



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
INSTITUTO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA INDUSTRIAL

MATHEUS DOS SANTOS BARBOSA

**EFEITO DA TEMPERATURA, TEMPO E TAXA DE RESFRIAMENTO NA  
FORMAÇÃO DO EUTETÓIDE DIVORCIADO EM SOLDAS DE TRILHOS DE AÇO  
PERLÍTICO**

Belém – PA  
Julho de 2021

MATHEUS DOS SANTOS BARBOSA

**EFEITO DA TEMPERATURA, TEMPO E TAXA DE RESFRIAMENTO NA  
FORMAÇÃO DO EUTETÓIDE DIVORCIADO EM SOLDAS DE TRILHOS DE AÇO  
PERLÍTICO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial – PPGEI, do Instituto de Tecnologia – ITEC, da Universidade Federal do Pará – UFPA, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Industrial.

Linha de Pesquisa: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado.

Belém – PA  
Julho de 2021

**Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP) de acordo com ISBD  
Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal do Pará  
Gerada automaticamente pelo módulo Ficat, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)**

---

Barbosa, Matheus dos Santos.

Efeito da temperatura, tempo e taxa de resfriamento na formação do eutetóide divorciado em soldas de trilhos de aço perlítico / Matheus dos Santos Barbosa. — 2021.

140 f. : il. color.

Orientador(a): Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado  
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, , 1,  
Belém, 2021.

1. Eutetóide divorciado. 2. Trilhos ferroviários. 3.  
Dilatometria. 4. Solda por caldeamento. I. Título.

CDD 620.1

---

MATHEUS DOS SANTOS BARBOSA

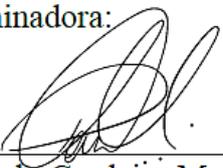
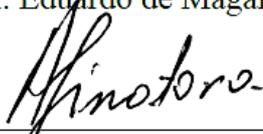
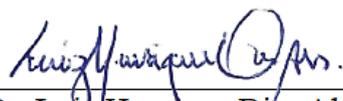
**EFEITO DA TEMPERATURA, TEMPO E TAXA DE RESFRIAMENTO NA  
FORMAÇÃO DO EUTETÓIDE DIVORCIADO EM SOLDAS DE TRILHOS DE AÇO  
PERLÍTICO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial – PPGEI, do Instituto de Tecnologia – ITEC, da Universidade Federal do Pará – UFPA, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Industrial.  
Linha de Pesquisa: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado.

Data de Aprovação: 01 de junho de 2021.

Banca examinadora:

 _____ Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado	- Orientador/Presidente PPGEI/UFPA
 _____ Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga	- Membro Interno PPGEI/UFPA
 _____ Prof. Dr. Amilton Sinatora	- Membro Externo PPGEM/PME/USP/ITV
 _____ Prof. Dr. Hélio Goldenstein	- Membro Externo PPGEM/PMT/USP
 _____ Prof. Dr. Luiz Henrique Dias Alves	- Membro Externo Dpto. Engenharia de Produção e Mecânica-UFJF

## AGRADECIMENTOS

À minha família, por todo o apoio e incentivo dados desde a graduação, com menção especial à minha querida avó Tereza, minha mãe Lícia (Branca) e minha tia Ana pelo exemplo de luta, coragem e dedicação, que tive a honra de presenciar ao longo dos anos.

À minha esposa e companheira Brenda, por sempre me apoiar em todas as decisões, por estar presente comigo desde a graduação e, principalmente, por ter me dado o melhor presente de todos: minha filha Laura que se tornou a razão e a motivação de tudo.

Ao meu orientador Prof. Dr. Paulo Machado pela orientação, oportunidades e experiências vividas também desde o período da graduação entre projetos, laboratórios e o mestrado.

Ao Prof. Dr. Eduardo Braga por todo apoio, suporte, amizade e oportunidades adquiridas. Agradeço a meus amigos Sammy Pompeu, Iury Barile (pru), Dalmir Matos, Tércio Cabral, Danyella, Cristhian (Gringo), Ângelo, Janaína e a todos os colaboradores do LCAM.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos – LCAM/UFPA, por todo conhecimento, amizades e experiências conquistadas e pelo acolhimento como uma verdadeira casa, além da estrutura que possibilitou a realização de grande parte do experimental deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Hélio Goldenstein pela contribuição e acolhimento no Laboratório de Transformação de Fases – LTF/USP/SP e à equipe do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da USP, em especial ao Dany Michel por todo apoio, amizade e experiência fornecidos durante e após o período experimental.

Para a equipe do Laboratório de Fenômenos de Superfície – LFS/USP/SP pelo apoio e conhecimentos fornecidos, em especial ao Gustavo Tressia.

À Vale S.A. pelo envio das amostras utilizadas e pelo auxílio financeiro ao estudo (Bolsa de Mestrado – Projeto Tratamento Térmico de Solda). E à equipe Vale de São Luís, em especial ao engenheiro Wagner Flores, pela amizade e ajuda fornecidos nesse importante período.

Vale uma menção honrosa para a tecnologia de dilatométrica que, apesar de ter tido um desenvolvimento lento, permitiu o desenvolvimento deste trabalho, ao avanço metalúrgico proporcionado pela literatura que serviram de base para compreensão e discussão dos resultados.

A todos que me ajudaram direta e indiretamente na realização de mais este sonho, meu sincero agradecimento.

“Não existe uma coisa chamada ‘desconhecido’, apenas o  
temporariamente oculto”

**James Tiberius Kirk**

“Quem diz que não pode ser feito nunca deve interromper aquele que  
está fazendo”

**Monkey D. Luffy**

Resumo da Dissertação apresentada ao PPGEI/UFPA como parte dos requisitos necessários para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Industrial (Me. Eng.).

## **EFEITO DA TEMPERATURA, TEMPO E TAXA DE RESFRIAMENTO NA FORMAÇÃO DO EUTETÓIDE DIVORCIADO EM SOLDAS DE TRILHOS DE AÇO PERLÍTICO**

**MATHEUS DOS SANTOS BARBOSA**

Orientador: Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado

A redução de dureza que ocorre ao final da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) de juntas soldadas de trilhos ferroviários é gerada através da formação do Eutetóide Divorciado (ED). Essa transformação ocorre na solda durante o resfriamento da austenita quando há a presença de carbonetos não dissolvidos, que, por sua vez, atuam como núcleos preexistentes para a formação dessa microestrutura, formando uma combinação de cementsita esferoidizada + ferrita. Com o intuito de compreender esta transformação microestrutural, amostras de trilhos premium e superpremium foram ensaiadas via dilatométrica, com um planejamento experimental (design of experiments - DOE) fatorial completo que avaliou os efeitos das variáveis temperatura, tempo de permanência em temperatura isotérmica e taxa de resfriamento; e suas interações. As amostras pós ciclo térmico foram caracterizadas via ensaio de microdureza e análise de microscopia eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que as maiores frações de ED foram obtidas em temperaturas mais elevadas (750 °C) e com maior carbono equivalente. Entretanto, o aumento da taxa de resfriamento, de 1,5 para 9 °C/s, ocasionou redução da fração de ED de 49% para o trilho premium em 750 °C e de 75% para o trilho superpremium em 740 °C. Em relação à dureza, o comportamento foi inversamente proporcional, pois o aumento da taxa de resfriamento proporcionou aumento na dureza dos trilhos (cerca de 21%), além disso, as amostras simuladas em 740 e 750 °C e resfriadas a 1,5 °C/s apresentaram dureza semelhante a encontrada na região de menor dureza de soldas por caldeamento de trilho. Os fatores que tiveram maior efeito na formação do ED, em ordem de crescente, foram a temperatura, o carbono equivalente e a taxa de resfriamento.

**Palavras-chave:** Eutetóide divorciado, Trilhos ferroviários, Dilatometria, Solda por caldeamento.

Abstract of the Dissertation presented to PPGEI/UFPA as part of the necessary requirements to obtain the Master's degree in Industrial Engineering (Msc. Eng.).

## **EFFECT OF TEMPERATURE, HOLDING TIME AND COOLING RATE ON THE FORMATION OF DIVORCED EUTECTOID IN PEARLITIC STEEL RAIL WELDING**

**MATHEUS DOS SANTOS BARBOSA**

Advisor: Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado

The hardness reduction that occurs at the end of the Heat Affected Zone (HAZ) of welded joints of railway is generated through of the Divorced Eutectoid formation (DE). This transformation happens in the weld during the cooling of the austenite when there is presence of undissolved carbides, which, in turn, act as preexisting cores for the formation of this microstructure, forming a combination of spheroidized cementite + ferrite. In order to understand this microstructural transformation, samples of premium and superpremium rails were tested by dilatometry, with a full factorial Design Of Experiments (DOE) that evaluated the effects of variables temperature, holding time and cooling rate; and their interactions. The samples after thermal cycling were characterized by microhardness test and scanning electron microscopy analysis. The results showed that the highest DE fractions were obtained at higher temperatures (750 °C) and with higher equivalent carbon. However, by increasing the cooling rate, from 1.5 to 9 °C/s, resulted in a reduction of the DE fraction of 49% for the premium rail at 750 °C and 75% for the superpremium rail at 740 °C. Regarding hardness, the behavior was inversely proportional, where the increase in the cooling rate provided an increase in the hardness of the rails (about 21%), in addition, the samples simulated at 740 and 750 °C and cooled to 1.5° C/s showed hardness similar to that was found in the region of lower hardness of rails welded by Flash Butt Weld (FBW). The factors that had the greatest effect on DE formation, in increasing order, were temperature, equivalent carbon and cooling rate.

**Keywords:** Divorced Eutectoid Transformation, Rail, Dilatometry, FBW.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Carga movimentada pelo transporte ferroviário no Brasil.....	13
Figura 2. Descarrilamento em ferrovia de transporte de carga pesada.....	14
Figura 3. Vista lateral dos constituintes de uma via ferroviária. ....	19
Figura 4. Marcação em alto relevo na lateral da alma do trilho segundo norma NBR 7590. ..	21
Figura 5. Microestrutura de um aço perlítico eutetóide.....	22
Figura 6. Ilustração de trilhos unidos por talas de junção. ....	24
Figura 7. Tala de junção aplicada em trecho da EFC.....	24
Figura 8. Processo de montagem de Trilhos longos soldados.....	26
Figura 9. Processo de soldagem por caldeamento. ....	28
Figura 10. Solda de trilhos, a) alinhamento (antes do pré-aquecimento), b) pós-rebarbamento, c) pré-lixamento.....	28
Figura 11. Trilhos soldados por caldeamento, estágio pré- <i>trimming</i> . a) ilustração da secção transversal típica de soldas por caldeamento, b) boleto e alma, b) patim. ....	29
Figura 12. Esquema ilustrativo das diferentes regiões de uma solda por caldeamento.....	30
Figura 13. Martensita com carbonetos não dissolvidos e grãos de “perlita globular”, ataque: picral, 500x. ....	32
Figura 14. Rede carbonetos formado por coalescimento das partículas de cementita. ....	33
Figura 15. Aço (0,78%C; 1,49%Mn) austenitizado a 700 °C em diferentes tempos.....	34
Figura 16. Ilustração das etapas da dissolução da perlita na formação da austenita em aço hipereutetóide (1,44%Cr). ....	34
Figura 17. Canoamento ( <i>squat</i> ): a) solda de caldeamento; b) solda aluminotérmica.....	35
Figura 18. Perfil de dureza de trilhos soldados pelo processo de caldeamento, ensaio Rockwell escala C (1470N) com 3 mm entre as indentações.....	36
Figura 19. Ilustração de frente de crescimento das reações perlítica e DET.....	37
Figura 20. Ilustração do crescimento da perlita em grão austenítico durante o resfriamento. .	38
Figura 21. Diagrama das áreas de formação de estrutura lamelar e divorciada. ....	39
Figura 22. Curva de transição entre modo lamelar e divorciado em função do super-resfriamento.....	40
Figura 23. Ilustração do processo de esferoidização isotérmico. $\alpha$ e $\gamma$ representam ferrita e austenita, respectivamente. ....	42
Figura 24. Defeito <i>squat</i> em solda aluminotérmica, a) condição inicial (classificação A), b) condição severa.....	44
Figura 25. Fração de cementita em função da temperatura e %Cr.....	45

Figura 26. Influência de elementos de liga na temperatura e composição eutetóide dos aços.	46
Figura 27. Exemplo de gráfico BoxPlot com indicação dos seus componentes.	49
Figura 28. Posição de retirada dos corpos de prova para dilatometria e análise química.	52
Figura 29. Gráfico de dilatação linear versus temperatura para um aço em resfriamento contínuo.	53
Figura 30. Curvas de dilatação térmica de aço perlítico de aplicação ferroviária, 0,77%C.	54
Figura 31. Ciclo térmico aplicado nas amostras dos trilhos <i>premium</i> e <i>superpremium</i> .	55
Figura 32. Dilatômetro de tempera Bähr DIL 805L.	56
Figura 33. Amostra fixada no dilatômetro.	56
Figura 34. Ciclo térmico aplicado para determinar as temperaturas críticas de transformação de fases dos trilhos.	57
Figura 35. Equipamentos utilizados para caracterização. a) Microdurômetro Mitutoyo HM-124 com indentedor piramidal, b) Microscópio ótico AxioVision Scop.A1 com lente Carl Zeiss, c) Microscópio eletrônico de varredura Tescan modelo Vega3	58
Figura 36. Imagem utilizada para cálculo da fração de área. a) segmentada, b) tratada no ImageJ.	59
Figura 37. Posição e espaçamento das indentações de microdureza.	60
Figura 38. Temperaturas críticas. a) trilho <i>premium</i> , b) trilho <i>superpremium</i> .	62
Figura 39. Curvas de deformação térmica para regiões da solda de um trilho <i>premium</i> com transformação austenítica parcial e completa.	63
Figura 40. Curvas de deformação térmica de amostras do trilho <i>premium</i> por 60 s em todas as taxas de resfriamento. a) 730 °C, b) 740 °C, c) 750 °C.	64
Figura 41. Curvas de deformação térmica de amostras do trilho <i>superpremium</i> por 60 s em todas as taxas de resfriamento. a) 730 °C, b) 740 °C, c) 750 °C.	65
Figura 42. Gráfico Boxplot da Tit em função do ciclo térmico para o trilho <i>premium</i> .	67
Figura 43. Gráfico Boxplot da Tit em função do ciclo térmico para o trilho <i>superpremium</i> .	68
Figura 44. Temperatura de um ponto do boleto localizado a 21 mm de uma solda entre trilhos <i>premium</i> .	69
Figura 45. Posicionamento dos termopares utilizados em uma simulação de solda por caldeamento.	70
Figura 46. Perfil de temperatura obtido via termopar de uma solda por caldeamento simulada (sem recalque).	70
Figura 47. Microscopia ótica do trilho <i>premium</i> em condição de fabricação, com presença de ferrita proeutetóide, 1000x.	72

Figura 48. Microscopia eletrônica do trilho <i>premium</i> em condição de fabricação, com presença de ferrita proeutetóide, 5kx.....	73
Figura 49. Microscopia ótica do trilho <i>superpremium</i> em condição de fabricação, 1000x. ....	73
Figura 50. Trilho <i>superpremium</i> na condição de fabricação. ....	74
Figura 51. Trilho <i>superpremium</i> com a presença de cementita proeutetóide.....	75
Figura 52. Inclusões de sulfeto de manganês em ambos os trilhos. ....	76
Figura 53. Análise EDS do trilho <i>superpremium</i> no sentido de laminação, inclusões de sulfeto de manganês. ....	76
Figura 54. Eutetóide divorciado, a) solda por caldeamento, b) trilho <i>premium</i> simulado a 730 °C por 90s e resfriado a 9 °C/s. ....	77
Figura 55. Trilho <i>premium</i> com presença de cementita proeutetóide fragmentada nos contornos de grão. 740°C, 30s, 5°C/s.....	78
Figura 56. Porosidades encontradas no trilho <i>Premium</i> tratado a 740 °C por 60 s e resfriado a 1,5°C/s. 1000X, ortogonal ao sentido de laminação. ....	79
Figura 57. Coalescimento das particulas de cementita indicado pelas setas amarelas, a) Trilho <i>premium</i> , ciclo 740 °C – 90 s - 1,5 °C/s, b) Trilho <i>superpremium</i> , ciclo 750 °C – 60 s – 1,5 °C/s. ....	80
Figura 58. Fragmentação das lamelas de cementita durante o aquecimento.....	81
Figura 59. Etapa inicial do processo de fragmentação perlítica via DET, trilho <i>superpremium</i> simulado a 740°C - 60s - 9°C/s. a) aumento de 20.000X, b) aumento de 40.000X.....	81
Figura 60. Trilho <i>superpremium</i> simulado a 730 °C por 30 s e resfriado a 1,5 °C/s, setas amarelas indicando cementita fragmentada nos contornos das colônias de perlita.....	82
Figura 61. <i>Superpremium</i> com regiões de baixo carbono no contorno de colônias, ciclo 750 °C, 90 s e 9 °C/s.....	83
Figura 62. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>premium</i> simulado a 730 °C. ....	85
Figura 63. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>premium</i> simulado a 740 °C. ....	85
Figura 64. Trilho <i>premium</i> com 100% de eutetóide divorciado – Ciclo térmico 740 °C - 1,5 °C/s. a) 30 s, b) 60 s, c)90 s.....	86
Figura 65. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>premium</i> simulado a 750 °C. ....	87
Figura 66. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>superpremium</i> simulado a 730 °C. ....	90
Figura 67. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>superpremium</i> simulado a 740 °C. ....	90
Figura 68. Fração de eutetóide divorciado do Trilho <i>superpremium</i> simulado a 750 °C. ....	91
Figura 69. Microdureza para o trilho <i>premium</i> simulado a 730 °C.....	93
Figura 70. Microdureza para o trilho <i>premium</i> simulado a 740 °C.....	94

Figura 71. Microdureza para o trilho <i>premium</i> simulado a 750 °C.....	95
Figura 72. Perfil de dureza Brinell de soldas por caldeamento em trilhos <i>premium</i> resfriadas a diferentes taxas de resfriamento. ....	96
Figura 73. Microdureza para o trilho <i>superpremium</i> simulado a 730 °C.....	97
Figura 74. Microdureza para o trilho <i>superpremium</i> simulado a 740 °C.....	98
Figura 75. Microdureza para o trilho <i>superpremium</i> simulado a 750 °C.....	98
Figura 76. Perfil de microdureza de soldas por caldeamento em trilhos <i>superpremium</i> resfriadas a diferentes taxas de resfriamento. ....	99
Figura 77. Posicionamento do local das análises de termografia. ....	101
Figura 78. Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a fração de eutetóide divorciado ( $\alpha = 0,05$ ). ....	104
Figura 79. Gráfico dos efeitos principais para Eutetóide Divorciado. ....	104
Figura 80. Gráfico de interação entre os fatores para Eutetóide Divorciado. ....	105
Figura 81. Gráfico de superfície de resposta para Eutetóide Divorciado: a) em função da temperatura e carbono equivalente, b) em função da temperatura e taxa de resfriamento....	105
Figura 82. Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a microdureza ( $\alpha = 0,05$ ) .....	107
Figura 83. Gráficos dos efeitos principais para Microdureza.....	107
Figura 84. Gráfico de interação entre os fatores para Microdureza. ....	108
Figura 85. Gráfico de superfície de resposta para Microdureza: a) em função da temperatura e tempo, b) em função da temperatura e taxa de resfriamento.....	109
Figura 86. Imagens capturadas do trilho <i>PREMIUM</i> simuladas a 730°C. com aumento de 20kx. ....	123
Figura 87. Imagens capturadas do trilho <i>PREMIUM</i> simuladas a 740°C. com aumento de 20kx. ....	124
Figura 88. Imagens capturadas do trilho <i>PREMIUM</i> simuladas a 750°C. com aumento de 20kx. ....	125
Figura 89. Imagens capturadas do trilho <i>SUPERPREMIUM</i> simuladas a 730°C. com aumento de 20kx. ....	126
Figura 90. Imagens capturadas do trilho <i>SUPERPREMIUM</i> simuladas a 740°C. com aumento de 20kx. ....	127
Figura 91. Imagens capturadas do trilho <i>SUPERPREMIUM</i> simuladas a 750°C. com aumento de 20kx. ....	128
Figura 92. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>premium</i> simuladas a 730°C. ....	129

Figura 93. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>premium</i> simuladas a 740°C. .....	130
Figura 94. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>premium</i> simuladas a 750°C. .....	131
Figura 95. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>superpremium</i> simuladas a 730°C.....	132
Figura 96. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>superpremium</i> simuladas a 740°C.....	133
Figura 97. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho <i>superpremium</i> simuladas a 750°C.....	134

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Identificação das regiões do trilho.....	18
Tabela 2. Normas de especificação e fabricação de trilhos.....	20
Tabela 3. Classificação dos tipos de trilhos.....	21
Tabela 4. Comparação dos processos de soldagem de trilhos.....	25
Tabela 5. Codificação de planejamentos experimentais.....	48
Tabela 6. Composição química dos trilhos estudados (% peso).....	51
Tabela 7. Codificação da matriz experimental.....	60
Tabela 8. Temperaturas críticas de transformação de fase.....	62
Tabela 9. Faixa de temperatura (°C) na qual ocorreu a transformação subcrítica.....	68
Tabela 10. Fração de eutetóide divorciado e dureza de amostras de trilhos simulados via dilatometria, dados disponíveis na literatura.....	88
Tabela 11. Dados experimentais de Bauri (2020). a) variáveis do processo de soldagem, b) matriz experimental (método de Taguchi).....	89
Tabela 12. ANOVA para a resposta R1 (fração de Eutetóide Divorciado - ED).....	103
Tabela 13. ANOVA para a resposta R2 (microdureza).....	106

## LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Símbolos	Definição
$A_1$	Temperatura crítica de início da formação da austenita
$A_{C1}$	Temperatura crítica de início da formação da austenita durante o aquecimento
$A_3$	Temperatura crítica de término da formação da austenita para aços hipoeutetóides
$A_{CM}$	Temperatura crítica de término da formação da austenita para aços hipereutetóides
$A_{CCM}$	Temperatura crítica de término da formação da austenita para aços hipereutetóides durante o aquecimento
$C_{EQ}$	Carbono Equivalente
$E_P$	Efeito principal
$M_3C$	Representação estequiométrica da razão metal/carbono.
$Fe_3C$	
$\bar{y}$	Resposta média
°C	Graus Celsius
$\mu m$	Micro metro
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	Análise de Variância
AREMA	<i>American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association</i>
AS	<i>Australian Standard</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
C	Elemento químico Carbono
C.E.	Fator carbono equivalente
CCC	Estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado
CG	Crescimento de Grão
CFC	Estrutura cristalina Cúbica de Face Centrada
Cr	Elemento químico Cromo
CWR	<i>Continuously Welded Rail</i>
DET	<i>Divorced Eutectoid Transformation</i>
DOE	<i>Design of Experiments</i>
ED	Eutetóide Divorciado
EDS	<i>Energy Disperse X-ray Spectroscopy</i>
EFC	Estrada de ferro carajás
EM	<i>European Norm</i>
Fe	Elemento químico Ferro
FBW	<i>Flash Butt Weld</i>
FEFLOG	Faculdade de Engenharia Ferroviária
GOST	<i>National standard of the Russian Federation</i>
H	Elemento químico Hidrogênio
HB	<i>Hardness Brinell</i>
He	Elemento químico Hélio
HRC	<i>Hardness Rockwell</i> , escala c
HV	<i>Hardness Vickers</i>
IHHA	<i>International Heavy Haul Association</i>
IRS	<i>Indian Railway Standard</i>
ITEC	Instituto de Tecnologia da UFPA
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i>
$k$	Representação estatística dos fatores de uma análise estatística
km	Quilometro
$L$	Representação de comprimento

$L_0$	Representação de comprimento inicial
lb	Libra (Unidade de força)
LCAM	Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos
m	Metro
MEV	Microscopia Eletrônica de varredura
MB	Metal de Base
Mn	Elemento químico Manganês
MNS	Sulfeto de Manganês
MO	Microscopia Ótica
MTBF	<i>Mean Time Between Failure</i>
N	Elemento químico Nitrogênio
$n$	Representação estatística dos níveis de fatores de uma análise estatística
nm	Namo metro
NBR	Norma Brasileira Aprovada pela ABNT
Ni	Elemento químico Níquel
O	Elemento químico Oxigênio
P	Elemento químico Fósforo
PIB	Produto Interno Bruto
PWHT	<i>Post Welding Heat Treatment</i>
RC	Região Central da solda
RCF	<i>Rolling Contact Fatigue</i>
S	Elemento químico Enxofre
s	Segundos
Si	Elemento químico Silício
TEM	<i>Transmission Electron Microscopy</i>
$T_{it}$	Temperatura de início de transformação de fase no resfriamento
$T_{ft}$	Temperatura de fim de transformação de fase no resfriamento
TT	Fator temperatura
TR	Fator taxa de resfriamento
TP	Fator tempo
TU	Toneladas Úteis
TLS	Trilho Longo Soldado
UFPA	Universidade Federal do Pará
UIC	<i>International Union of Railways</i>
USP	Universidade de São Paulo
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
$\gamma$	Símbolo representante da Austenita
$\alpha$	Símbolo representante da Ferrita alfa
$\alpha_p$	Símbolo representante da Ferrita alfa proeutetóide
$\varepsilon$	Símbolo representante da Emissividade
$\theta$	Símbolo representante da Cementita
$\theta_p$	Símbolo representante da Cementita proeutetóide
$\lambda$	Símbolo representante do Espaçamento interlamelar

---

## SUMÁRIO

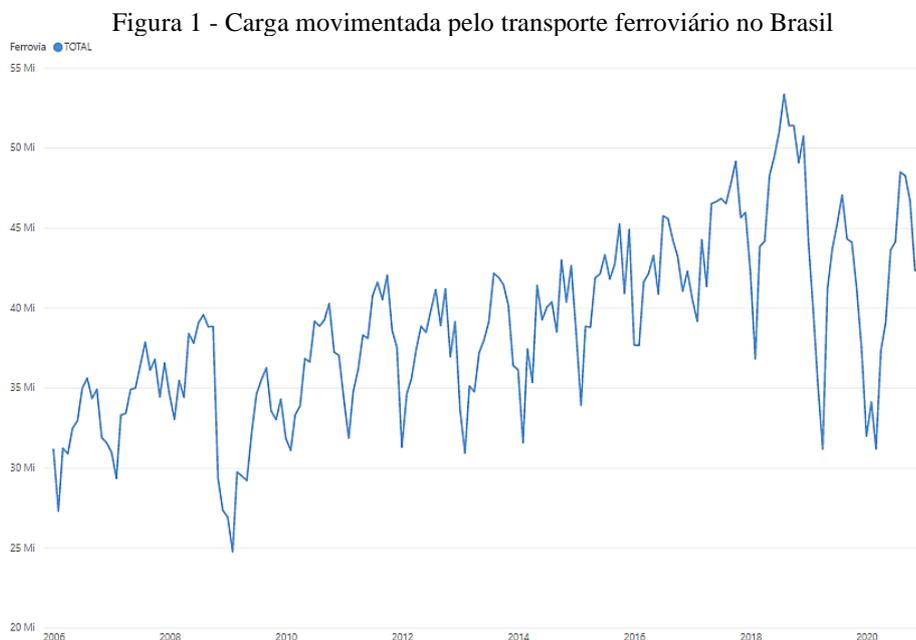
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>13</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>17</b>
<b>2.1 Geral .....</b>	<b>17</b>
<b>2.2 Específicos .....</b>	<b>17</b>
<b>2.3 Tecnológico.....</b>	<b>17</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>18</b>
<b>3.1 Trilho .....</b>	<b>18</b>
3.1.1 Classificação.....	20
3.1.2 Microestrutura .....	21
<b>3.2 Soldagem de trilhos .....</b>	<b>23</b>
3.2.1 Soldagem por Caldeamento.....	27
3.2.2 Tratamentos térmicos .....	30
<b>3.3 Esferoidização .....</b>	<b>31</b>
3.3.1 Eutetóide clássico .....	37
3.3.2 Eutetóide Divorciado.....	38
3.3.3 Fatores de influência.....	44
3.3.3.1 Microestrutura inicial .....	44
3.3.3.2 Elementos de liga .....	44
<b>3.4 Estatística .....</b>	<b>46</b>
3.4.1 Planejamento fatorial $3^3$ .....	47
<b>3.5 Conclusões da revisão bibliográfica.....</b>	<b>50</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>51</b>
<b>4.1 Materiais.....</b>	<b>51</b>
<b>4.2 Métodos .....</b>	<b>52</b>
4.2.1 Dilatometria .....	52
4.2.2 Caracterização Microestrutural.....	57
4.2.2.1 Metalografia Qualitativa.....	58

4.2.2.2 Metalografia Quantitativa.....	58
4.2.3 Caracterização Mecânica.....	59
4.2.3.1 Ensaio de microdureza.....	59
4.2.4 Planejamento experimental.....	60
4.2.4.1 Determinação do tamanho da amostra.....	61
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>62</b>
<b>5.1 Dilatometria .....</b>	<b>62</b>
5.1.1 Temperaturas de transformação subcríticas .....	66
<b>5.2 Metalografia qualitativa.....</b>	<b>71</b>
<b>5.3 Metalografia quantitativa .....</b>	<b>83</b>
5.3.1 Trilho <i>premium</i> .....	84
5.3.2 Trilho superpremium .....	89
<b>5.4 Caracterização mecânica .....</b>	<b>92</b>
5.4.1 Trilho <i>premium</i> .....	92
5.4.2 Trilho superpremium .....	96
<b>5.5 Análise estatística.....</b>	<b>101</b>
5.5.1 Fração de eutetóide divorciado .....	102
5.5.2 Microdureza .....	106
<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>110</b>
<b>6.1 Conclusões tecnológicas .....</b>	<b>111</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>113</b>
<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>114</b>
<b>APENDICE I.....</b>	<b>121</b>
<b>APENDICE II .....</b>	<b>123</b>
<b>APENDICE III.....</b>	<b>129</b>

# 1 INTRODUÇÃO

O Brasil é um dos maiores exportadores de commodities do mundo, em destaque o minério de ferro, petróleo bruto, café e açúcar. Os quais podem ser transportados por grandes distâncias até os portos, o modal ferroviário representa uma opção de transporte de carga eficiente que favorece a competitividade dos produtos brasileiros no mercado internacional. Esse modal de transporte é utilizado no Brasil para escoamento da produção agrícola, de carvão, cimento, minério de ferro e cargas variadas. A porção de carga transportada pelo setor ferroviário vem crescendo ao longo dos anos (Figura 1), o volume de cargas transportadas em 2018 foi de 570 milhões de toneladas úteis (TU), onde a produção de minério de ferro foi responsável por aproximadamente 77% (ANTT, 2020).

A indústria extrativa mineral é um dos setores básicos da economia no país, em 2020, por exemplo, o saldo do setor foi de U\$ 32,5 bilhões, equivalente a 63,8% do saldo da balança comercial brasileira. A Compensação Financeira pela Exploração de recursos Minerais (CFEM) foi de R\$ 6,08 bilhões (35% maior em comparação a 2019), o estado do Pará representou 51,2% da arrecadação (IBRAM, 2021).



A prática de aumentar a capacidade de carga dos vagões é feita desde os anos 1980, o intuito é aumentar a carga transportada por viagem, no entanto, é necessário aprimorar a eficiência do modal ferroviário, aperfeiçoar os componentes da via, como trilhos e rodas, é um método efetivo para isso.

Aumentar a carga dos vagões impacta fortemente nas condições impostas aos trilhos, já que, com o ambiente operacional mais severo, a ocorrência de defeitos como o “*squat*” e o desgaste aumentam consideravelmente (SAITA et al., 2017), a presença de defeitos na via permanente aumenta a probabilidade de ocorrência de acidentes, como o da Figura 2. O Anuário Estatístico de Transportes informa que atualmente existem cerca de 30.000 km de ferrovias no Brasil, dos quais 2.385 km (8%) são destinados ao transporte de minério de ferro.

Figura 2 - Descarrilamento em ferrovia de transporte de carga pesada



Fonte: (MARTINS, 2020).

Inúmeros trabalhos que visam melhorar e compreender a capacidade e as condições do modal ferroviário são desenvolvidos mundialmente, principalmente por instituições especializadas na área como o IHHA (*International Heavy Haul Association*), AREMA (*American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association*), JIS (*Japanese Industrial Standards*) e UIC (*International Union of Railways*).

Mutton et al. (2016) estudaram juntas soldadas de trilhos perlíticos para avaliar a influência da microestrutura na formação de Fadiga de Contato de Rolamento (RCF). Os autores verificaram que a nucleação e a propagação de trincas por RCF ocorreu com maior facilidade nas regiões de menor dureza (região amolecida) devido à elevada deformação plástica imposta durante o uso.

O controle microestrutural da região final da ZAC é de extrema importância para diminuir a incidência de defeitos provenientes e/ou induzidos pela soldagem, haja vista que a soldagem é um processo intrínseco às ferrovias mundiais. Esta região é característica por atingir

uma faixa de temperatura que induz a formação de uma microestrutura com carbonetos esféricos, os quais reduzem a dureza local.

De acordo com Nishikawa (2018), a esferoidização da cementita da perlita ocorre por meio da reação do eutetóide divorciado (*Divorced Eutectoid Transformation - DET*). Em seu estudo, o autor simulou a esferoidização em trilhos hipereutetóides (0,75 a 0,92% C) utilizando dilatometria e obteve diferentes frações de microestrutura esferoidizada para temperaturas de austenitização distintas. Observou-se ainda que nas temperaturas próximas a 730 °C a esferoidização é máxima e que chegando a temperaturas próximas a 800 °C ainda é existente a presença de estruturas esferoidizadas.

Em soldas de trilhos, seja por aluminotermia, por caldeamento ou qualquer outro processo, a região final da ZAC sofre transformação austenítica parcial (Temperatura intercrítica), responsável por reduzir o nível de dureza da solda em relação ao metal de base do trilho. Possuindo importância extrema para a geração e propagação de defeitos, controle de qualidade e manutenção dos trilhos.

Atualmente, a aplicação de tratamentos térmicos em linhas de produção de trilhos para propiciar melhorias microestruturais e mecânicas é utilizada com frequência pelos fabricantes. No âmbito global, desenvolver técnicas e materiais que permitam as ferrovias suportarem a elevada demanda de transporte de cargas, condições climáticas severas, desgaste imposto pelo RCF e diminuir a heterogeneidade da região de solda pode ocasionar redução de custos de manutenção e aumento de produtividade.

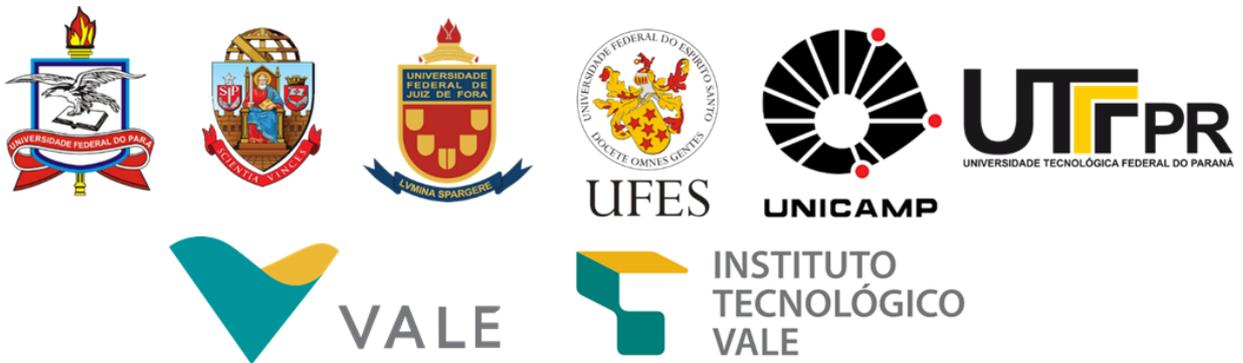
Deste modo, compreender o mecanismo de esferoidização da cementita, a cinética de resfriamento de soldas de trilhos e selecionar taxas de resfriamento adequadas pode melhorar a confiabilidade das soldas e garantir maior vida útil em serviço nas ferrovias brasileiras.

No Brasil, os estudos de Bauri (2020), Nishikawa (2018), Nishikawa e Goldenstein (2018), Porcaro (2019), Porcaro et al. (2017, 2020) e Pompeu (2020) são os primeiros realizados de maneira a compreender a gênese microestrutural de juntas soldadas de trilhos.

A aplicação de ferramentas estatísticas como *DOE (Design Of Experiments)* permite analisar a influência e interação dos parâmetros envolvidos em processos, facilitando a análise e seleção de novas metodologias. Este artifício estatístico vem ganhando espaço no campo da metalurgia, a exemplo dos trabalhos de Rowlands e Antony (2003), Alves et al. (2019) e Bauri et al. (2020).

Sendo assim, o desenvolvimento desta dissertação visa contribuir com a elaboração de uma solução para minimizar a heterogeneidade de propriedade mecânica das soldas de trilhos

utilizados pela empresa Vale S.A., de maneira a reduzir a fração de estruturas esferoidizadas em soldas de trilhos. Este trabalho integra um projeto de pesquisa coordenado pelo Prof. Dr. Paulo Cordeiro Machado (FEFLOG/ITEC/UFPA), o qual faz parte de uma cooperação de desenvolvimento tecnológico-científico entre a empresa Vale S.A. e os grupos de pesquisas da rede Cátedra Roda-Trilho, fomentando a parceria entre a Universidade Federal do Pará (UFPA), Universidade de São Paulo, Universidade Federal de Juiz de Fora, Universidade Estadual de Campinas, Universidade Federal do Espírito Santo e Universidade Tecnológica Federal do Paraná.



## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Geral

Avaliar a influência das variáveis temperatura, tempo e taxa de resfriamento no crescimento do eutetóide divorciado e seu efeito no comportamento mecânico em soldas de trilhos *premium* e *superpremium*.

### 2.2 Específicos

- Simular as microestruturas encontradas na região de transformação parcial de soldas de trilhos por meio do ensaio de dilatométrica;
- Avaliar as características metalúrgicas das microestruturas simuladas com auxílio dos processos de metalografia qualitativa e quantitativa por meio de ensaios de microscopia ótica e eletrônica de varredura;
- Avaliar o comportamento mecânico das amostras por meio do ensaio de microdureza Vickers;
- Avaliar o efeito das variáveis (tempo, temperatura e taxa de resfriamento) e das interações entre as variáveis na formação do eutetóide divorciado utilizando planejamento fatorial.
- Obter as temperaturas de início de transformação de fase durante o resfriamento.

### 2.3 Tecnológico

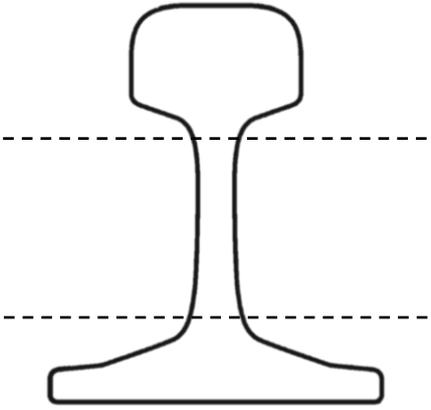
- Fornecer dados complementares relacionados a condição mais adequada de resfriamento da região do final da ZAC de soldas de trilho, visando o auxílio na definição de ciclos térmicos para Tratamentos térmicos pós soldagem (PWHT) de soldas por caldeamento de trilhos *premium* e *superpremium*.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta cinco seções principais, nelas serão apresentados os termos e conceitos necessários para o entendimento do trabalho. A seção 3.1 apresenta os aspectos gerais sobre os trilhos envolvendo sua definição, classificação e microestrutura característica. A seção 3.2 explica sobre a soldagem dos trilhos abordando o processo, tipos, características e regiões. A seção 3.3 elucida o processo de esferoidização da cementita contendo aspectos como mecanismo de formação e fatores de influência. Na seção 3.4, são introduzidos conceitos estatísticos focando no planejamento de experimentos via DOE. Por fim, a seção 3.5 apresenta as conclusões obtidas com a leitura da revisão bibliográfica.

#### 3.1 Trilho

É a designação dada a um dispositivo usado como guia ou suporte para elementos móveis, sendo muito empregado em linhas férreas e pontes rolantes. No contexto ferroviário, os trilhos são perfis de aço laminado responsáveis por servir de suporte para as rodas do trem, possuem geometria semelhante a uma viga em I, o modelo usado atualmente é o Vignole, desenvolvido pelo engenheiro inglês Charles Blacker Vignoles. A geometria varia conforme as solicitações mecânicas, seja para transporte de passageiros (*Domestic railway*) ou de cargas pesadas (*Heavy Haul*). A Tabela 1 ilustra a geometria padrão do trilho Vignole e sua subdivisão.

Região	Função	Perfil
Boleto ( <i>Head</i> )	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Receber a carga das rodas;</li> <li>• Possuir área de contato apropriada para reduzir a pressão.</li> </ul>	
Alma ( <i>Web</i> )	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ligar o boleto ao patim;</li> <li>• Controlar a inércia e boa parte da resistência do perfil à carga máx. por eixo.</li> </ul>	
Patim ( <i>Base</i> )	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Transferir a carga para a via permanente;</li> <li>• Reduzir a pressão de contato.</li> </ul>	

Fonte: Adaptado de (STEFFLER, 2013).

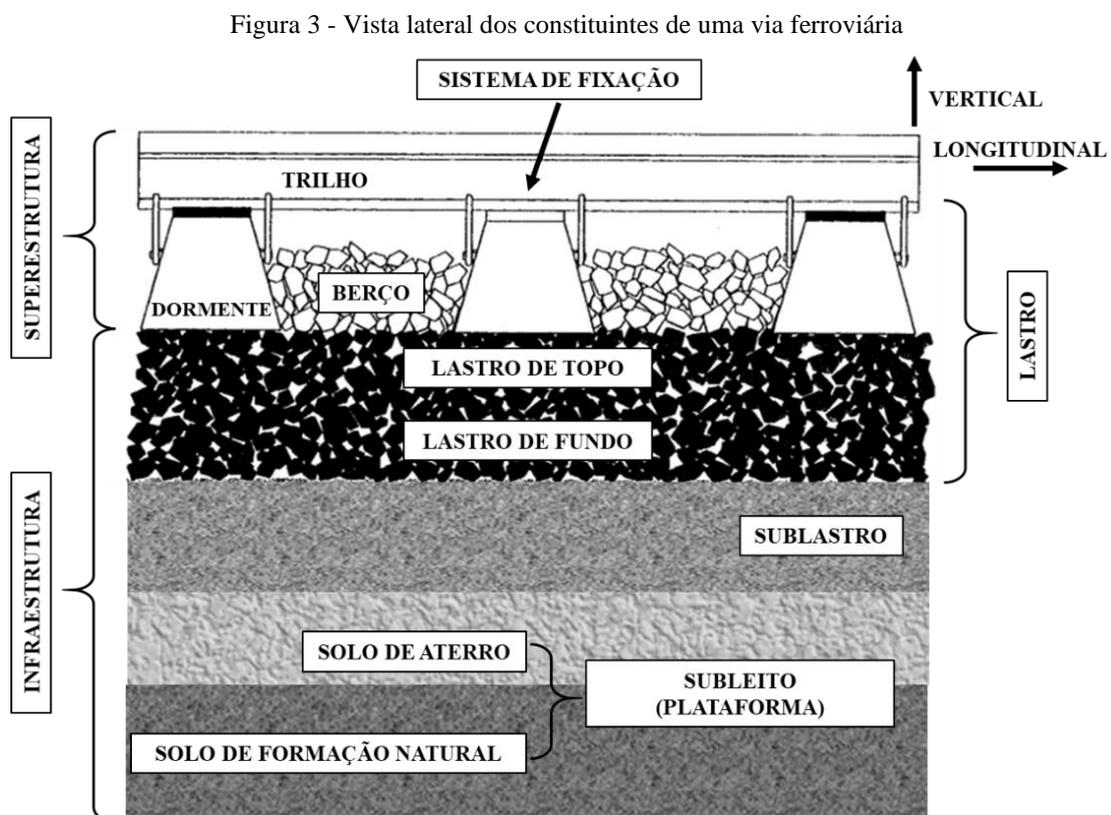
O uso de trilhos começou por volta do século XVII, tendo a madeira como matéria-prima. No início do século XVIII, começou-se a usar chapas de ferro fundido sob trilhos de madeira, além do desenvolvimento de rodas de ferro fundido e modificações na geometria das

chapas para direcionar os vagões. Já em meados do século XVIII, foi fabricado o primeiro trilho de aço (GARNHAM e DAVIS, 2009).

O emprego de trilhos no transporte ferroviário ocorreu inicialmente para transporte de passageiros e depois para o transporte de cargas. Segundo Garnham e Davis (2009), os processos de fabricação, conformação e composição química do aço determinam fatores como resistência ao desgaste, fadiga e tensão máxima de contato.

Os trilhos são os elementos da ferrovia que mais sofrem solicitações mecânicas, durante a movimentação dos vagões sobre a via, o peso da locomotiva (em torno de 37,5 Toneladas/eixo) ocasiona grandes esforços mecânicos, os quais o trilho é responsável por transferir para a fundação da via.

A fixação é realizada nos dormentes com auxílio de acessórios de fixação (clipes de fixação elástica ou rígida e placas de apoio), os dormentes são responsáveis por transmitir os esforços impostos ao trilho para o lastro e conseqüentemente para o sublastro e subleito. Esses elementos constituem a superestrutura e a infraestrutura da via permanente e são identificados lateralmente na Figura 3 (BRINA, 1988).



Fonte: Adaptado de (SELIG, ERNESTT AND WATER, 1995).

Segundo Saita et al. (2013) os trilhos *Standard* com concentração de carbono entre 0,63 e 0,75% C e dureza de até 290 HB são aplicados em ferrovias de transporte de passageiros, já

as ferrovias para transporte de cargas pesadas exigem trilhos com maior desempenho e qualidade haja vista que os esforços aplicados à via são maiores, requerendo trilhos com elevada dureza e tratados termicamente, normalmente de composição eutetóide e hipereutetóide e dureza acima de 320 HB. De acordo com a ASM Volume 6 (1993), a vida média de um trilho é em torno de 70 anos.

### 3.1.1 Classificação

A geometria e o peso de cada trilho dependem das solicitações impostas e das condições ambientais, de modo que vários órgãos normalizadores definem padrões para uso e manutenção das vias. As principais normas e classificações estão listadas na Tabela 2.

NOME	ABREVIACÃO	SÍMBOLO
American Railway Engineering and Maintenance-of-way Association	AREMA	XXXRE
Japanese Industrial Standards	JIS	XXA XXN
European Norm	EN	XXNEX
International Heavy Haul Association	IHHA	
International Union of Railways	UIC	UICXX
Indian Railway Standard	IRS	
National standard of the Russian Federation	GOST	PXX
Australian Standard	AS	ASXX
Tomahawk Railway	TR	TR

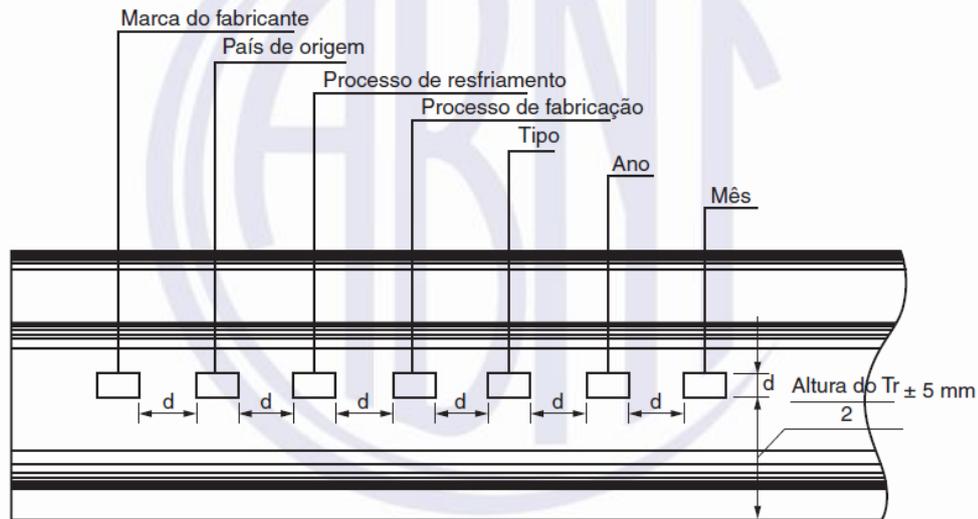
\*\*XX representa a numeração que acompanha cada símbolo e possui significado diferente em cada norma.

Fonte: Autoria própria.

Os fabricantes atendem a especificações destas normas de maneira a diversificar seus mercados de atuação e identificam seus produtos de maneira independente. Existem várias formas de identificação, no entanto, a mais usual é uma marcação em alto relevo na região lateral da alma contendo informações sobre o peso/comprimento, a norma seguida, a data de fabricação além das condições de fabricação.

No Brasil a norma NBR 7590 (2012) apresenta, além das informações da marcação em alto relevo na alma (Figura 4), os requisitos referentes a fabricação, estocagem, dimensões, acabamentos e outros detalhes referentes ao uso desses perfis no país.

Figura 4 - Marcação em alto relevo na lateral da alma do trilho segundo norma NBR 7590



Fonte: (NBR 7590, 2012).

Dentre as diversas entidades de classificação, as mais usuais são as associações *AREMA* e *IHHA* que qualificam de acordo com nível de dureza e processo de fabricação. A Tabela 3 dispõe dos tipos utilizados atualmente. Neste trabalho foi adotada a classificação da *IHHA*.

Tabela 3 - Classificação dos tipos de trilhos

ASSOCIAÇÃO	TIPO DE TRILHO	DUREZA MÍNIMA DA SUPERFÍCIE DO BOLETO (HB)	CONDIÇÃO
	<i>Standart</i>	310	-
<i>AREMA</i>	<i>Intermediate</i>	350	
	<i>High Strength</i>	370	-
<i>IHHA</i>	<i>Standart</i>	300-340	Aço carbono Perlita grosseira
	<i>Premiun</i>	341-388	Microligado Perlita fina
	<i>Superpremiun</i>	>388	Tratamento térmico Perlita ultrafina

Fonte: Adaptado de (AREMA, 2010; IHHA, 2001).

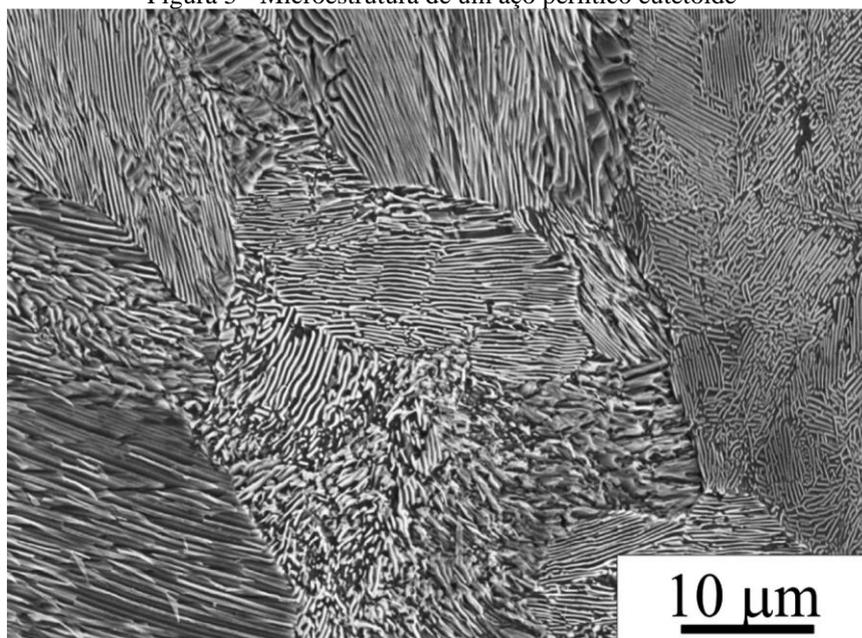
### 3.1.2 Microestrutura

O ferro “puro” possui uma forma estável conhecida como ferrita (ou ferro  $\alpha$ ), que possui estrutura cristalina CCC e baixa solubilidade de carbono (0,022%C em peso) o que a faz ser uma fase com baixa dureza (macia), quando aquecido a elevadas temperaturas ( $\sim 900^{\circ}\text{C}$ ) é transformado em austenita ( $\gamma$ ), que é uma fase com estrutura cristalina CFC e solubilidade de 2,11%C, este ainda não é estável a temperaturas subcríticas sem a presença de elementos

estabilizadores. A cementita ( $\theta$ ), por outro lado, é um carboneto de ferro do tipo  $M_3C$  metaestável à temperatura ambiente, estrutura ortorrômbica e possui elevada dureza e fragilidade devido ao seu teor de 6,7%C em peso, esta é responsável por aumentar consideravelmente a resistência de aços (ASHBY; SHERCLIFF; CEBON, 2012; CALLISTER; RETHWISCH, 2012; COLPAERT, 2008; KRAUSS, 2005; PANDIT; BHADSHIA, 2012; SMALLMAN; BISHOP, 1999).

De acordo com a AREMA (2010), a microestrutura do boleto dos trilhos deve ser completamente perlítica (Figura 5), devendo ser confirmada em casos de elevada dureza (410 HB) na região para evitar a existência de estruturas martensíticas. A perlita é um microconstituente formado por lamelas de ferrita (dúctil) e cementita (frágil), fases que são formadas a partir da decomposição eutetóide da austenita (ASHBY; SHERCLIFF; CEBON, 2012; CALLISTER; RETHWISCH, 2012a; SMALLMAN; BISHOP, 1999).

Figura 5 - Microestrutura de um aço perlítico eutetóide



Fonte: (GERSHTEYN et al., 2011).

Esses aços são bastante empregados na construção de válvulas, arames, trilhos e rodas de vagões ferroviários. Seu processo de formação será discutido em detalhes no tópico 3.3.1 (GERSHTEYN et al. (2011).

De acordo com IHHA (2001), em aplicações *Heavy Haul* são utilizados trilhos de aço perlítico com concentração de carbono próximo ao eutetóide, comumente de alta resistência e tratados termicamente. Tratando-se de condição da microestrutura ideal para aplicações *heavy*

*haul* são os aços com perlita fina, que pode ser alcançada pela adição de elementos de liga ou tratamento térmico. Com dureza máxima de 400HB sugerida pela AREMA (2010).

Segundo Yokoyama et al. (2002), são desejáveis propriedades mecânicas como dureza, resistência ao desgaste e à fratura, que têm sido melhoradas com o aumento da concentração de carbono para valores acima da composição eutetóide.

Existem ainda trilhos de aço bainítico (ferrita + cementita em formato não lamelar), no entanto com aplicações ainda restritas devido ao custo, o rigoroso controle necessário no processo de fabricação (temperatura de transformação e elementos de liga) além de que ainda não foram atingidas propriedades para o sistema *heavy haul*, possuem maior aplicabilidade em estruturas que demandam alta resistência mecânica, sua aplicação em trilhos é maior em vias de alta velocidade ou em curvas de ferrovias para o transporte de cargas pesadas, já os trilhos de aço perlítico são bastante utilizados em seções retas da via, onde a vida útil do trilho é governada principalmente por desgaste (BRIGUENTE, 2013; SOUZA, 2008).

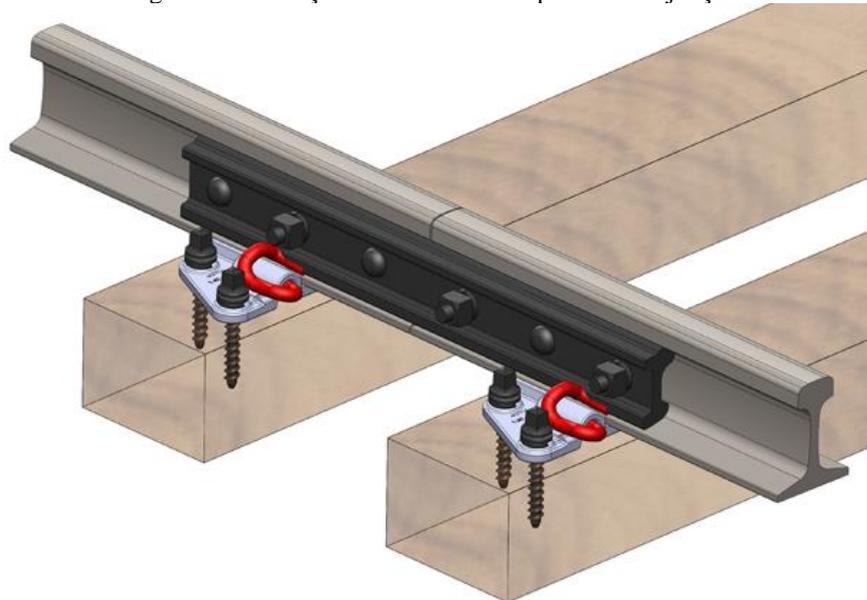
Aglan e Fateh (2006, 2007) estudaram a relação entre microestrutura e propriedades mecânicas de um trilho bainítico e um perlítico (*premium*), os autores verificaram que o trilho bainítico tem maior vida útil média, de iniciação de trincas e menor velocidade de propagação de trincas em comparação ao trilho perlítico.

### **3.2 Soldagem de trilhos**

No início do transporte ferroviário, os trilhos eram unidos por junta mecânica utilizando eclisas, também conhecidas como talas de junção. Estes elementos metálicos são fixados por parafusos transpassados na alma dos trilhos (Figura 6) de maneira a mantê-los unidos e propiciar nivelamento horizontal e vertical (PARDO, 2009).

Com o avanço tecnológico, a união dos trilhos passou a ser realizada utilizando soldagem, método que além de unir os trilhos sem a necessidade de furar a lateral da alma (ponto concentrador de tensão), elimina o vão entre os trilhos propiciando emendas com maior confiabilidade mecânica (BRIGUENTE, 2013). No entanto, talas de junção ainda são aplicadas em manutenções corretivas (de aplicação imediata), pátios de manobra (Figura 7) e em pontos da via que precisam de isolamento elétrico (JICS – junta isolante XXX).

Figura 6 - Ilustração de trilhos unidos por talas de junção



Fonte: (RAILPARTS, 2021).

Figura 7 - Tala de junção aplicada em trecho da EFC



Fonte: Autoria própria.

Os principais processos de soldagem utilizados para união de trilhos são: Caldeamento, Aluminotermia, a Arco Fechado e por Pressão com aquecimento por gás, sendo os dois primeiros mais aplicados em ferrovias de carga pesada e os dois últimos em ferrovias para transporte de passageiros, cada país usa os processos mais convenientes de acordo com a aplicação desejada e condições ambientais. A Tabela 4 apresenta alguns detalhes a respeito desses métodos de união de trilhos (GARNHAM; DAVIS, 2009; SAITA et al., 2013; STEENBERGEN, 2006).

Tabela 4 - Comparação dos processos de soldagem de trilhos

PROCESSO	AQUECIMENTO	TEMPERATURA (°C)	TEMPO DE SOLDAGEM (Minutos)	LARGURA DA ZAC (mm)	QUALIDADE
Caldeamento (Autógeno)	Efeito joule	1300-1400	1,5 - 4	30 - 45	Excelente
Aluminotermia	Reação química	>2000	30	Metal de Solda: 70 ZAC: 20	Boa
Arco fechado	Arco elétrico	-	60	Metal de Solda: 20 ZAC: 50	Boa
Por pressão à gás (Autógeno)	Oxi-acetileno	1200 - 1300	6 - 7	~100	Excelente

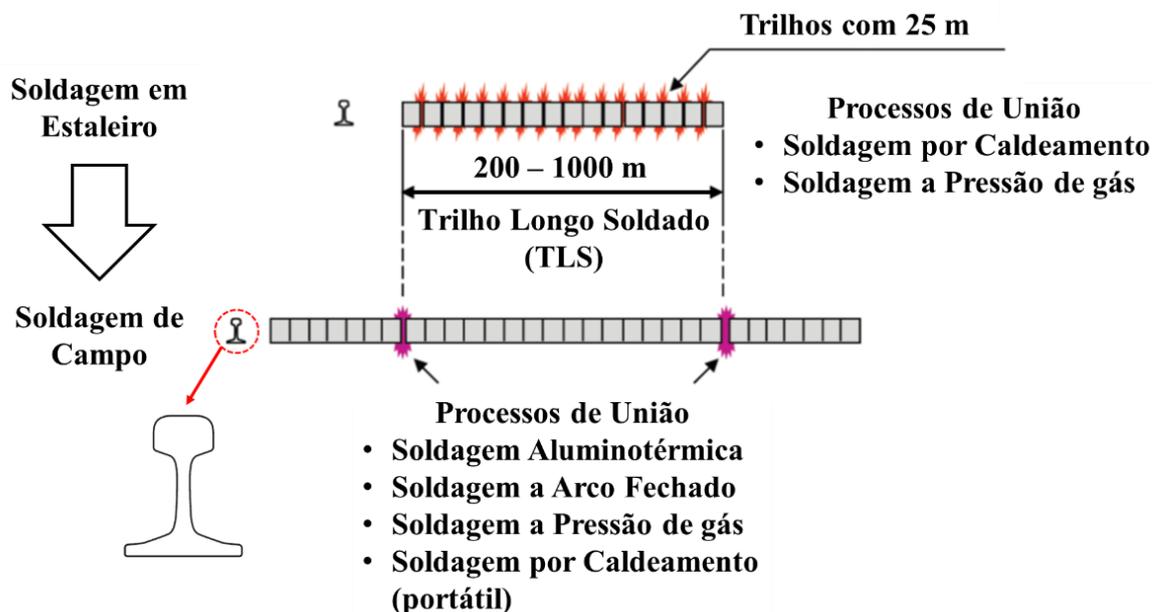
\*\*\* Valores considerados para um trilho JIS60.

Fonte: Adaptado de (SAITA et al. 2013).

A soldagem por caldeamento apresenta melhores condições tanto em relação ao tempo de soldagem e largura da ZAC quanto à qualidade da solda, já o processo por aluminotermia possui maior mobilidade para aplicação em campo em relação ao caldeamento realizado em estaleiros, no entanto, já existem equipamentos móveis (portáteis) de soldagem de caldeamento.

A utilização de Trilhos Longos Soldados – TLS (*Continuously Welded Rail – CWR*, da expressão em inglês) (Figura 8) é realizada desde 1930 (STEENBERGEN, 2006). Esta prática minimiza a quantidade de soldas de campo (aluminotérmica), que possuem maior probabilidade de ocorrência de defeitos em comparação às realizadas no estaleiro (caldeamento), assim, aumentando a vida útil da via permanente (SAITA et al., 2013).

Figura 8 - Processo de montagem de Trilhos longos soldados



Fonte: Adaptado de (SAITA et al. 2013).

No caso da empresa Vale, os trilhos chegam do fabricante com 24 m (padrão segundo norma ASTM A1-00:2018) de comprimento, os TLS são personalizados de acordo com a secção da via a serem instalados, os maiores utilizados atualmente no estaleiro de São Luís possuem comprimento de 360 m, sendo configurado por 15 trilhos e 14 soldas por caldeamento (OLIVEIRA, 2018). A metodologia de soldagem aplicada é a mesma apresentada por Saita et al. (2013), onde os trilhos são soldados no estaleiro pelo processo de caldeamento para formar os TLS e são unidos em campo por aluminotermia, método este também recomendado pela ASM Volume 6 (1993).

No caso de ferrovias, que serão submetidas a elevados carregamentos cíclicos, vibrações e condições ambientais rígidas, o controle dos parâmetros e qualidade nos processos de soldagem é imprescindível, pois, durante a união de peças o ideal é manter a homogeneidade microestrutural e das propriedades mecânicas, no entanto, pode haver a ocorrência de inclusões, descontinuidades, porosidades e até mesmo trincas (MUTTON et al., 2016).

Segundo Terashita e Tatsumi (2003), que avaliaram danos em trilhos soldados por diversos processos, o número de falhas de soldas realizadas tende a diminuir em função do aumento da confiabilidade estrutural, o que pode ser alcançado com melhorias nos processos de soldagem, técnicas de inspeção e a correta aplicação dos critérios de avaliação do processo.

Para AREMA (2010), soldas em trilhos de alta resistência (>370 HB) podem necessitar de resfriamento com fluxo de ar forçado pós-soldagem para manter os requisitos de trilhos laminados. Nestes casos é necessário rigoroso controle da taxa de resfriamento para que não

ocorra a transformação martensítica (elevada dureza e fragilidade) (TSCHIPTSCHIN, 1982). Segundo a ASM Volume 6 (1993), essa prática não impede a queda de dureza que ocorre nos limites da ZAC.

Em razão de o trilho ser um ativo de elevada importância na indústria, o procedimento de soldagem deve seguir as recomendações de normas específicas, a exemplo da AREMA (2010) e ASM Volume 6 (1993). Apesar da solda proporcionar boa estabilidade e com maior confiabilidade, ainda é considerada uma descontinuidade na via, tanto do ponto de vista mecânico quanto microestrutural (TAWFIK; MUTTON; CHIU, 2008).

### 3.2.1 Soldagem por Caldeamento

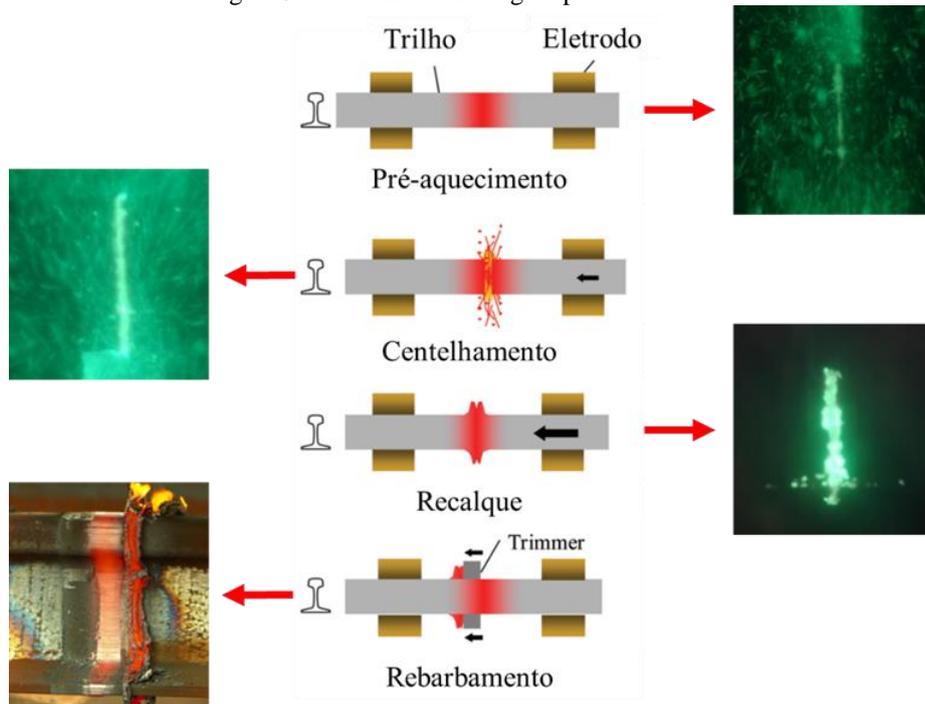
O processo de caldeamento ou soldagem de topo com centelhamento (*Flash Butt Weld* - *FBW*) utiliza energia elétrica e cada uma das peças a serem soldadas funciona como um eletrodo para a passagem da corrente elétrica.

Garnham e Davis (2009), Fujii, Nakanowatari e Nariai (2015), Alves et al. (2019) e Saita et al. (2013) definem o processo de acordo com as Figuras 9 e 10, no qual os trilhos são alinhados um contra o outro de maneira transversal e soldados nas seguintes etapas:

- Estágio de pré-aquecimento no qual suscetíveis pulsos de corrente e força (níveis elevados) são aplicados (*Pre-Heating*), nessa etapa o alinhamento das superfícies a serem soldadas é aprimorado e imperfeições e impurezas são eliminadas;
- No próximo estágio, centelhamento (*Flashing*), a temperatura é elevada pela ação da resistência elétrica (Efeito Joule);
- Recalque, uma força é aplicada hidraulicamente de maneira a causar movimento de recalque (*Upsetting*) entre as peças;
- Por último o excesso de metal, que é extrudado para a borda (Figura 11) da união, é retirado na etapa de rebarbamento (*Trimming*).

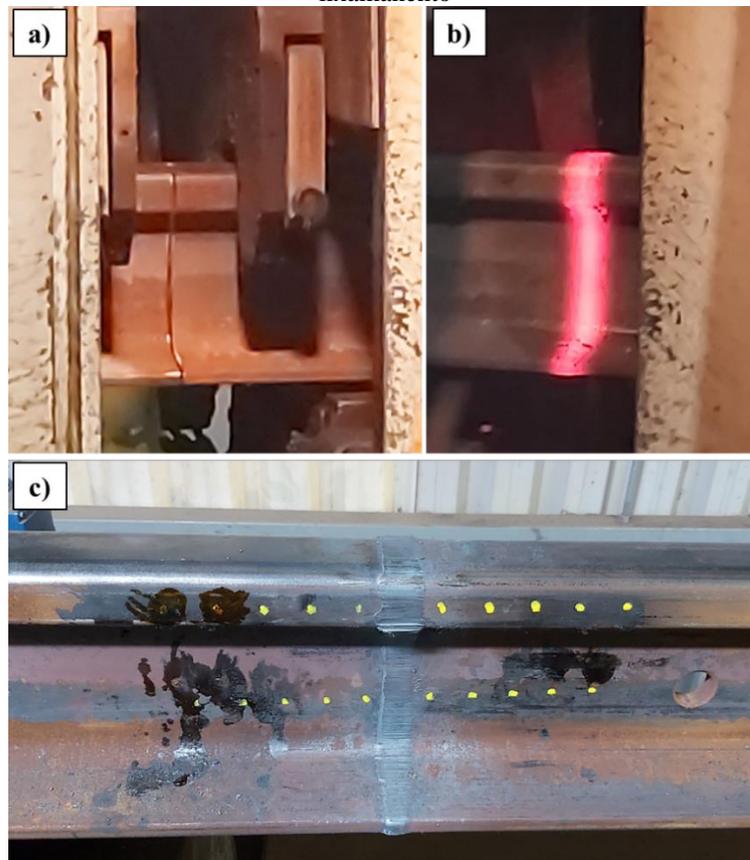
De acordo com Weingrill, Krutzler e Enzinger (2016) a soldagem de caldeamento é um dos três processos de soldagem aplicados para união de trilhos utilizados atualmente, fornecendo ainda juntas satisfatórias e com baixa introdução de descontinuidades. Este processo é frequentemente aplicado na construção de novas vias e renovação de grandes trechos, enquanto a soldagem aluminotérmica é mais utilizada na união de TLS e reparos (STEENBERGEN, 2006).

Figura 9 - Processo de soldagem por caldeamento



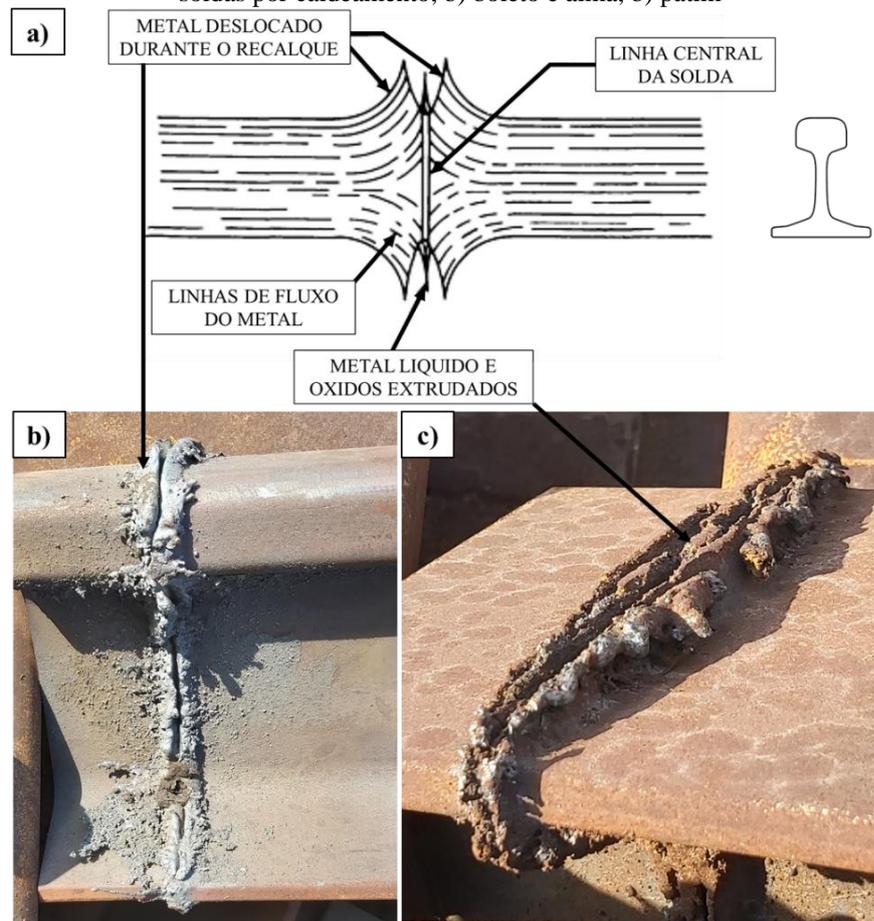
Fonte: Adaptado de (JILABI, 2015 e SAITA et al. 2013).

Figura 10 - Solda de trilhos, a) alinhamento (antes do pré-aquecimento), b) pós-rebarbamento, c) pré-lixamento



Fonte: Autoria própria.

Figura 11 - Trilhos soldados por caldeamento, estágio pré-*trimming*. a) ilustração da secção transversal típica de soldas por caldeamento, b) boleto e alma, b) patim

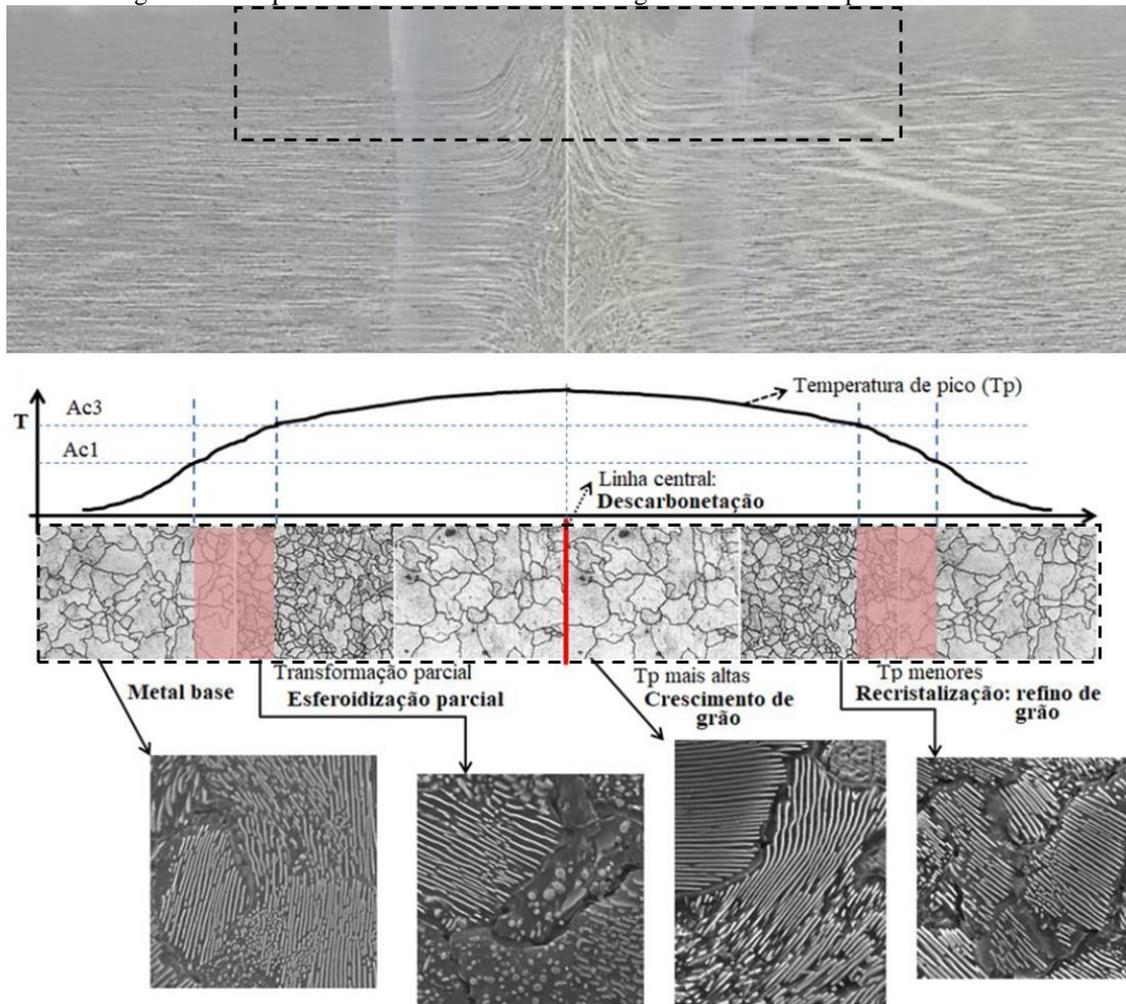


Fonte: Adaptado de (ASM V6, 1993).

A microestrutura final pós-soldagem é a composta por perlita (considerando resfriamento ao ar) que apresenta tamanho de colônia e espaçamento interlamelar variados ao longo da ZAC e uma região com cementita esferoidizada que se forma ao final da ZAC. A utilização de resfriamento acelerado pós-solda pode apresentar também estruturas bainíticas e martensíticas de acordo com a taxa de resfriamento aplicada, conforme visto no trabalho de Pompeu (2020).

Autores como Mansouri e Monshi (2004), Nishikawa (2018) e Porcaro (2019) dividem a solda em cinco regiões distintas: Metal de Base (MB); Austenitização parcial (MB/ZAC); Recristalização (RC); Crescimento de Grão (CG) e Região Central (RC), as quais são mostradas na Figura 12.

Figura 12 - Esquema ilustrativo das diferentes regiões de uma solda por caldeamento



Fonte: Adaptado de (PORCARO et al., 2019).

Nos processos de soldagens utilizados para união dos trilhos o aporte térmico na região de transição ZAC/MB gera temperaturas próximas a eutetóide, essa temperatura é suficiente para causar austenitização parcial na microestrutura e iniciar o processo de dissolução dos carbonetos. No entanto, o tempo e a temperatura não são suficientes para completar a reação, durante o resfriamento os carbonetos não dissolvidos dificultam a formação da perlita totalmente lamelar (acoplada) dando origem a uma estrutura chamada de eutetóide divorciado (ferrita + carbonetos esféricos). O próximo tópico apresenta em detalhe a gênese dessa microestrutura e consequência de sua presença em soldas de trilhos.

### 3.2.2 Tratamentos térmicos

De acordo com Colpaert (2008), a maneira mais comum de alterar as propriedades mecânicas e físico-químicas de aços é por meio de tratamentos térmicos, o efeito do tratamento sobre as propriedades do aço sofre influência da composição química. Considerando a

temperatura em que o aço é submetido durante o tratamento térmico, há uma nomenclatura considerada na literatura, abaixo segue a faixa de temperatura e nome:

- Região do campo austenítico monofásico – tratamento crítico;
- Entre as temperaturas críticas  $A_1$  e  $A_3$  ou  $A_1$  e  $A_{CM}$  – tratamento intercrítico;
- Abaixo da temperatura  $A_1$  – tratamento subcrítico.

Se tratando de trilhos, os tratamentos térmicos são aplicados durante o processo de fabricação (*on-line* ou *off-line*), que tem por objetivo melhorar as propriedades mecânicas do boleto, e após o processo de soldagem (*Post Weld Heat Treatment* - PWHT), visando restaurar as propriedades do aço que são alteradas na região devido ao aporte térmico da soldagem e ciclo de resfriamento.

Durante o processo de soldagem dos trilhos, a austenita formada devido ao aquecimento vai formar subprodutos de acordo com a taxa de resfriamento da região. Em trilhos de composição hipereutetóide, que tendem a possuir melhores propriedades mecânicas devido ao aumento da fração volumétrica de cementita causado pelo incremento de carbono na estrutura, há a necessidade de controle de resfriamento, principalmente durante a fabricação, para evitar a formação de cementita proeutetóide durante o resfriamento da austenita. (YOKOYAMA et al., 2002).

A aplicabilidade de um fluxo de ar forçado sobre a região soldada de trilhos pós processo de soldagem já é realidade em plantas de solda, essa atividade causa um resfriamento acelerado na microestrutura, que, de acordo com Garnham e Davis (2009) e Krauss (2005), é uma maneira efetiva de controlar a dureza de aços perlíticos.

Os parâmetros de temperatura, tempo de isoterma e taxa de resfriamento que serão avaliados neste trabalho, poderão ser utilizados como base em tratamentos térmicos aplicados após a soldagem (PWHT).

### 3.3 Esferoidização

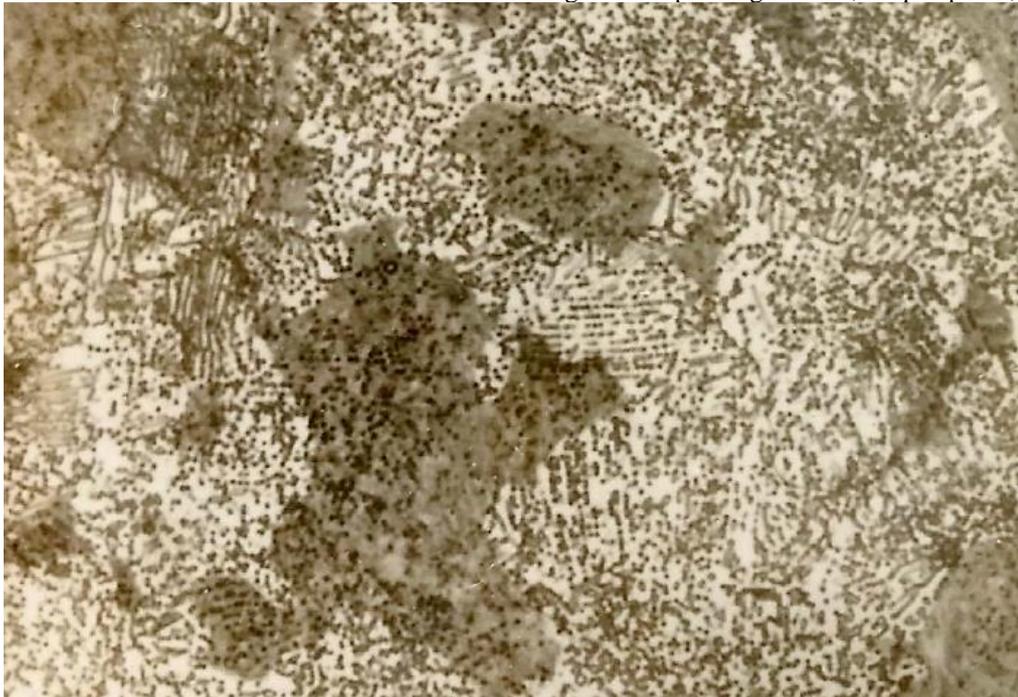
A esferoidização é uma alteração morfológica de carbonetos que tende a mudar o formato dos carbonetos  $M_3C$  de lamelar para esférico em estruturas perlíticas submetidas ao ciclo térmico do tratamento conhecido como recozimento de esferoidização ou subcrítico (temperaturas próximas a eutetóide) (FAGUNDES, 2006; TSCHIPTSCHIN, 1982). A cementita em formato lamelar (presente na perlita) atua como barreira para a movimentação de discordâncias, possuindo livre caminho médio menor em relação às estruturas esferoidizadas. Quando ocorre a mudança para o formato esférico, o livre caminho médio acaba aumentando,

fornecendo “caminhos” para a movimentação de discordâncias ocasionando maior ductilidade (LEWANDOWSKI; THOMPSON, 1986).

Comumente este processo não é seguido de transformação de fase, ou seja, a temperatura de tratamento não ultrapassa o patamar isotérmico da temperatura crítica  $A_1$ , salvo nas exceções quando se realiza a ciclagem térmica em torno da temperatura  $A_1$ . Vale ressaltar ainda que os carbonetos distribuídos em matriz ferrítica possuem geometria com menor energia interfacial (COLPAERT, 2008; FAGUNDES, 2006; SAMUELS, 1999).

Tschiptschin (1982) estudou a “perlita globular” envolvendo a cinética e mecanismos de formação, o autor concluiu que o aumento da fração volumétrica de carbonetos pode estar associado a nucleação e crescimento de novos carbonetos na interface ferrita-austenita. Como o autor utilizou a técnica de tratamentos térmicos interrompidos, também utilizado por CHAE et al., 2011, o produto foi de cementita esferoidizada em matriz de martensita, conforme Figura 13.

Figura 13 - Martensita com carbonetos não dissolvidos e grãos de “perlita globular”, ataque: picral, 500x



Fonte: (TSCHIPTSCHIN, 1982).

Na literatura, a cementita esferoidizada em matriz ferrítica é tratada de diversas maneiras: perlita globular, perlita divorciada, estrutura esferoidizada, entre outras. No entanto, há um consenso em relação à cementita, os autores chamam de cementita esferoidizada o carboneto em formato esférico. Neste trabalho, a microestrutura constituída de cementita

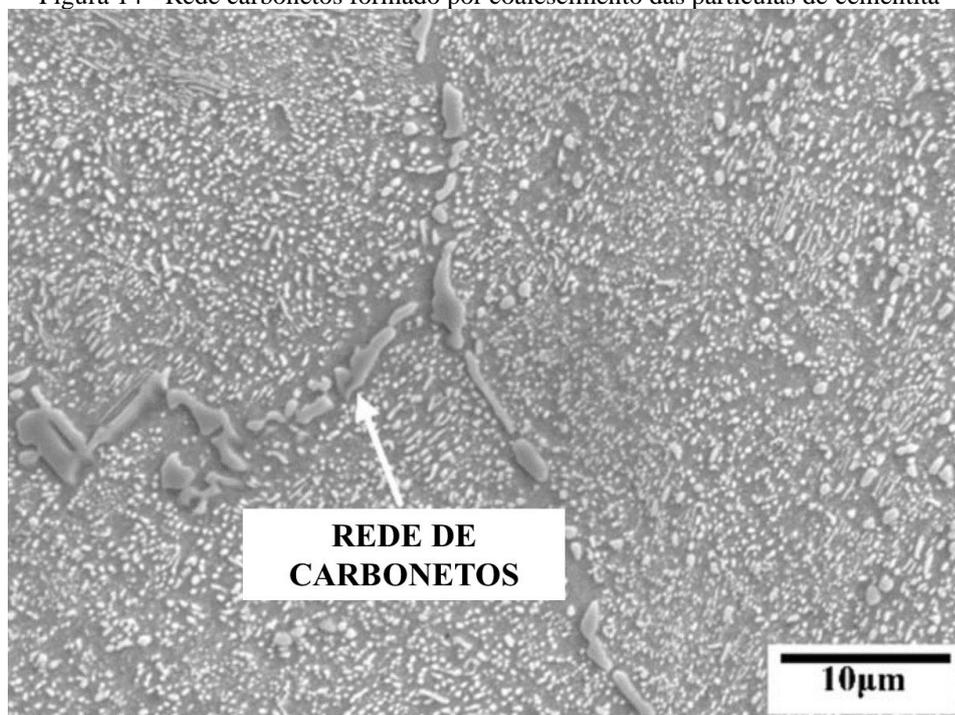
esferoidizada em matriz ferrítica seguirá a sugestão de Nishikawa (2018) de utilizar a nomenclatura “Eutetóide divorciado”.

De acordo com Nishikawa (2018), a alteração no formato dos carbonetos que ocorre no final da ZAC de soldas de trilhos é em razão do movimento das interfaces das fases sólidas causado pela reação do eutetóide divorciado, o carbono disperso na matriz tende a causar o coalescimento das partículas esferoidizadas, tornando-as maiores.

Li et al. (2016) e Tschiptschin (1982) afirmam que o aumento do tempo de austenitização propicia incremento no diâmetro das partículas de carboneto não dissolvidos, indicando que a dissolução e o coalescimento ocorrem simultaneamente.

O recozimento subcrítico é um tratamento no qual as amostras são submetidas a longos ciclos térmicos para mudar o formato dos carbonetos, esses ciclos são da ordem de 15 a 25 horas, aços esferoidizados são extremamente dúcteis, tenazes e resilientes (CALLISTER; RETHWISCH, 2012a; VERHOEVEN, 2000). Han et al. (2019) menciona que após a completa esferoidização da cementita as partículas começam a coalescer e formar redes de carbonetos como as da Figura 14, no entanto, há a possibilidade de ser cementita de contorno de grão prévio.

Figura 14 - Rede carbonetos formado por coalescimento das partículas de cementita

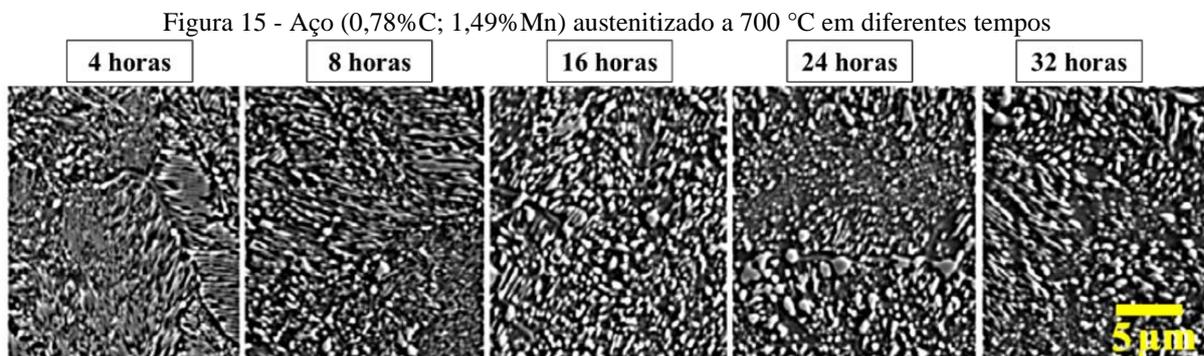


Fonte: (HAN et al., 2019).

Para compreender a esferoidização é necessário estudar o processo de austenitização dos aços, o qual pode ser dividido em dois estágios. No primeiro, a ferrita e parte da cementita

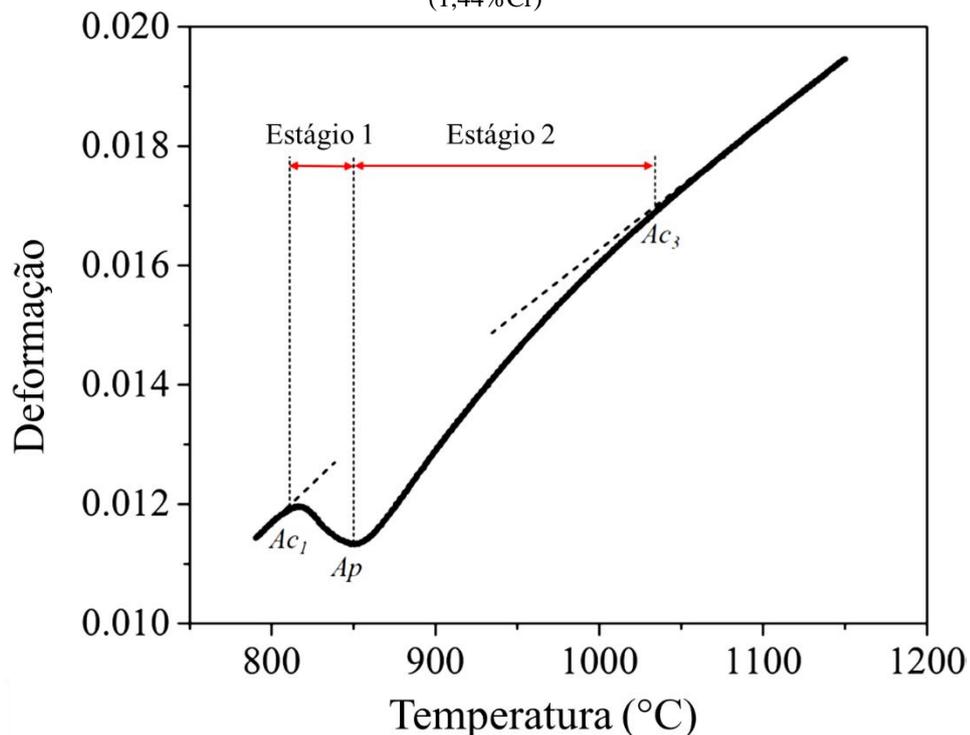
começam a se dissolver seguindo a reação eutetóide clássica (cooperativamente), na fase final com a evolução do tempo ocorre o coalescimento das partículas de cementita (Figura 15) (HILLERT et al., 1971 *apud* LI et al., 2018; LI et al., 2018; YI et al., 2012).

Os estágios de dissolução da perlita, apresentados por Hillert et al. (1971), podem ser visualizados na Figura 16 de Li et al. (2018), onde uma curva de aquecimento obtida via dilatometria de um aço hipereutetóide aquecido à taxa de 120 °C/s é mostrada. A dissolução da ferrita tem início na temperatura  $A_{C1}$  e término na temperatura  $A_P$  e da cementita início na  $A_{C1}$  e término na  $A_{C3}$ . Os autores informam ainda que a taxa de dissolução da cementita é maior no estágio 1 e que fatores como taxa de aquecimento, composição química e microestrutura inicial afetam as temperaturas de início e término da transformação.



Fonte: Adaptado de (YI et al., 2012)

Figura 16 - Ilustração das etapas da dissolução da perlita na formação da austenita em aço hipereutetóide (1,44%Cr)



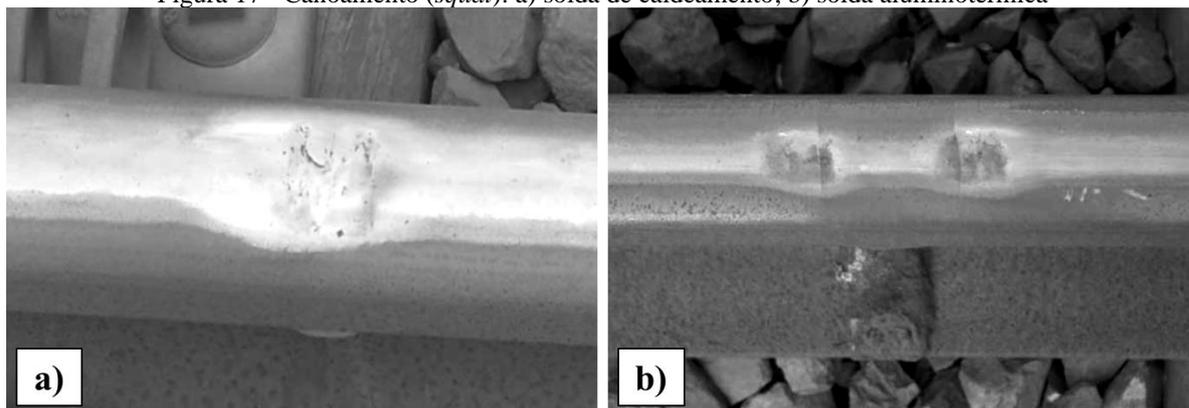
Fonte: (LI et al., 2018).

Data de 1914 o primeiro estudo sobre a esferoidização dos carbonetos da perlita realizado por Howe e Levy, em 1922 Whiteley observou pela primeira vez que a esferoidização dos carbonetos da perlita ocorria somente em regiões onde existiam carbonetos não dissolvidos na austenita e que estas partículas agiam como núcleos para a formação de cementita com formato esférico (WHITELEY, 1922 e HOWE AND LEVY, 1914 apud TSCHIPTSCHIN, 1982).

O processo de esferoidização da cementita é muito importante industrialmente, sendo bastante aplicado como um processo intermediário na produção de componentes como rolamentos e cubos de roda. Em aplicações com geometria complexa onde são exigidos do material elevados limite de escoamento, resistência e dureza, é benéfico obter essa microestrutura em uma das etapas de fabricação, pois com a esferoidização dos carbonetos é possível diminuir os esforços necessários para deformação a frio.

No contexto de soldas de trilhos, a mudança no formato dos carbonetos da perlita causa variação das propriedades mecânicas na região de ocorrência dessa microestrutura (limite entre ZAC e MB), este fato gera deformação localizada nas extremidades da solda devido ao aumento das cargas dinâmicas na via ocasionado pela interação do contato roda - trilho. Essa deformação é conhecida como *squat* ou “canoamento” (Figura 17) e está associado ao RCF (Fadiga de contato por rolamento), que tende a formar trincas na pista de rolamento (IHHA, 2001).

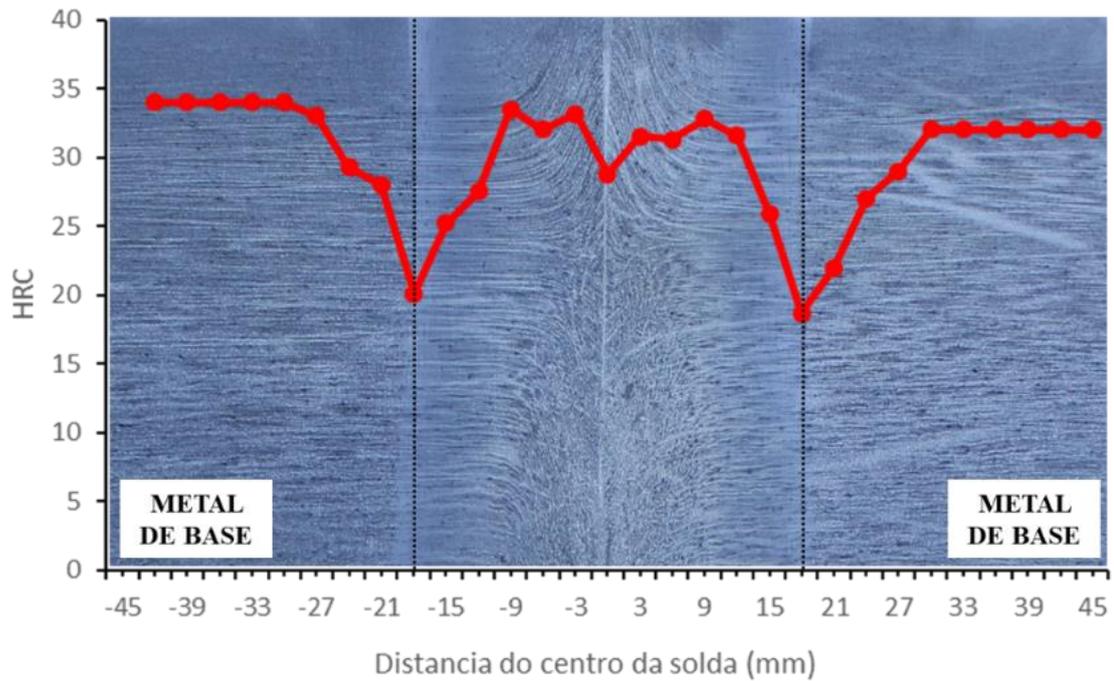
Figura 17 - Canoamento (*squat*): a) solda de caldeamento; b) solda aluminotérmica



Fonte:(LI, 2009).

Como a maioria dos trilhos utilizados atualmente são fabricados de aço perlítico, o carboneto que sofre esferoidização na transição MB/ZAC das soldas é a cementita da perlita. A queda de dureza típica de soldas de trilhos (Figura 18) é atribuída à esferoidização parcial que ocorre nos carbonetos da perlita durante o resfriamento da região de transição entre metal de base e a zona afetada pelo calor (MUTTON *et al.*, 2016).

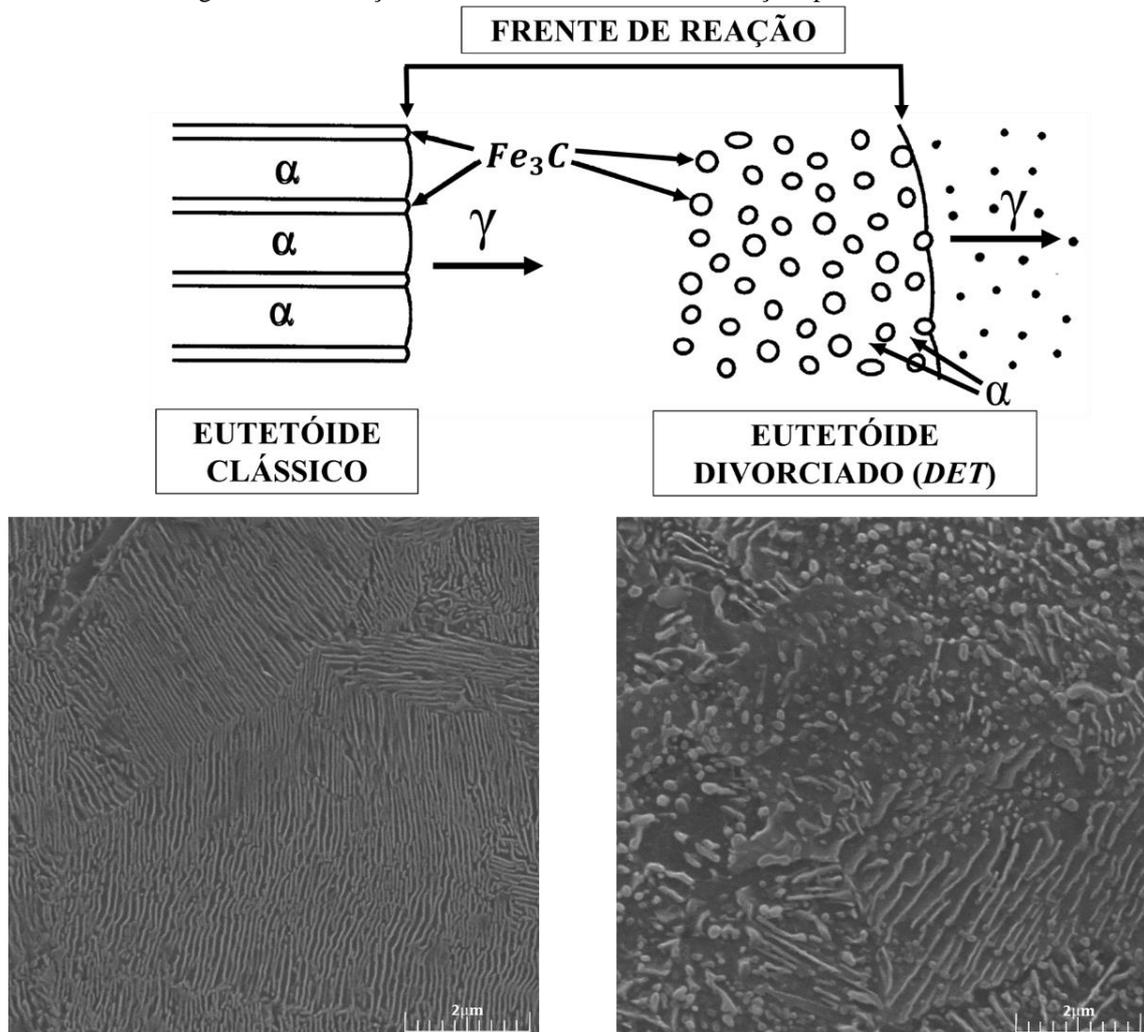
Figura 18 - Perfil de dureza de trilhos soldados pelo processo de caldeamento, ensaio Rockwell escala C (1470N) com 3 mm entre as indentações



Fonte: Autoria própria.

A cementita esferoidizada pode ser gerada de diversas maneiras, a mais comum é por meio da reação eutetóide clássica (reação perlítica), na qual a ferrita e cementita crescem de maneira cooperativa, em relação aos trilhos, há a reação do eutetóide divorciado, na qual as fases crescem de maneira não acoplada (OYAMA et al, 1984; VERHOEVEN and GIBSON, 1998). Detalhes sobre as duas reações são ilustrados na Figura 19.

Figura 19 - Ilustração de frente de crescimento das reações perlítica e DET



Fonte: Adaptado de (VERHOEVEN; GIBSON, 1998).

Neste âmbito, o estudo da decomposição eutetóide da austenita é de extrema importância para compreender o fenômeno da esferoidização da cementita. (LI et al., 2018; TSCHIPTSCHIN, 1982)

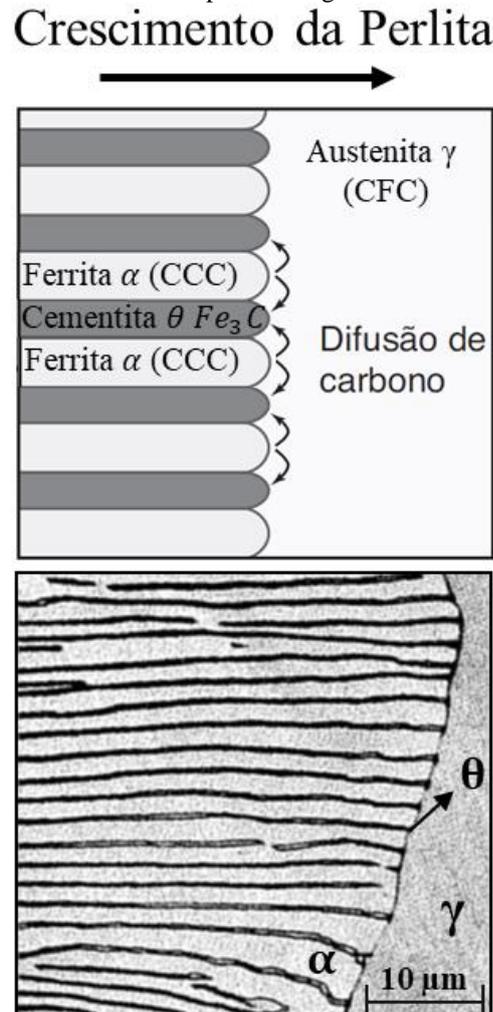
### 3.3.1 Eutetóide clássico

Quando a austenita em composição eutetóide é resfriada a uma taxa baixa, por exemplo, ao ar, a reação perlítica (Eq. 1) por meio da difusão de carbono governa a nucleação e crescimento da perlita gerando lamelas de cementita em matriz ferrítica (Figura 20) com certa resistência à formação de carbonetos esféricos devido à baixa energia de interface (CAHN; HAASEN, 1996; FAGUNDES, 2006; PORTER; EASTERLING; SHERIF, 2009; VERHOEVEN, 2000; VERHOEVEN; GIBSON, 1998; WANG et al., 2010; WEINGRILL; KRUTZLER; ENZINGER, 2017). As colônias de perlita são formadas inicialmente por uma

placa de ferrita ou cementita, isto depende das condições de composição e temperatura, no entanto, é considerada como primeira a cementita (SMALLMAN; BISHOP, 1999).



Figura 20 - Ilustração do crescimento da perlita em grão austenítico durante o resfriamento



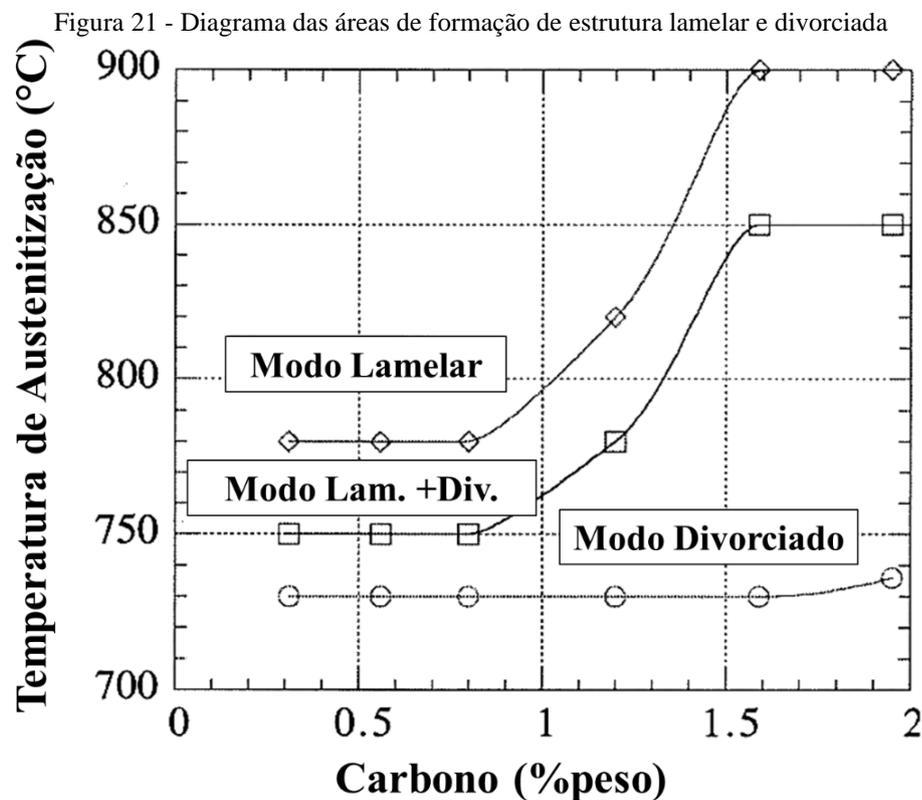
Fonte: Adaptado de (ASHBY et al., 2012; PORTER et al., 2009).

### 3.3.2 Eutetóide Divorciado

A cementita esferoidizada como produto do eutetóide divorciado tem formação durante o resfriamento de aços com microestruturas que foram parcialmente austenitizadas e ainda contém certa quantidade de carbonetos  $M_3C$  não dissolvidos durante o processo (OYAMA et al. 1984). As partículas de cementita pré-existent absorvem o excesso de carbono como preferência em razão da ferrita possuir menor solubilidade (HAN et al., 2019).

De forma a manter o equilíbrio local, a quantidade de carbono que as partículas de cementita absorvem é igual à que foi dissolvida durante a passagem da interface no aquecimento (PANDIT; BHADESHIA, 2012b).

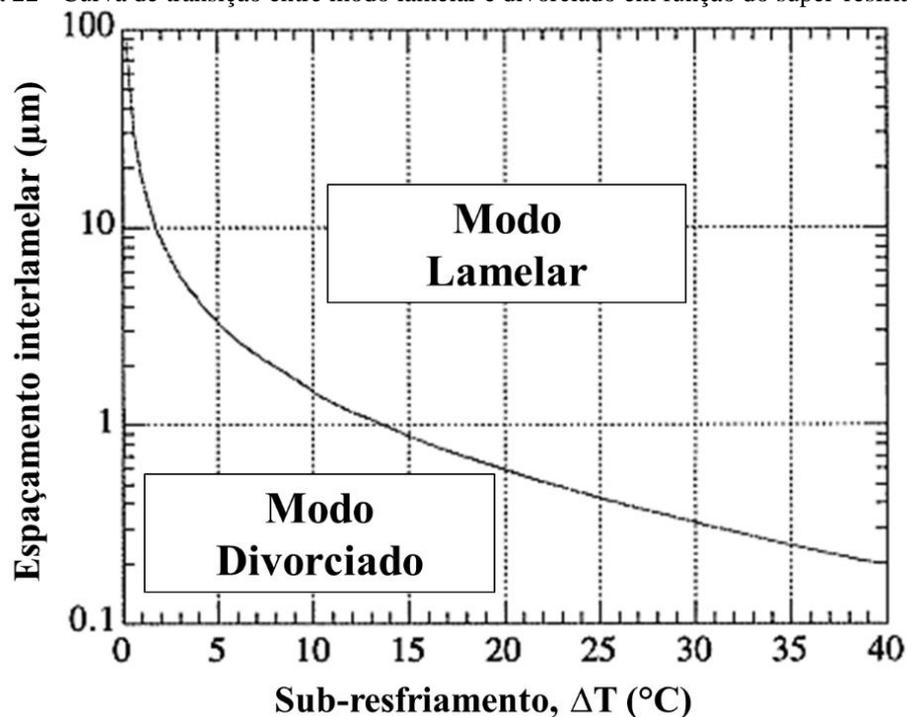
Verhoeven (2000) estudou a influência desta reação na esferoidização de um aço para rolamento variando as condições do tratamento térmico e concluiu que a reação é dominante sobre a reação perlítica em temperaturas próximas à eutetóide e baixas taxas de resfriamento, dominância também afirmada por Oyama et al. (1984). Esses estudos compartilham premissas semelhantes às estudadas por Honda & Saito (1920) apud Verhoeven & Gibson (1998) que apresentaram um diagrama (Figura 21) com as regiões de formação do modo clássico e divorciado.



Fonte: (HONDA-SAITO, 1920 *apud* VERHOEVEN; GIBSON, 1998).

Segundo Verhoeven & Gibson (1998), a transformação do eutetóide divorciado ocorre em pequeno intervalo de tempo quando se tem a mudança do modo cooperativo para o modo não cooperativo (Figura 22).

Figura 22 - Curva de transição entre modo lamelar e divorciado em função do super-resfriamento



Fonte: (VERHOEVEN; GIBSON, 1998).

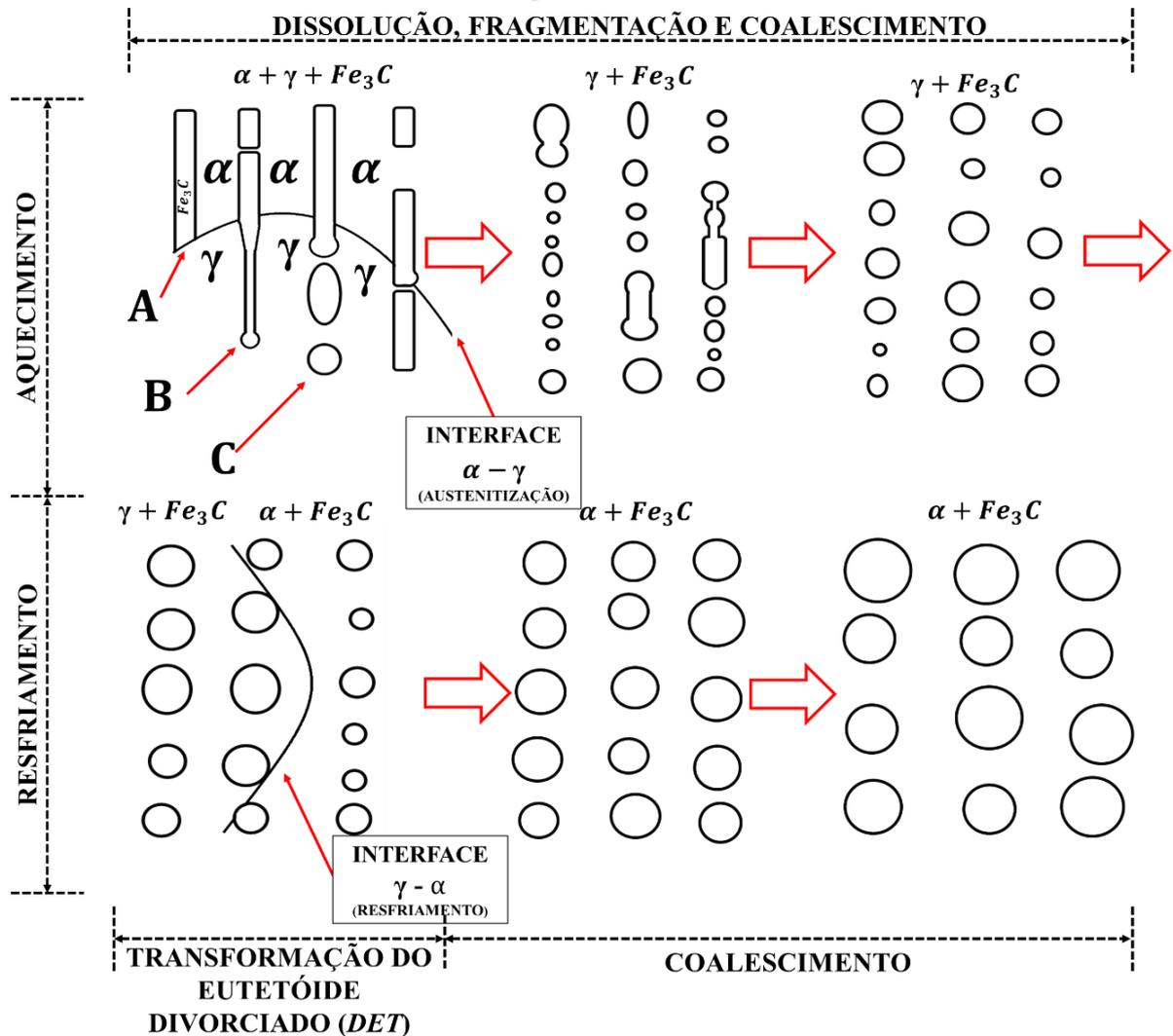
Segundo Samuels (1999), é difícil distinguir os estágios iniciais do processo de esferoidização utilizando ensaios qualitativos devido à presença de irregularidades na microestrutura lamelar. O autor ainda cita 3 etapas iniciais do processo de esferoidização obtidas de estudos quantitativos pertinentes à relação comprimento e largura das lamelas de cementita, o estudo em questão (Chattopadhyay e Sellars (1977) *apud* Samuels (1999)) foi realizado em um aço com 0,8%C aquecido à 650 °C por cerca de 200h, foi estabelecido que:

1. As lamelas de cementita rompem-se em intervalos mais ou menos regulares devido à formação de canais entre as lamelas, esse processo acontece até as lamelas menores (razão de aspecto de 8) serem reduzidas;
2. Os fragmentos das lamelas reduzem a razão de aspecto a valores próximos a 1, fazendo os fragmentos tornem-se esferas;
3. As esferas maiores consomem as menores causando aumento do diâmetro médio das partículas, este fenômeno é conhecido como coalescimento.

Samuels (1999) ainda acrescenta que a taxa de dissolução e consequente crescimento das partículas depende da taxa de difusão do carbono na ferrita na temperatura do tratamento térmico. Li et al. (2016) analisaram o processo de esferoidização em aços para rolamento (1,5 %Cr) aplicando diversos ciclos térmicos. Quando a austenitização ocorre de forma parcial, o autor divide o recozimento subcrítico em três estágios (Figura 23).

- (Estágio 1) Durante a austenitização, a ferrita se transforma em austenita e ocorre a dissolução das lamelas de cementita e da cementita presente nos contornos de grão, acompanhando o deslocamento da interface ferrita-austenita, neste processo ocorre o efeito de Gibbs-Thomson, que faz a difusão do carbono ocorrer nas curvaturas das lamelas, o que reduz a fração volumétrica da cementita, resultando no surgimento de pequenas partículas de cementita.
- (Estágio 2) Com a retenção da temperatura, a austenita se transforma em ferrita de maneira não cooperativa, onde a reação é governada pela transformação do eutetóide divorciado. Prontamente as partículas de cementita não dissolvidas atuam como pontos de nucleação para a cementita a ser formada pelo excesso de carbono decorrente da baixa solubilidade na ferrita.
- (Estágio 3) Por fim, com a completa transformação da austenita em ferrita e cementita, ocorre o coalescimento das partículas de cementita esferoidizada.

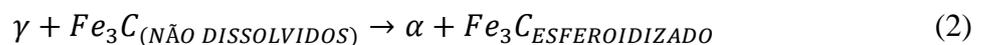
Figura 23 - Ilustração do processo de esferoidização isotérmica.  $\alpha$  e  $\gamma$  representam ferrita e austenita, respectivamente



Fonte: Adaptado de (LI et al., 2016).

O autor ainda informa que as partículas formadas pela dissolução da cementita do contorno de grão (aços hipereutetóides) são maiores em tamanho do que as advindas das lamelas. Logo, o tamanho médio das partículas de cementita esferoidizada depende do tamanho das partículas não dissolvidas e da quantidade de  $Fe_3C$  proeutóide nos contornos de grão (LI et al., 2016).

A reação se inicia com carbonetos não dissolvidos em matriz austenítica e termina tendo como produto carbonetos esféricos em matriz ferrítica, conforme a Eq. 2.



A reação do eutetóide divorciado e suas características foram desenvolvidas na primeira metade do século XX, no entanto, a cinética de formação foi ignorada em pesquisas e livros-

texto sobre a transformação eutetóide (VERHOEVEN; GIBSON, 1998). Devido à recente percepção de sua importância no meio científico/industrial, estudos voltaram a ser desenvolvidos principalmente em aços 52100 (rolamentos) e de uso ferroviário.

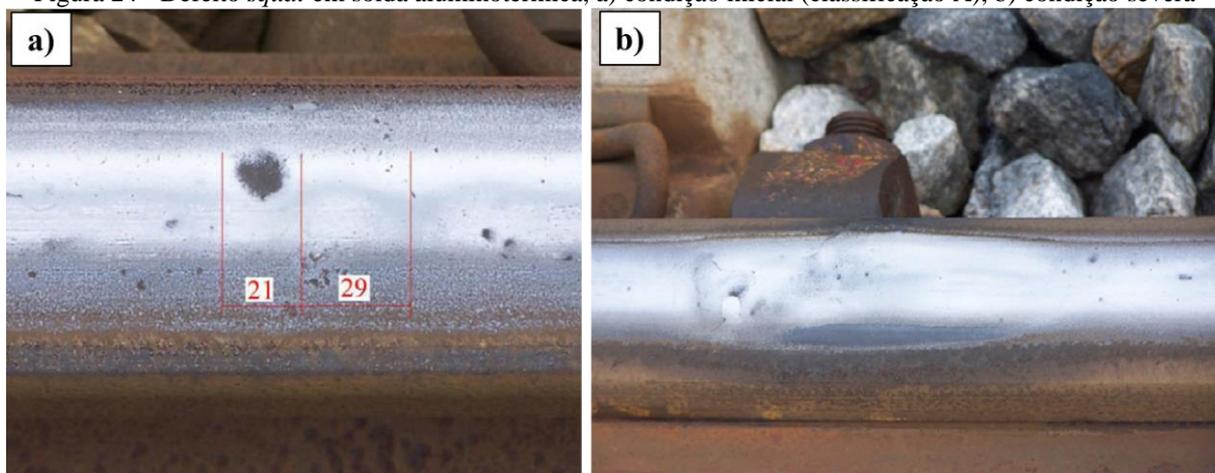
Segundo Ankit et al. (2015) e Nishikawa (2018), a microestrutura final não é bem explorada no meio acadêmico. O estudo da reação do eutetóide divorciado, além de não ser muito trabalhada em livros-texto e aulas, possui pouco estudo e compreensão do fenômeno, ressaltando os esforços de Verhoeven (2000) e Honda e Saito (1920) em compreender a cinética dessa reação.

São encontrados na literatura estudos em aplicações onde a cementita esferoidizada é desejável, como os de Ankit et al. (2015) e Li et al. (2018, 2016), na área ferroviária pouquíssimos são os estudos que abordam essa temática, ressaltando-se ainda que nessas aplicações o eutetóide divorciado deve ser evitado.

Nishikawa e Goldenstein (2018) avaliaram os mecanismos de esferoidização em trilhos ferroviários perlíticos a partir de ensaios de dilatométrica. Verificou-se que a esferoidização destes aços durante o processo de soldagem elétrica por centelhamento ocorre devido à reação do eutetóide divorciado. Concluíram ainda que o aumento do teor dos elementos de liga, sobretudo carbono, facilita a esferoidização segundo o mecanismo proposto, nos resultados obtidos o aço com menor teor de carbono apresentou a menor fração de esferoidização.

Li et al. (2008) estudaram as causas de formação de *squats* na pista de rolamento de trilhos realizando análises com auxílio de um banco de dados (IRISys) de inspeções (fotos e irregularidades geométricas) correlacionando com modelagem numérica. Segundo os autores, este defeito está associado a descontinuidades, como soldas, patinado, indentações, propriedades do material e até espaçamento dos dormentes. A solda como descontinuidade citada acima está relacionada à queda de dureza ocasionada pela esferoidização da cementita, deste modo reduzir a fração de ED em soldas de trilhos pode reduzir a possibilidade de formação desses defeitos. Os autores apresentam *squats* de várias classificações (A, B e C), a Figura 24 apresenta exemplos desse defeito.

Figura 24 - Defeito *squat* em solda aluminotérmica, a) condição inicial (classificação A), b) condição severa



Fonte: Adaptado de (LI et al., 2008).

### 3.3.3 Fatores de influência

O processo de esferoidização da cementita é influenciado por diversos fatores, os quais tendem a aumentar ou diminuir a fração volumétrica da cementita.

#### 3.3.3.1 Microestrutura inicial

Os parâmetros microestruturais são muito importantes do ponto de vista do controle das propriedades mecânicas de uma liga. De acordo com Yokoyama et al (2002) que estudaram a microestrutura de trilhos de aço perlíticos, o controle de parâmetros como fração volumétrica de cementita, tamanho das colônias de perlita e espaçamento interlamelar pode ser feito de maneira a melhorar a resistência ao desgaste. Essa melhora pode ser alcançada realizando um refinamento das colônias de perlita e redução do espaçamento interlamelar.

Nos estudos de Porcaro (2019) e Pompeu (2020) foi observado que o tamanho de grão austenítico prévio possui forte influência nas temperaturas de transformação de fase durante o resfriamento de aço aplicados em trilhos. Tendo em vista que durante o processo de austenitização da perlita a transformação tem início nos contornos de grão seguindo para o interior, quanto maior for o tamanho do grão austenítico maior será o tempo necessário para completar a transformação (CHIAVERINI, 1954).

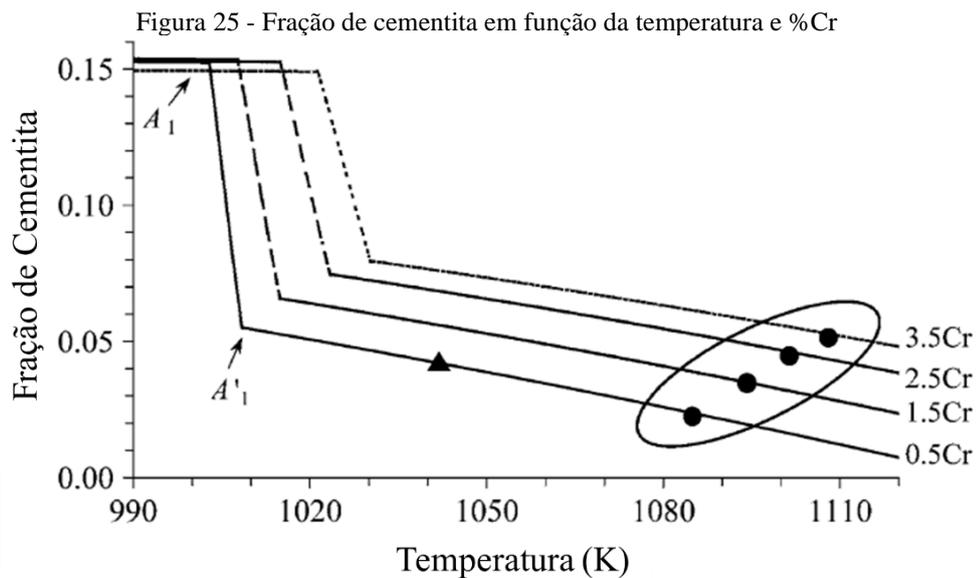
#### 3.3.3.2 Elementos de liga

Beswick (1987) estudou o efeito do cromo (Cr) no comportamento de carbonetos durante esferoidização e austenitização do aço 52100 (1,0 %C; 0,3 %Mn) usado para fabricação

de rolamentos e constatou que o Cr apresenta forte influência em fatores como controle do tamanho de grão, resistência a decarbonetação e temperabilidade. O autor concluiu também que o aumento do teor de Cr gera carbonetos mais finos e esferoidizados em contraste com aços com maiores teores de Mn.

Segundo Tschiptschin (1982), a presença de elementos de liga como Mn e Cr (formadores de carbonetos) em aços austenitizados em baixas temperaturas (próximo a  $A_{C1}$ ) tende a dificultar a solubilização, empobrecer a matriz em carbono e elementos substitucionais, além de aumentar a velocidade de crescimento de estruturas esferoidizadas.

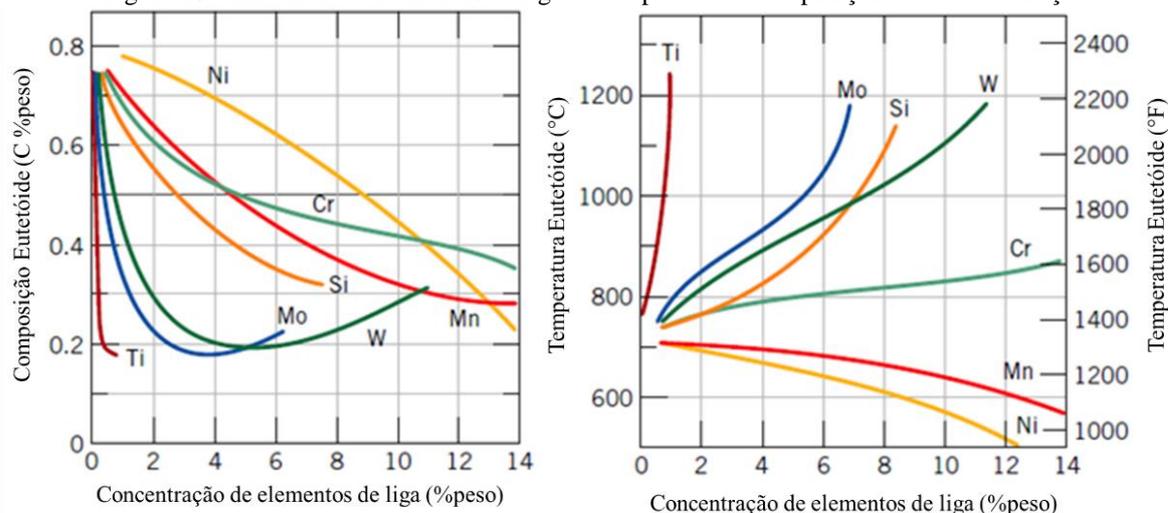
A pesquisa de Luzginova et al. (2008) corrobora os resultados de Tschiptschin (1982), mostrando que o efeito do aumento da concentração de Cr na esferoidização intercrítica de aços hipereutetóides está relacionado à formação de maior fração de cementita (Figura 25), indicando que esse elemento tem forte influência no processo de esferoidização.



Fonte : (LUZGINOVA; ZHAO; SIETSMA, 2008).

De acordo com os gráficos da Figura 26 é notório que com o aumento de elementos de liga como Si, Mn e Cr tendem a diminuir a temperatura e o teor de carbono do eutetóide.

Figura 26 - Influência de elementos de liga na temperatura e composição eutetóide dos aços



Fonte: (CALLISTER; RETHWISCH, 2012).

Dentre os elementos de liga mais adicionados aos aços de aplicação ferroviária, o manganês é presente em maior concentração, desde os anos 80 do século XX, com composições acima de 0,6% em peso. Sua adição na liga permite obter aços eutetóide com menor concentração de carbono (GARNHAM; DAVIS, 2009).

A norma americana AREMA (2010) informa faixas de porcentagem destes elementos de forma a manter as propriedades dos aços laminados e aplicação ferroviária.

### 3.4 Estatística

Planejamentos experimentais, da expressão em inglês, *DOE – Design Of Experiments* são arranjos bastante utilizados no meio industrial e científico, proporcionando redução de tempo e custo operacional, além de melhorar o rendimento de processos.

Para compreender melhor a natureza de um processo de engenharia, é necessário que se determinem as condições do sistema<sup>1</sup>. O primeiro passo é definir os fatores<sup>2</sup> e respostas<sup>3</sup> de interesse. Conduzir experimentos variando os fatores e observar as mudanças no sistema permite o entendimento da relação causa-e-efeito (MONTGOMERY, 2012; NETO et al. , 2001).

Segundo Montgomery (2012), métodos estatísticos podem melhorar a eficiência de processos experimentais e fornecer conclusões mais robustas além de possuírem boa

<sup>1</sup> É uma função que opera sobre as variáveis de entrada e produz como saída uma ou mais respostas.

<sup>2</sup> São as variáveis de controle do sistema, são considerados dados de entrada e são controláveis pelo experimentador.

<sup>3</sup> São os dados de saída do sistema, resultante da variação dos fatores.

aplicabilidade em pesquisas de engenharia, ciência e indústria, que utilizam conhecimentos empíricos e experimentação. Existem diversas técnicas estatísticas que se estendem desde princípios básicos, como médias, probabilidade e testes de hipótese à modelos mais complexos tais como Análise de Variância (ANOVA), regressões lineares e planejamentos experimentais incluindo fatoriais e superfície de resposta.

Os resultados deste trabalho são referentes a parâmetros de tratamento térmico pós-soldagem (PWHT) de trilhos, sendo assim houve um questionamento de quais parâmetros teriam maior influência no resultado. Desta maneira, a aplicação de um planejamento experimental poderia suprir tal necessidade.

Planejamentos fatoriais diferenciam-se basicamente pela quantidade de níveis ( $n$ ) e fatores ( $k$ ), a nomenclatura segue o posicionamento  $n^k$ . A seleção do modelo fatorial é baseada na aplicação desejada, os mais utilizados são:  $2^k$  (possui grande aplicação em estudos preliminares),  $3^k$ ,  $n^k$  (fatorial completo, que possuem números diferentes de níveis e fatores) e frações meias de planejamentos fatoriais em que o número de fatores é muito elevado (consequentemente maior número de ensaios), pode-se utilizar essa técnica para otimizar a quantidade de ensaios sem desconsiderar possíveis fatores importantes.

Métodos complementares também são utilizados a exemplo do planejamento saturado de Plackett e Burman que possui 2 níveis e é utilizado quando se deseja ignorar interação entre fatores e da técnica de Taguchi que é bastante utilizada em controle de qualidade, a qual analisa todos os fatores (controláveis e não controláveis) e possui baixa sensibilidade a variações ambientais.

Os trabalhos de Alves et al. (2019), Bauri et al. (2020) e Porcaro (2019) utilizaram o planejamento experimental, método de Taguchi, teste de Tukey e teste t de “Student”, respectivamente, para análise de parâmetros do processo de soldagem por caldeamento de trilhos.

### 3.4.1 Planejamento fatorial $3^3$

É considerado um planejamento fatorial completo utilizado em experimentos com 3 fatores, cada um com 3 níveis. Sua aplicação consiste na combinação de todos os fatores e níveis para produzir a resposta, permite, ainda, a análise independente das variáveis. Este planejamento possui 27 experimentos (em casos sem réplica), com relação aos graus de liberdade, são 26 do experimento, 4 para interações entre 2 fatores e 8 para as interações entre os 3 fatores (MONTGOMERY, 2012).

Tratando-se de fatoriais  $3^3$ , é usualmente designada a nomenclatura “A, B e C” para o primeiro, segundo e terceiro fator, respectivamente. A codificação dos níveis dos fatores está disponível na Tabela 5.

Tabela 5 - Codificação de planejamentos experimentais

Classificação	Codificação		
	$2^k$	$3^k$	
		Qualitativo	Quantitativo
Baixo / Inferior	-	0	-1
Intermediário		1	0
Alto / Superior	+	2	+1

Fonte: Adaptado de (MONTGOMERY, 2012; NETO et al., 2001).

Como os fatores neste trabalho são quantitativos, as componentes lineares e quadráticas podem ser decompostas para montar uma equação de regressão, segundo Montgomery (2012), o detalhamento da equação em planejamentos fatoriais contendo interações entre fatores não é muito útil.

De acordo com Montgomery (2012) e Neto et al. (2001), análises em experimentos fatoriais apresentam termos que ajudam na discussão e compreensão dos resultados, os principais e que serão utilizados neste trabalho estão listados abaixo:

- valor-p: utilizado para relacionar o termo em análise com a resposta avaliando a significância estatística. É utilizado, ainda, para validar a hipótese nula (avalia a diferença estatística entre médias de dois ou mais conjuntos de dados);
- valor de F: é empregado para avaliar a igualdade entre variâncias, é comumente empregado na comparação de modelos e médias.
- S: é utilizado para avaliar quanto o modelo descreve a resposta, sua unidade é a mesma da utilizada no modelo. O valor de S equivale à diferença entre os valores dos dados e dos valores ajustados. Quanto menor o valor de S, melhor é o modelo;
- $R^2$ : é conhecido como coeficiente de determinação do modelo, é utilizado para avaliar o ajuste do modelo aos dados. Melhor é o modelo, quanto maior for o valor de  $R^2$ , que varia entre 0 e 1, sendo normalmente expresso em porcentagem;

O software estatístico utilizado para auxiliar nos cálculos fornece ainda outras variações que  $R^2$  que ajudam na interpretação dos resultados.

- $R_{aj}^2$ : Também representa a variação da resposta explicada pelo modelo, no entanto, ajustada de acordo com o preditores (i.e., fatores utilizados para prever comportamentos), modelos com maior número de preditores tendem a possuir maior

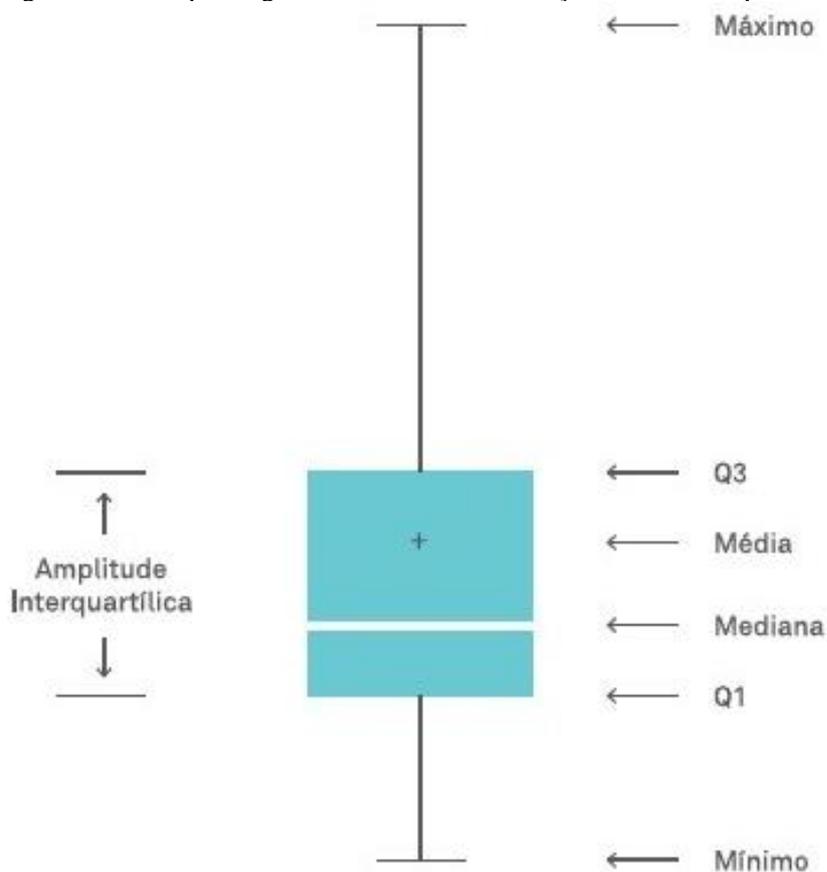
valor de  $R^2(a_j)$ . Este coeficiente é utilizado para comparar modelos com diferentes números de preditores.

- $R^2_{pred}$ : É utilizado para determinar como o modelo se comporta para prever as respostas a partir de novas observações. Seu valor varia entre 0 e 100% e quanto maior for o valor, maior é a capacidade preditiva do modelo (MINITAB, 2021).

Os dados de temperatura de início de transformação de fase durante o resfriamento subcrítico não serão imputados como resposta no planejamento fatorial, no entanto, esses dados possuem importância metalúrgica considerável. Do ponto de vista estatístico, a nuvem de resultados gerados pode fornecer dados estatísticos como distribuição, valor médio, mediana, amplitude, simetria e presença ou não de *outliers* (valores fora dos limites máximo e mínimo).

De acordo com Petenate (2019) os diagramas de caixa ou gráfico *Boxplot* são capazes de fornecer esses dados de forma visual e analisar de forma empírica além de serem utilizados para comparar conjunto de dados de grupos distintos, a Figura 27 mostra um exemplo detalhado deste tipo de gráfico.

Figura 27 - Exemplo de gráfico BoxPlot com indicação dos seus componentes



Fonte: (PETENATE, 2019).

### 3.5 Conclusões da revisão bibliográfica

Os materiais utilizados atualmente na fabricação de trilhos ferroviários são majoritariamente aços perlíticos, os trilhos são unidos principalmente por processos de soldagem, sendo a soldagem por caldeamento a mais aplicada, seguida pela solda aluminotérmica.

A zona de baixa dureza (região amolecida) presente em soldas de trilhos é causada pela reação do eutetóide divorciado (DET), que ocorre devido às condições térmicas e microestruturais existentes na região de transição entre o metal de base e a zona afetada pelo calor durante o processo de resfriamento da solda. Foi visto também que a reação DET sofre influência de fatores como temperatura, tempo de isoterma, taxa de resfriamento e elementos de liga. Assim, conhecendo a microestrutura, composição química e dureza do aço, é possível controlar a formação do eutetóide divorciado originado durante o resfriamento de soldas de trilhos. Os estudos de Alves et al. (2019), Bauri (2020), Nishikawa (2018), Nishikawa e Goldenstein (2018), Pandit e Bhadeshia (2012b), Pompeu (2020), Porcaro (2019), Verhoeven (2000) e Verhoeven e Gibson (1998) são excelentes referências para compreender a formação do eutetóide divorciado, a cinética de resfriamento de soldas de trilhos e seus produtos microestruturais, além do efeito dos parâmetros de soldagem nas propriedades mecânicas (dureza e limite de resistência a tração) e dimensões da solda (largura da ZAC e da região amolecida).

Vale ainda ressaltar, que as propriedades mecânicas sofrem forte influência do resfriamento aplicada após o processo de soldagem, inferindo ainda em mudanças nos níveis de tensão residual da região soldada. A compreensão das propriedades do aço (condição de fabricação do trilho), dos parâmetros de soldagem e resfriamento permite analisar e definir técnicas para serem empregadas tanto em processos de soldagem quanto na aplicação de tratamentos térmicos PWHT.

Os planejamentos experimentais (*DOE – Design Of Experiments*) são ferramentas que permitem analisar os resultados de processos de forma eficiente, propiciam, ainda, a avaliação da influência dos fatores e das interações entre eles na resposta. Permitem gerar a matriz experimental para analisar a disposição das combinações dos fatores em cada execução e a quantidade total de ensaios necessários. Além do mais, podem ser utilizados na melhoria de produtos e processos tanto em ambientes operacionais quanto laboratoriais.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção serão apresentados os materiais e metodologias utilizados, abordando os conceitos e técnicas usadas para o desenvolvimento da pesquisa.

### 4.1 Materiais

As amostras de trilhos utilizados foram obtidas em parceria com a Vale S.A., projeto em rede Cátedra Roda-Trilho, sendo um trilho de classe *premium* e outro *superpremium*, ambos de padrão TR68. A análise química foi realizada por espectrometria de emissão ótica de forma randômica em fatias retiradas transversalmente do boleto dos trilhos (Figura 28).

O carbono equivalente de cada trilho foi calculado de acordo com a eq. 3 proposta por Dearden & O'Neill (apud Gorni (2019)) para controle de temperabilidade da ZAC de soldas de trilhos. A AWS D1.1:2000 e Faria et al. (2016) em seu estudo da influência da temperatura de austenitização na transformação martensítica de trilhos ferroviários utilizam equações semelhantes (diferenciando-se apenas pela inclusão do silício) para a mesma finalidade. O carbono equivalente é comumente utilizado para controle de dureza da ZAC em aços microligados e carbono-manganês, devido sua relação com a temperabilidade (TALAŞ, 2010).

A Tabela 6 mostra os valores em peso da composição química dos trilhos, juntamente com os valores de carbono equivalente.

$$C_{EQ} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr+V}{5} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} + \frac{P}{2} \quad (3)$$

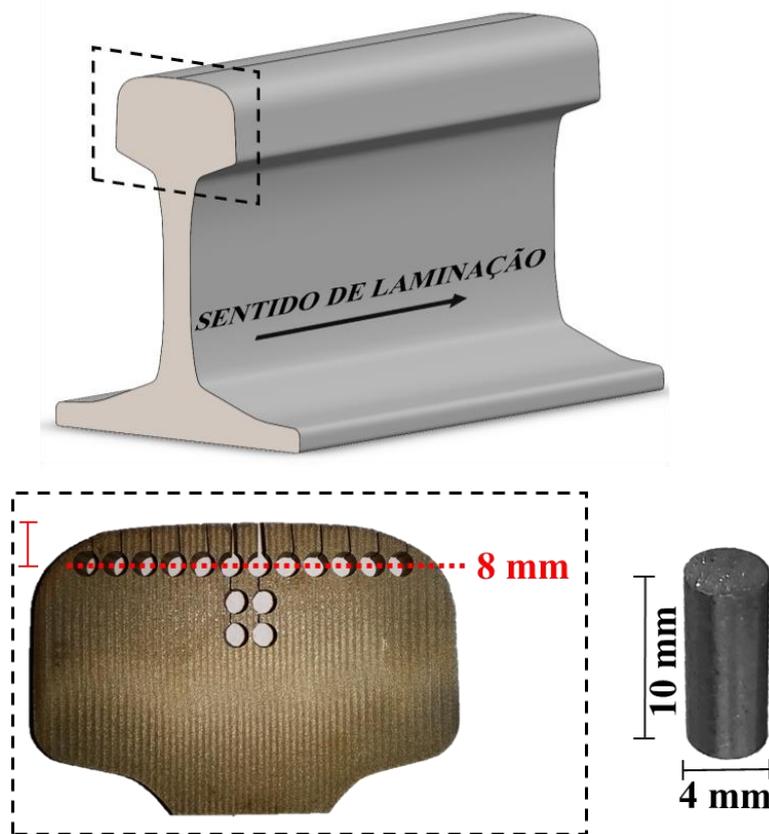
Tabela 6 - Composição química dos trilhos estudados (% peso)

AMOSTRA	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni	Fe	$C_{EQ}$
<i>Premium</i>	0,710	1,020	0,210	0,210	0,008	0,010	0,015	Bal.	0,925
<i>Superpremium</i>	0,867	1,270	0,232	0,289	0,010	0,012	0,019	Bal.	1,138

Fonte: Autoria própria.

As amostras para o ensaio de dilatométrica foram usinadas por eletroerosão a fio com dimensões de acordo com a norma ASTM A 1033-18 e retiradas de uma posição a 8 mm de profundidade da superfície do boleto. A Figura 28 mostra a disposição dos pinos em relação ao trilho, uma vez que a superfície de análise dos pinos é ortogonal ao sentido de laminação do trilho.

Figura 28 - Posição de retirada dos corpos de prova para dilatométrica e análise química



Fonte: Autoria própria.

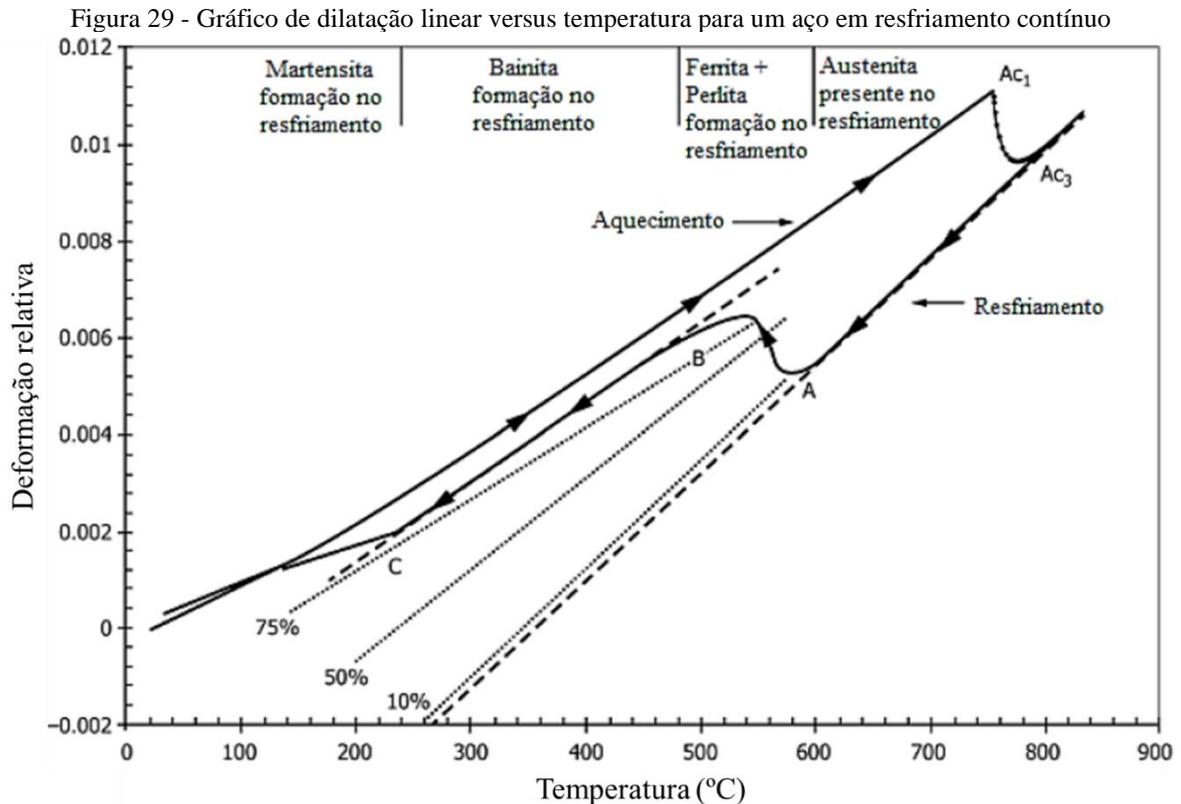
## 4.2 Métodos

### 4.2.1 Dilatometria

A técnica de dilatométrica consiste no aquecimento de uma amostra com subsequente resfriamento em atmosfera inerte com gás hélio ou argônio, sendo registradas a expansão e contração da amostra. O fenômeno de transformação de fases causa uma variação na dilatação da amostra que pode ser identificada nos dados gerados pela técnica (CASARIN, 1996; VIRENDRA, S; RICHARD, D; MAKHLOUF M, 2009).

Segundo a ASTM A1033-18 (2018), os corpos de prova são padronizados em formato cilíndrico e podem ser maciços ou tubulares, a mudança de volume causada pelo aquecimento ou resfriamento também altera o comprimento da amostra, essa variação é registrada pelo dilatômetro, o qual baseado nos dados geométricos (comprimento e diâmetro inicial) da amostra calcula a variação de comprimento juntamente com temperatura. Esses dados são utilizados para plotar um gráfico como o da Figura 29, que apresenta um modelo de curva dilatométrica de uma amostra de aço em função da temperatura, a linha do gráfico corresponde à plotagem

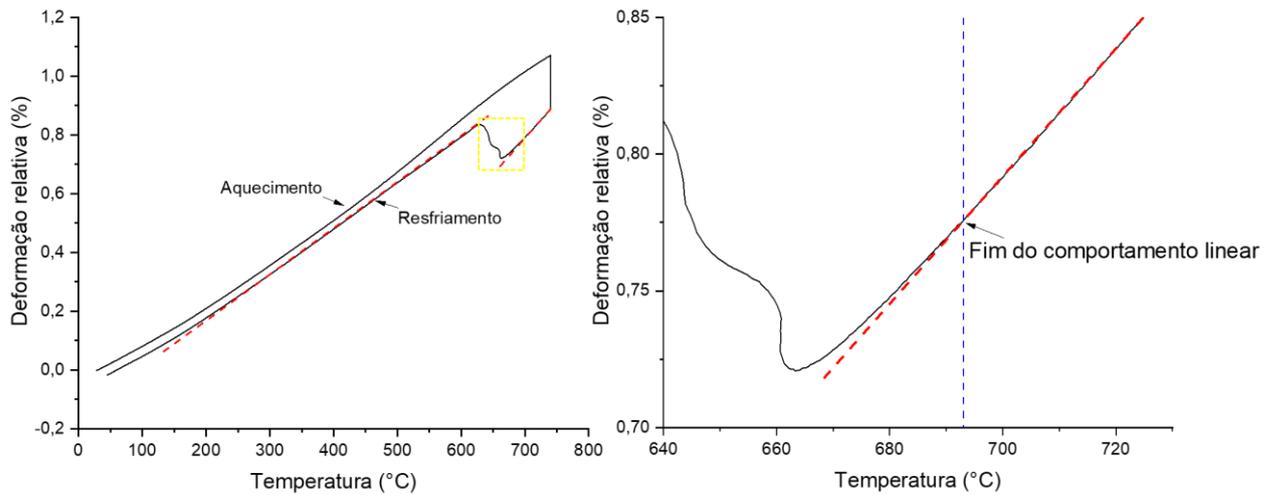
da deformação (uma razão entre a variação do comprimento ( $L$ ) e o comprimento inicial ( $L_0$ )) em função da temperatura.



Fonte: adaptado de (ASTM A1033-18, 2018).

A obtenção das temperaturas de início e fim de transformação de fase e das temperaturas críticas é realizada a partir da curva dilatométrica, onde uma linha (comumente tracejada) é sobreposta às regiões de inflexão na linha de deformação. O ponto no qual a linha contínua deixa sua tendência linear corresponde a temperatura na qual a amostra sofreu variação da deformação térmica (dilatação ou contração), que do ponto de vista metalúrgico corresponde a mudança de fase ou microestrutural. Essa metodologia é chamada de ajuste linear ou reta tangente (Figura 30).

Figura 30 - Curvas de dilatação térmica de aço perlítico de aplicação ferroviária, 0,77%C



Fonte: Autoria própria.

A dilatometria possui ótima aplicabilidade no estudo das transformações de fases dos aços por trabalhar com taxas de resfriamento e aquecimento lineares, no entanto, na prática há dificuldade em função do controle da transferência de calor e liberação de calor latente (CASARIN, 1996).

De acordo com Casarin (1996), as curvas de transformação de fases juntamente com processos metalográficos permitem caracterizar os microconstituintes dos aços e empregar tratamentos térmicos de maneira mais adequada. A análise das curvas é realizada principalmente por meio das inflexões da curva, que representam contrações ou expansões térmicas na rede cristalina da amostra, tanto no aquecimento como no resfriamento.

Existem diversos modelos de dilatômetro, com destaque para o tipo de aquecimento, o utilizado por Caballero et al. (2000) em seu estudo sobre a morfologia da perlita em aços eutetóides utilizava aquecimento por radiação, proveniente de duas lâmpadas com filamento de tungstênio, já no modelo utilizado por Nishikawa e Goldenstein (2018), Porcaro et al. (2019), Pompeu (2020) e neste trabalho, o aquecimento é realizado por indução eletromagnética.

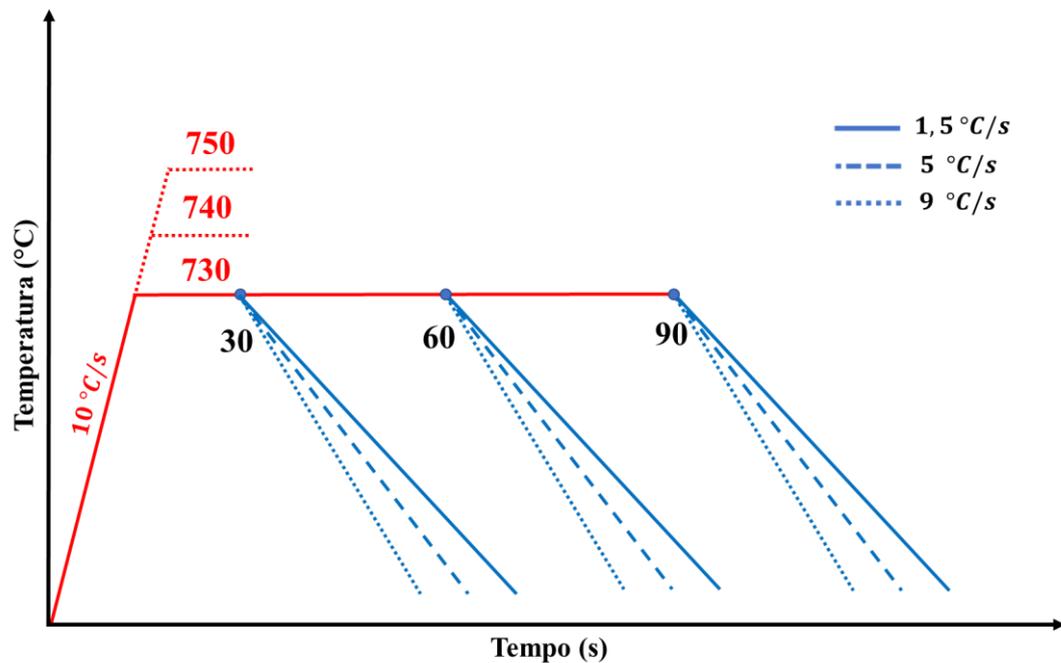
O ciclo térmico utilizado foi baseado no trabalho de Nishikawa (2018), no qual o autor simulou em seus estudos a esferoidização em trilhos hipereutetóides (0,75 à 0,92%C) utilizando dilatometria e obteve para os trilhos diferentes frações de eutetóide divorciado para temperaturas de austenitização distintas. Observou-se que nas temperaturas próximas a 730 °C ocorreu a maior fração de cementita esferoidizada (100%) e que o valor diminui com o aumento da temperatura, chegando a ~ 800 °C com 30% de cementita esferoidizada.

De acordo com ASM Volume 6 (1993), ciclos térmicos de soldagem de trilhos resultam em taxas de resfriamento em torno de 2 °C/s, no entanto, devido ao tamanho de grão austenítico

prévio ser maior nessa região, há a possibilidade de formação de bainita ou martensita não temperada nas regiões próximas ao centro da solda.

As amostras dos trilhos *premium* e *superpremium* foram submetidas aos ciclos térmicos da Figura 31.

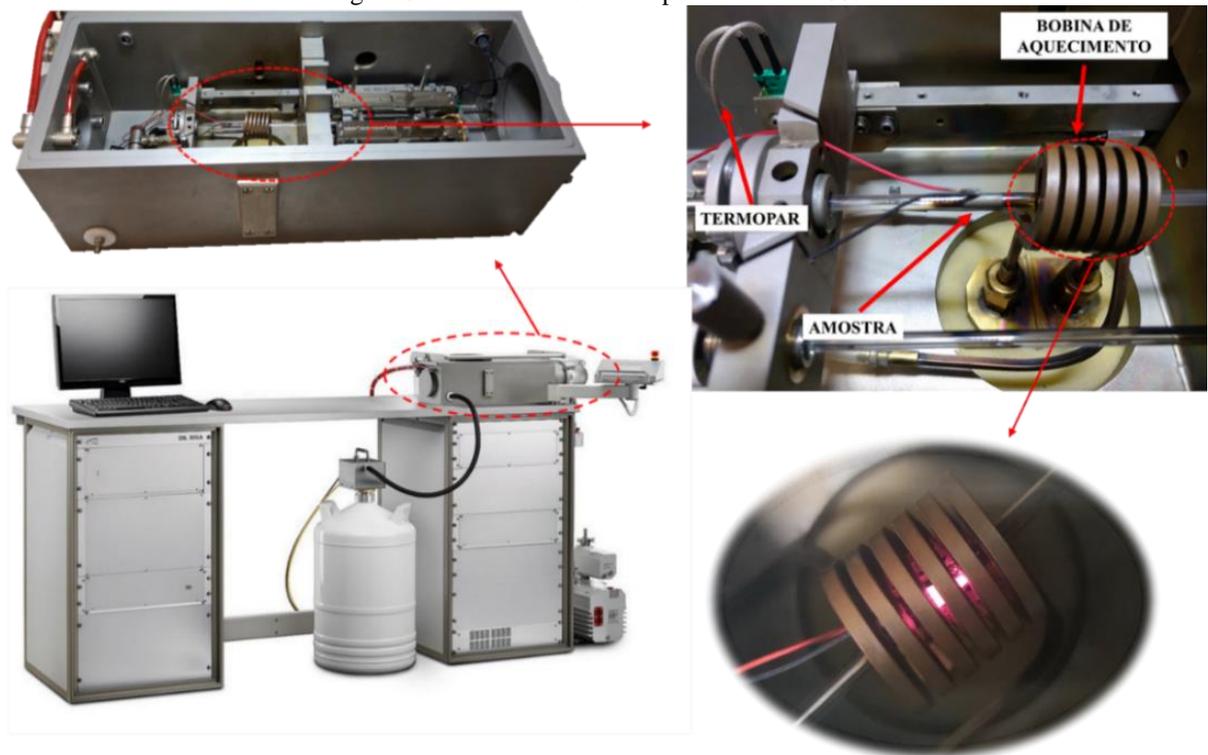
Figura 31 - Ciclo térmico aplicado nas amostras dos trilhos *premium* e *superpremium*



Fonte: Autoria própria.

Foi utilizado o dilatômetro de têmpera com aquecimento por indução e resfriamento com fluxo de gás hélio (He), modelo Bähr DIL 805L (Figura 32), localizado no departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP.

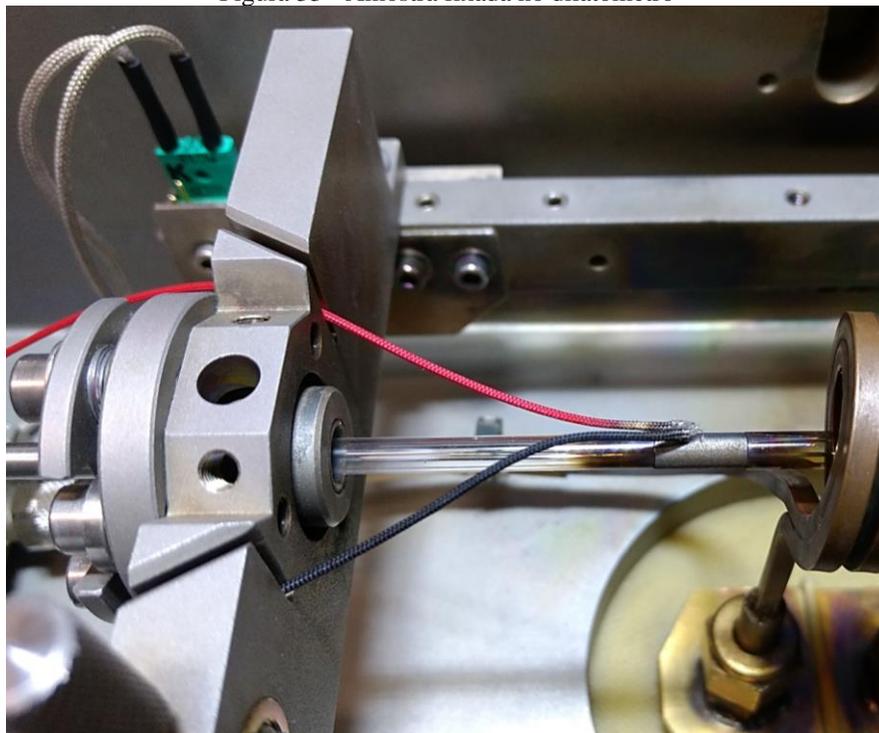
Figura 32 - Dilatômetro de tempera Bähr DIL 805L



Fonte: Autoria própria.

A variação de temperatura das amostras foi medida com auxílio de um termopar tipo k soldado na parte lateral das amostras ensaiadas (Figura 33).

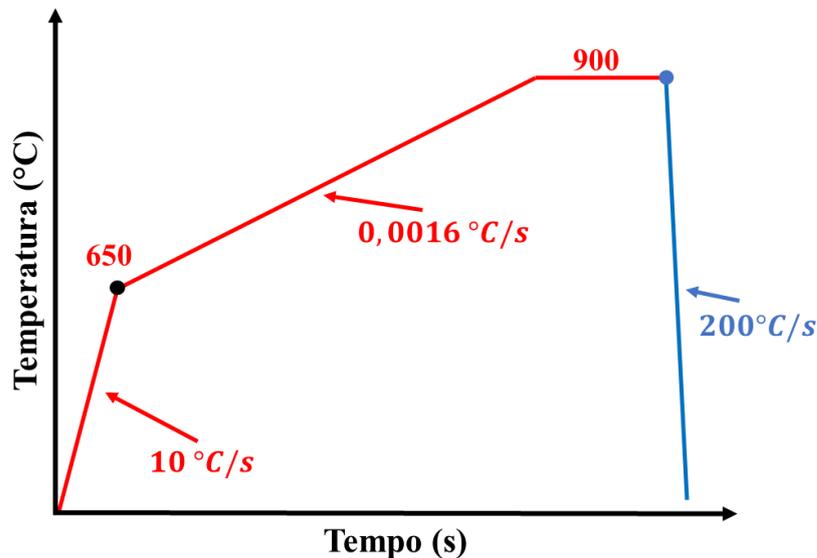
Figura 33 - Amostra fixada no dilatômetro



Fonte: Autoria própria.

As temperaturas críticas de transformação de fase dos trilhos foram obtidas sob algumas recomendações da norma ASTM A1033-10. A taxa de aquecimento usada foi de 10 °C/s da temperatura ambiente à 650 °C e 0,016 °C/s de 650°C à 900 °C (Figura 34). A taxa usada foi a mesma da metodologia experimental empregada por Nishikawa (2018) e Pompeu (2020).

Figura 34 - Ciclo térmico aplicado para determinar as temperaturas críticas de transformação de fases dos trilhos



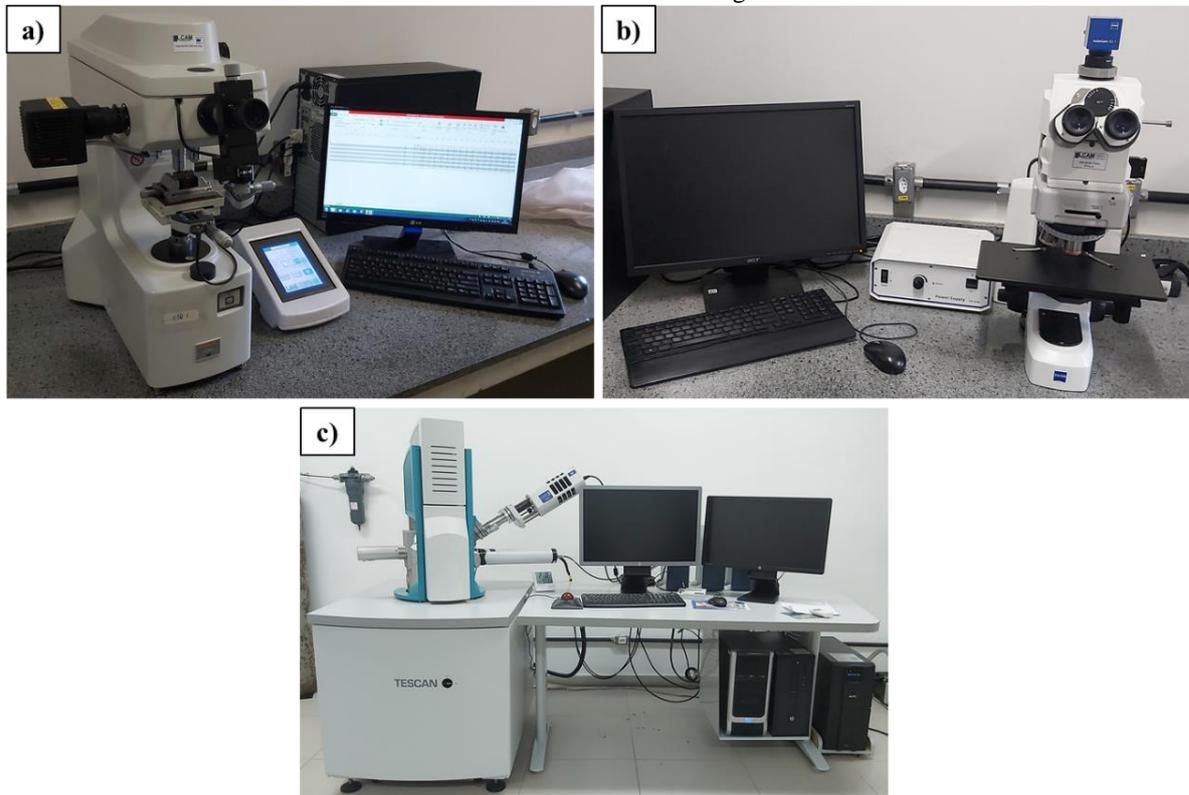
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.2 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural foi utilizada com microscopia ótica (Figura 35-b) e eletrônica de varredura (Figura 35-c). O procedimento de preparação metalográfica foi seguido de acordo com a norma ASTM E3-11 (2017) utilizando solução de alumina de 1,0, 0,5 e 0,3 µm. As soluções de ácido pícrico ( $C_6H_2(NO_2)_3$ ) e nítrico ( $HNO_3$ ) diluídas em álcool etílico ( $C_2H_5OH$ ) foram utilizadas no ataque químico para revelar as microestruturas.

O reagente picral revelou de forma mais expressiva a presença de carbonetos não dissolvidos na austenita, corroborando as metodologias dos trabalhos de Tschiptschin (1982) e Verhoeven (2000) que informam que o reagente Picral ataca matrizes ferríticas e martensíticas, além de revelar a presença de carbonetos não dissolvidos na austenita, em contrapartida o Nital agride mais expressivamente a perlita em regiões da austenita mais carbonetos não transformados.

Figura 35 - Equipamentos utilizados para caracterização. a) Microdurômetro Mitutoyo HM-124 com endentador piramidal, b) Microscópio ótico AxioVision Scop.A1 com lente Carl Zeiss, c) Microscópio eletrônico de varredura Tescan modelo Vega3



Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.2.1 Metalografia Qualitativa

Nesta etapa foi observada a microestrutura das amostras de maneira a identificar a presença de possíveis heterogeneidades como poros e inclusões, a exemplo do sulfeto de manganês (MnS), que atua como ponto concentrador de tensões podendo levar a geração e propagação de trincas. Foi realizada ainda a caracterização microestrutural dos trilhos como recebido do fornecedor.

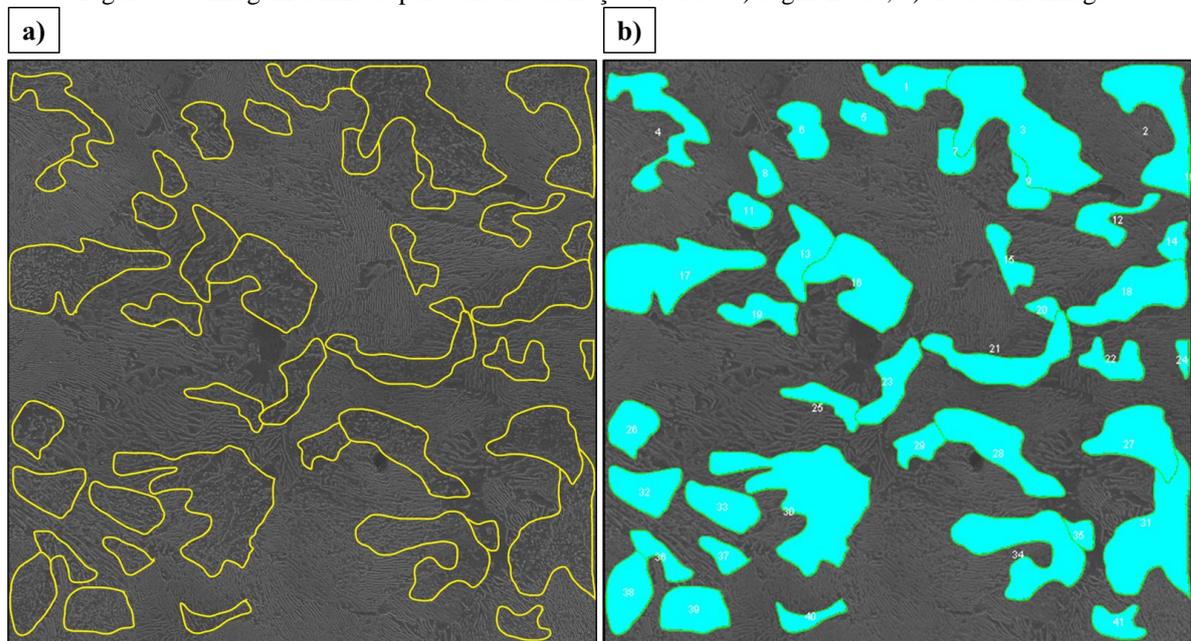
#### 4.2.2.2 Metalografia Quantitativa

A quantificação da fração do ED foi realizada via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), com a utilização de um TESCAN modelo Vega3 do Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos (LCAM) do Laboratório de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará (UFPA).

O eutetóide divorciado foi quantificado a partir da análise dos carbonetos que sofreram alteração morfológica de lamelar para esférico, para isso foram utilizadas imagens de MEV com ampliação de 5.000x e tensões de 25 e 30 kV.

Os softwares atualmente disponíveis não reconhecem a diferença entre esta estrutura e a lamelar, deste modo, sendo necessário realizar um processo de segmentação manual. Como se tornaria inviável circular cada esfera de carboneto, foram selecionadas as áreas que não possuíam lamelas, que são formadas por carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica, assim foi calculado a área esferoidizada na microestrutura. O software ImageJ permite reconhecer e calcular as áreas segmentadas, conforme ilustrado na Figura 36.

Figura 36 - Imagem utilizada para cálculo da fração de área. a) segmentada, b) tratada no ImageJ



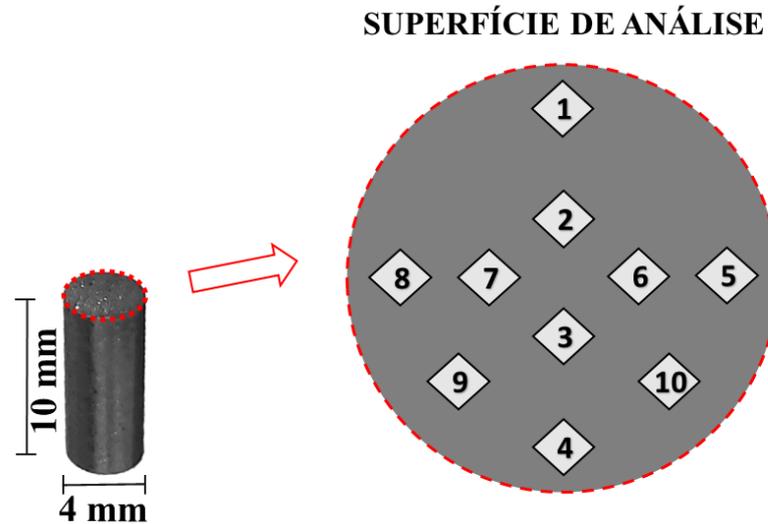
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.3 Caracterização Mecânica

##### 4.2.3.1 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro em escala Vickers (Figura 35-a) seguindo as recomendações das normas ASTM E92-17 e ASTM E384-17 com carga de 300 g ( $HV_{0,3}$ ) e tempo de 10 segundos. O espaçamento entre indentações foi realizado respeitando o distanciamento mínimo (2,5 vezes a diagonal da indentação teste) conforme a norma ASTM E384-17, de acordo com a ilustração da Figura 37.

Figura 37 - Posição e espaçamento das indentações de microdureza



Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.4 Planejamento experimental

Foram selecionados 4 fatores que influenciam na cinética de esferoidização do eutetóide divorciado, sendo eles: temperatura isotérmica, tempo de isoterma, taxa de resfriamento e carbono equivalente. Definidas as variáveis, foram montadas a matriz experimental (APENDICE I) e a respectiva codificação quantitativa (Tabela 7).

Tabela 7 - Codificação da matriz experimental

Parâmetro	Tipo	Símbolo	Unidade	Nível (-1)	Nível (0)	Nível (+1)
Temperatura	Fator	TT	°C	730	740	750
Tempo	Fator	TP	s	30	60	90
Taxa de Resfriamento	Fator	TR	°C/s	1,5	5	9
Carbono Equivalente	Fator	CE	-	0,925	-	1,138
Fração de ED	Resposta	R1	%	-	-	-
Microdureza	Resposta	R2	$HV_{0,3}$	-	-	-

Fonte: Autoria própria.

Um fatorial completo geral com intervalo de confiança de 95% foi aplicado com base nos dados da Tabela 7, o que gerou um total de 54 combinações executadas em um único bloco, apesar de terem sido executados em vários dias os experimentos foram realizados em ambiente controlado sob condições experimentais constantes (câmara interna do dilatômetro).

A eq. 4 representa o modelo de equação de regressão com todos os fatores e interações deste estudo, aplicável para ambas as respostas (R1 e R2). Após a análise da ANOVA e dos coeficientes de cada fator é possível melhorar a precisão do modelo eliminando termos com baixa significância estatística.

$$\begin{aligned}
R = & B_0 + B_1 \cdot TT + B_2 \cdot TP + B_3 \cdot TR + B_4 \cdot CE + B_{11} \cdot TT^2 + B_{22} \cdot TP^2 + B_{33} \cdot TR^2 + B_{44} \cdot \\
& CE^2 + B_{12} \cdot TT \cdot TP + B_{13} \cdot TT \cdot TR + B_{14} \cdot TT \cdot CE + B_{23} \cdot TP \cdot TR + B_{24} \cdot TP \cdot CE + B_{34} \cdot TR \cdot \\
& CE + B_{112} \cdot TT^2 \cdot TP + B_{113} \cdot TT^2 \cdot TR + B_{114} \cdot TT^2 \cdot CE + B_{122} \cdot TT \cdot TP^2 + B_{123} \cdot TT \cdot TP \cdot TR + \\
& B_{124} \cdot TT \cdot TP \cdot CE + B_{133} \cdot TT \cdot TR^2 + B_{134} \cdot TT \cdot TR \cdot CE + B_{144} \cdot TT \cdot CE^2 + B_{223} \cdot TP^2 \cdot TR + \\
& B_{224} \cdot TP^2 \cdot CE + B_{233} \cdot TP \cdot TR^2 + B_{234} \cdot TP \cdot TR \cdot CE + +B_{244} \cdot TP \cdot CE^2 + B_{334} \cdot TR^2 \cdot CE + \\
& B_{344} \cdot TR \cdot CE^2 + TT^3 + TP^3 + TR^3 + e
\end{aligned} \tag{4}$$

#### 4.2.4.1 Determinação do tamanho da amostra

Para o ensaio de microdureza Vickers utilizou-se a distribuição  $t$ , para determinar o tamanho da amostra (número de indentações), que deve ser medida para obter um grau de precisão aceitável.

Segundo Neto et al. (2001), é possível determinar o tamanho amostral de um experimento para que este possua uma variação conhecida no valor da média, conforme a eq. 5:

$$N \geq \left( \frac{z \cdot \sigma}{L} \right)^2 \tag{5}$$

Onde:

L: é a precisão desejada

$\sigma$ : desvio padrão

z: é o ponto de distribuição normal para determinado intervalo de confiança.

O número N de amostras foi calculado como sendo o número de indentações necessárias para o ensaio de microdureza Vickers das amostras, a precisão desejada foi de 5, o desvio padrão de 10,062 foi retirado do banco de dados (projeto “Tratamentos Térmicos de Solda Aluminotérmica e por Caldeamento” da Cátedra Roda-Trilho) de um conjunto de 14 indentações em amostra do mesmo material do trilho *premium*, o valor crítico (z) foi retirado da tabela de pontos de distribuição normal (disponível na página 684 do livro de Montgomery (2012) para um intervalo de confiança de 95% e 13 Graus de Liberdade (G.D.L.). Aplicando os valores na eq. 5, temos que:

$$N \geq \left( \frac{2,160 \cdot 10,062}{5,000} \right)^2 \tag{6}$$

$$N \geq 19 \text{ indentações}$$

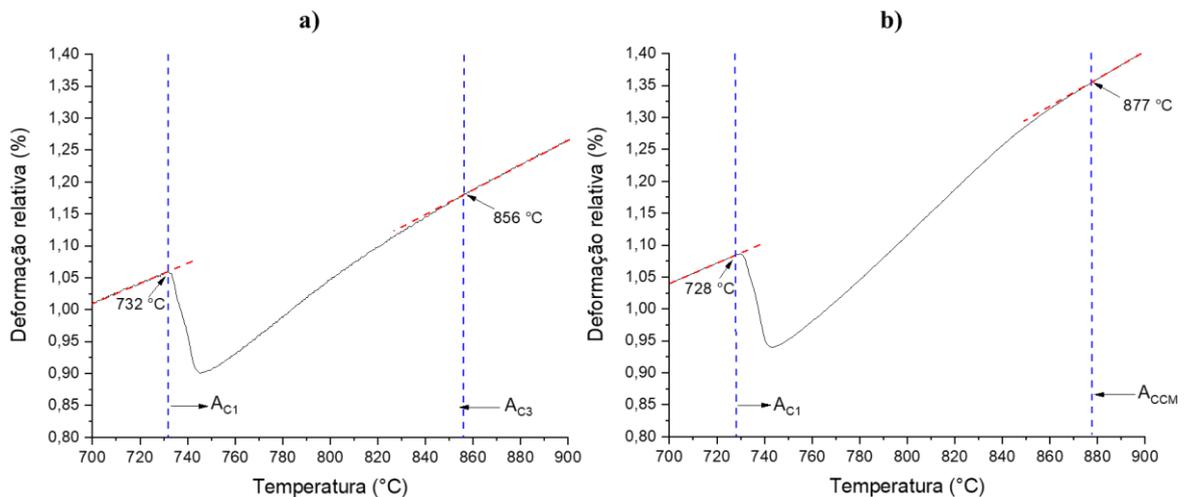
Dessa forma, foram realizadas no mínimo 19 indentações em cada amostra analisada.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Dilatometria

O emprego do ciclo térmico mostrado na Figura 34 permitiu determinar as temperaturas críticas  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$  (Trilho *premium*) e  $A_{C1}$  e  $A_{CCM}$  (Trilho *superpremium*), como mostrado na Figura 38. Neste trabalho foi utilizada a metodologia da reta tangente (ajuste linear), também utilizada por Pompeu (2020) para determinar as temperaturas críticas de transformação de fase em aços de trilhos, o autor obteve os valores de 730 °C ( $A_{C1}$ ) e 855 °C ( $A_{C3}$ ) para um trilho com composição química semelhante ao trilho *premium*.

Figura 38 - Temperaturas críticas. a) trilho *premium*, b) trilho *superpremium*



Fonte: Autoria própria.

De acordo com as temperaturas  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$  e  $A_{CCM}$ , os tratamentos realizados nas temperaturas de 730 °C podem ser considerados como críticos e nas temperaturas de 740 e 750 °C como intercríticos. A Tabela 8 mostra as temperaturas críticas de transformação de fase dos trilhos analisados neste trabalho juntamente com os valores encontrados na literatura para trilhos de composição semelhante. Os valores da temperatura  $A_{C1}$  foram próximos em todos os casos apresentando divergência nas temperaturas  $A_{C3}$  e  $A_{CCM}$ .

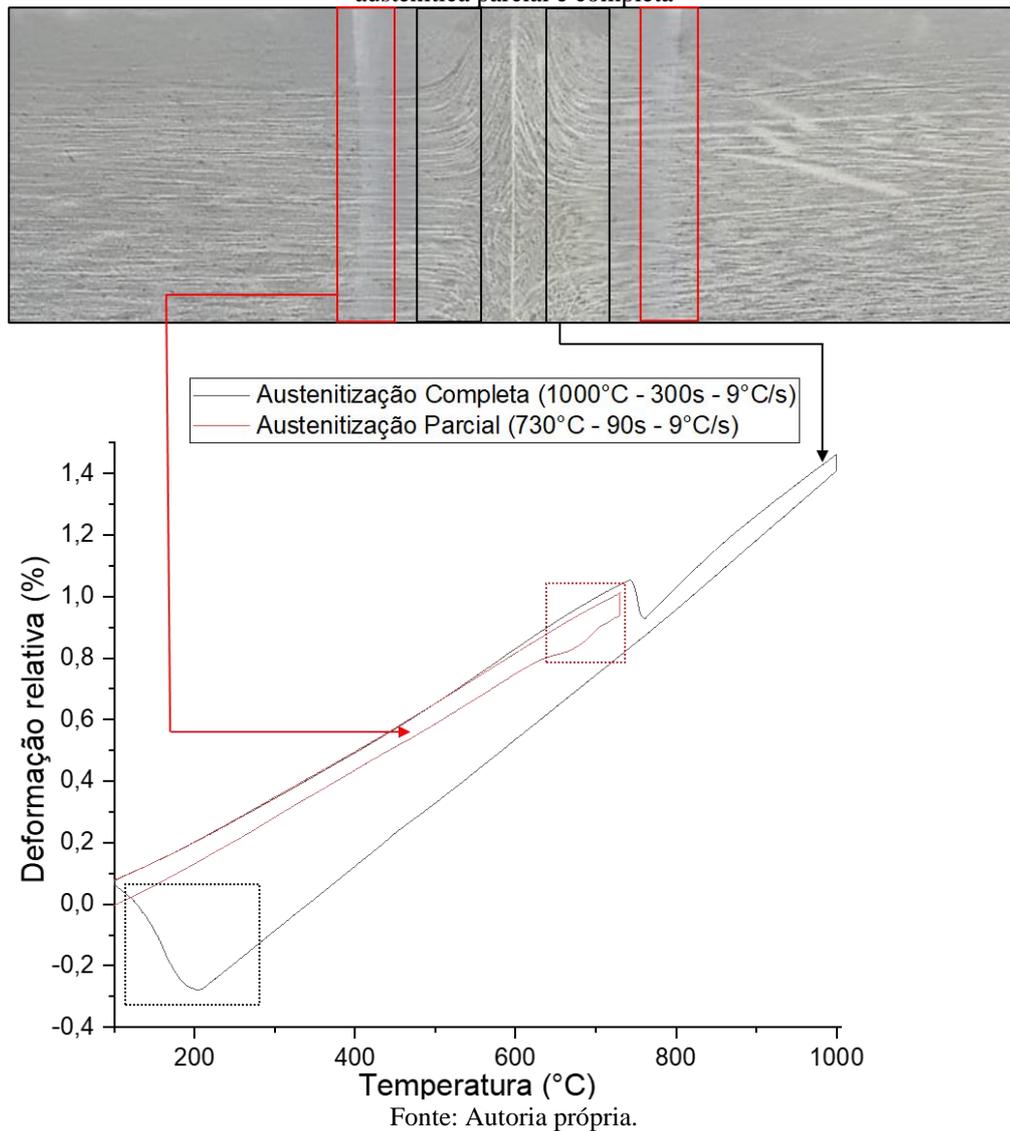
Tabela 8 - Temperaturas críticas de transformação de fase

Literatura	Premium		Superpremium	
	$A_{C1}$ (°C)	$A_{C3}$ (°C)	$A_{C1}$ (°C)	$A_{CCM}$ (°C)
Neste Trabalho	732	856	728	877
Nishikawa (2018)	728-740	775	725-733	860
Pompeu (2020)	730	855	727	880

Fonte: Autoria própria.

A Figura 39 mostra duas curvas de deformação relativa que simulam os ciclos térmicos de duas regiões distintas de uma solda por caldeamento de trilho resfriada a  $9\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , regiões: i. final da ZAC (destaque em vermelho) onde ocorre transformação austenítica parcial; e ii: centro da solda (destaque em preto) que atinge temperaturas próximas a  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  (dados do trilho *premium*).

Figura 39 - Curvas de deformação térmica para regiões da solda de um trilho *premium* com transformação austenítica parcial e completa



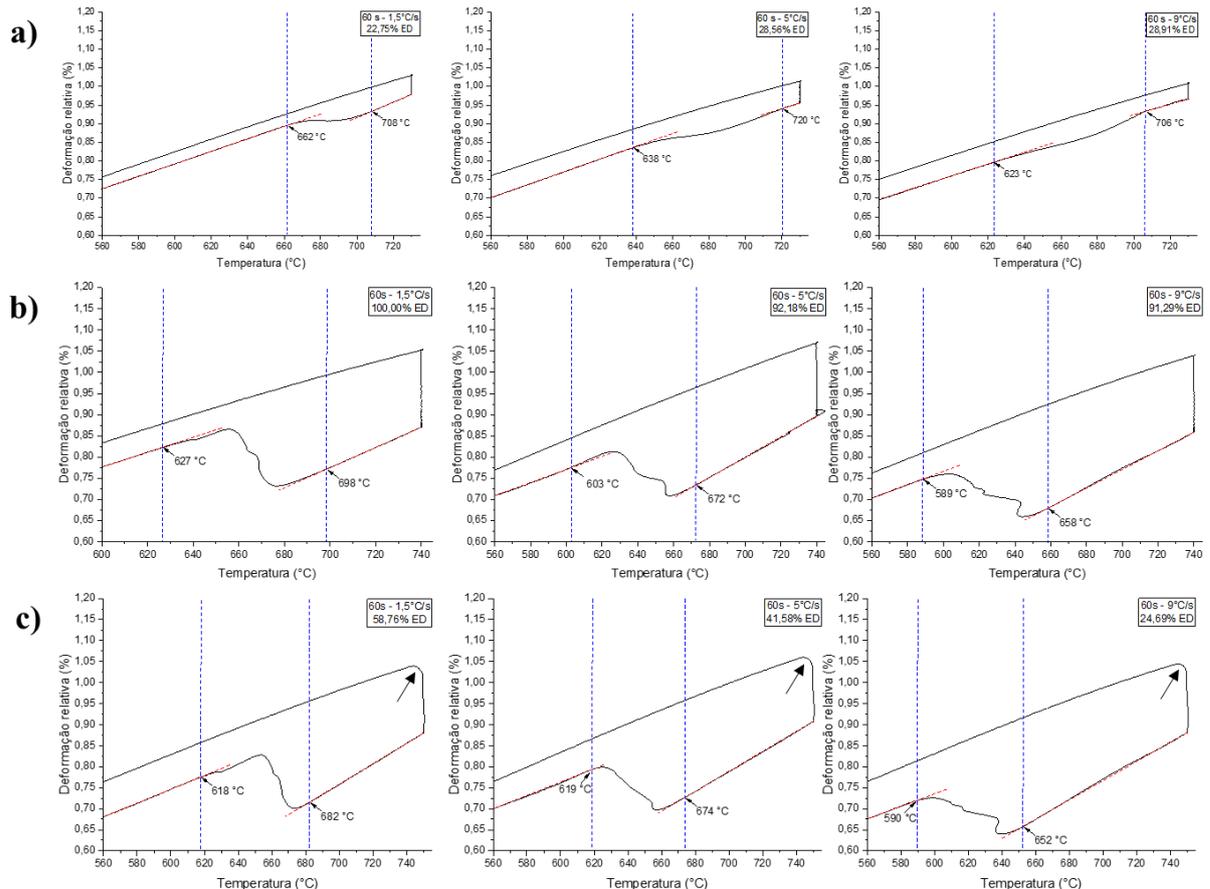
Avaliando as informações dos ciclos térmicos empregados nas amostras e os resultados de metalografia qualitativa da próxima secção do documento com os estágios de dissolução da perlita apresentados por Hillert et al. (1971) (apud LI et al., 2018), supõe-se que a ferrita e a cementita iniciaram a dissolução na temperatura de isoterma, mas nenhuma foi concluída. A dissolução da perlita das amostras analisadas ficaram todas dentro do Estágio 1 (Figura 16),

obtendo assim uma mistura de fases, composta por perlita mais eutetóide divorciado (ferrita + cementita esferoidizada).

Em todas as amostras tratadas, a parcela de perlita que foi transformada durante o aquecimento mudou de forma ao longo do resfriamento em temperaturas subcríticas, constatou-se também que o aumento da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento ocasionou redução da temperatura de início de transformação de fase ( $T_{it}$ ) no resfriamento. Esse comportamento foi observado em ambos os trilhos, exceto para a temperatura de 730 °C e pode ser observado nas Figuras 40 e 41.

As curvas dilatométricas de todas as amostras e condições realizadas neste trabalho estão disponíveis no Apêndice III. Os gráficos mostram as temperaturas de início e término de transformação microestrutural e a fração de eutetóide divorciado de cada condição.

Figura 40 - Curvas de deformação térmica de amostras do trilho *premium* por 60 s em todas as taxas de resfriamento. a) 730 °C, b) 740 °C, c) 750 °C



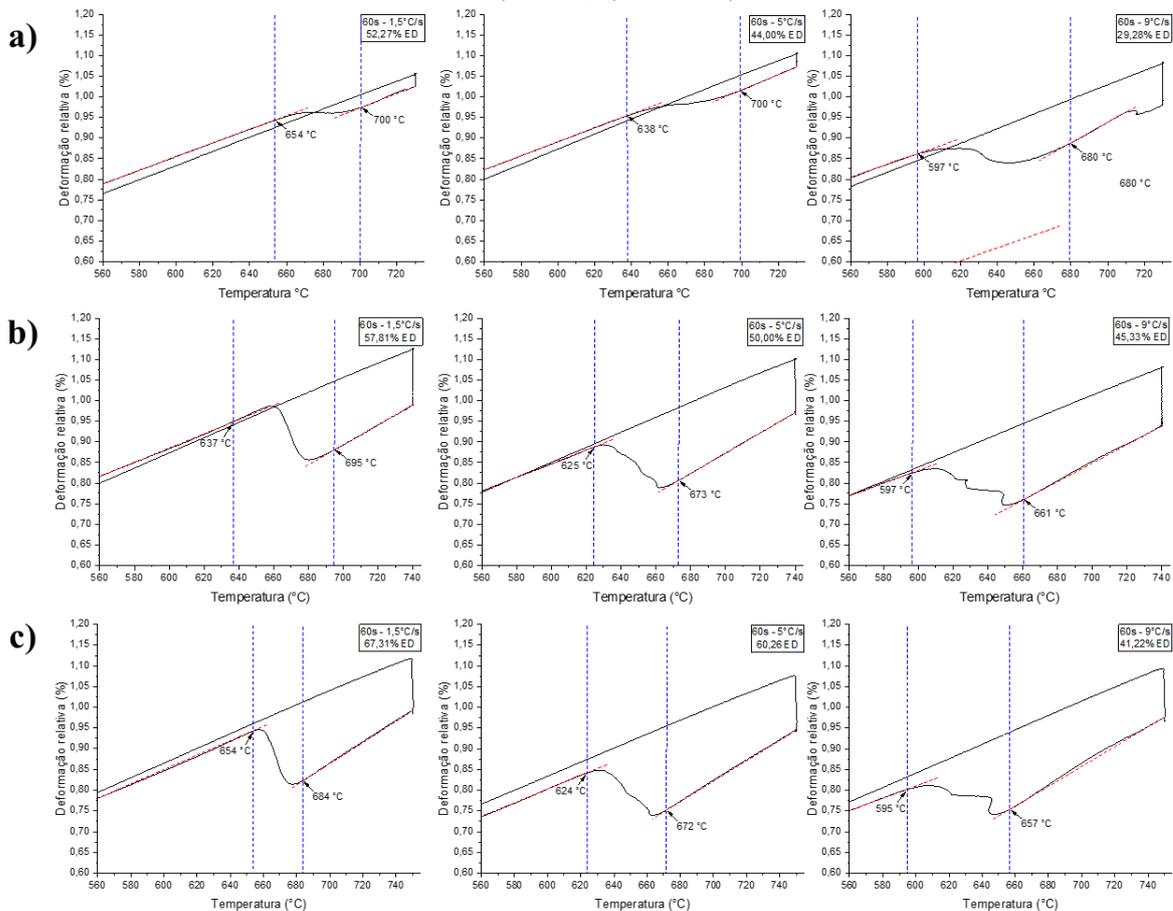
Fonte: Autoria própria.

As curvas dilatométricas das amostras de trilhos *premium* para a temperatura de 750 °C possuem uma peculiaridade: as amostras começam a contrair antes de 750 °C, deixando a curva

com um aspecto mais acentuado, essa diferença pode ser observada na Figura 40-c e Figura 94 (região superior direita).

Nas temperaturas de 730 e 740 °C, a contração térmica se inicia somente após início do tempo de isoterma programado, esse comportamento pode ser justificado pela migração do carbono da cementita para a matriz ferrítica que gera reorganização do reticulado cristalino com a mudança de estrutura CCC (ferrita) e ortorrômbica (cementita) para CFC (austenita) (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). A contração acentuada observada na Figura 40 (setas pretas) pode estar associada à dissolução da perlita para formação de austenita, condição na qual a temperatura foi suficiente para iniciar o processo. As temperaturas críticas de transformação de fase obtidas anteriormente foram medidas em condições de simulação do equilíbrio termodinâmico (taxa de aquecimento de 0,016 °C/s), enquanto nas simulações a taxa de aquecimento foi de 10 °C/s, isso afeta a temperatura crítica de transformação de fase. Esse comportamento foi observado somente nas amostras de trilho *premium*.

Figura 41 - Curvas de deformação térmica de amostras do trilho *superpremium* por 60 s em todas as taxas de resfriamento. a) 730 °C, b) 740 °C, c) 750 °C



Fonte: Autoria própria.

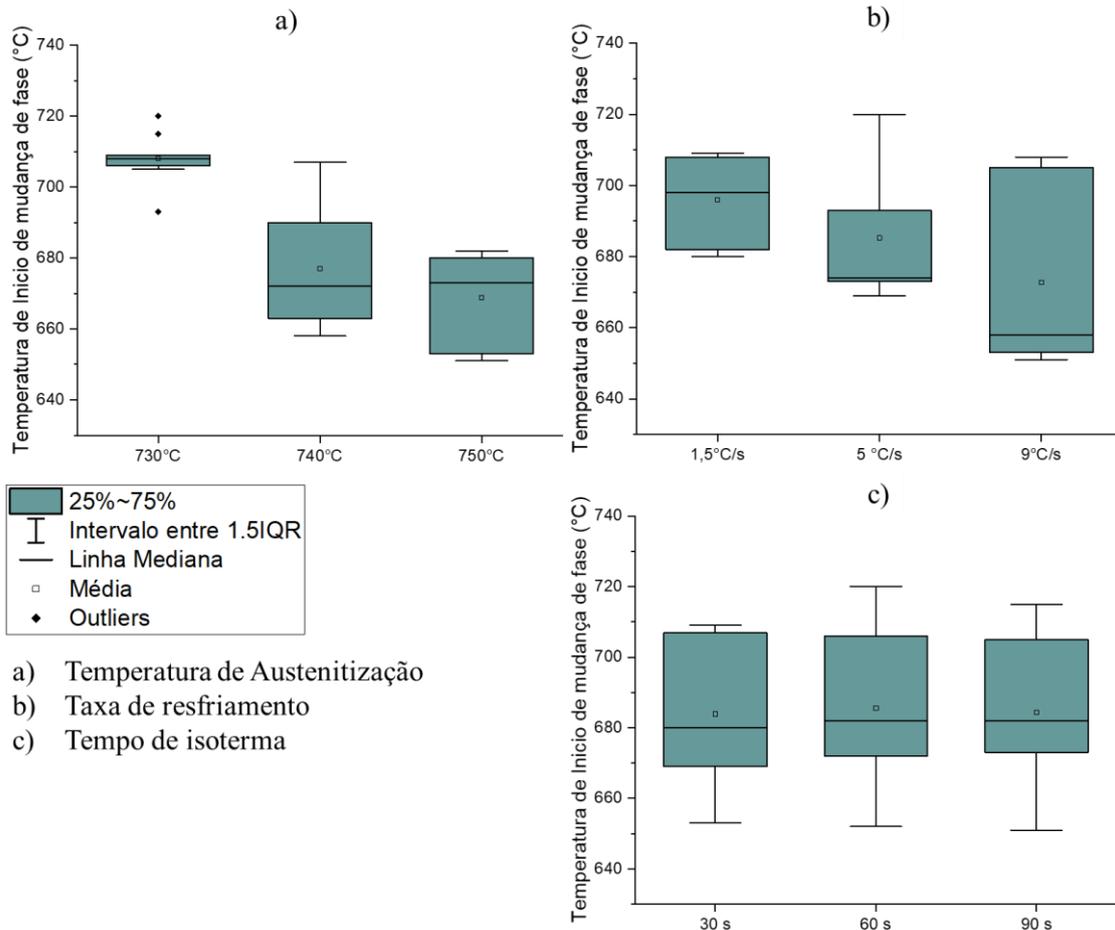
A análise dos gráficos permitiu verificar que a mudança da taxa de resfriamento, para as três temperaturas isotérmicas avaliadas, causa alteração também na temperatura de início de transformação no resfriamento. Esse comportamento também foi identificado em amostras de trilhos por Pompeu (2020), o qual detectou que as amostras com taxas de resfriamento mais elevadas tiveram temperatura de início de transformação menor (CALLISTER; RETHWISCH, 2012). No entanto, como as amostras do autor foram completamente austenitizadas (1000 °C), encontrou-se martensita nas taxas acima de 3 °C/s.

### 5.1.1 Temperaturas de transformação subcríticas

A tendência observada anteriormente de a variação da temperatura de tratamento e a taxa de resfriamento influenciarem na temperatura de início de mudança de fase ( $T_{it}$ ) durante o resfriamento é um fator importante do ponto de vista metalúrgico, pois assim pode ser utilizada como parâmetro de procedimentos operacionais de soldagem de trilhos, haja vista que a temperatura de início do tratamento e subsequente taxa de resfriamento modificam a temperatura de mudança de fase da microestrutura.

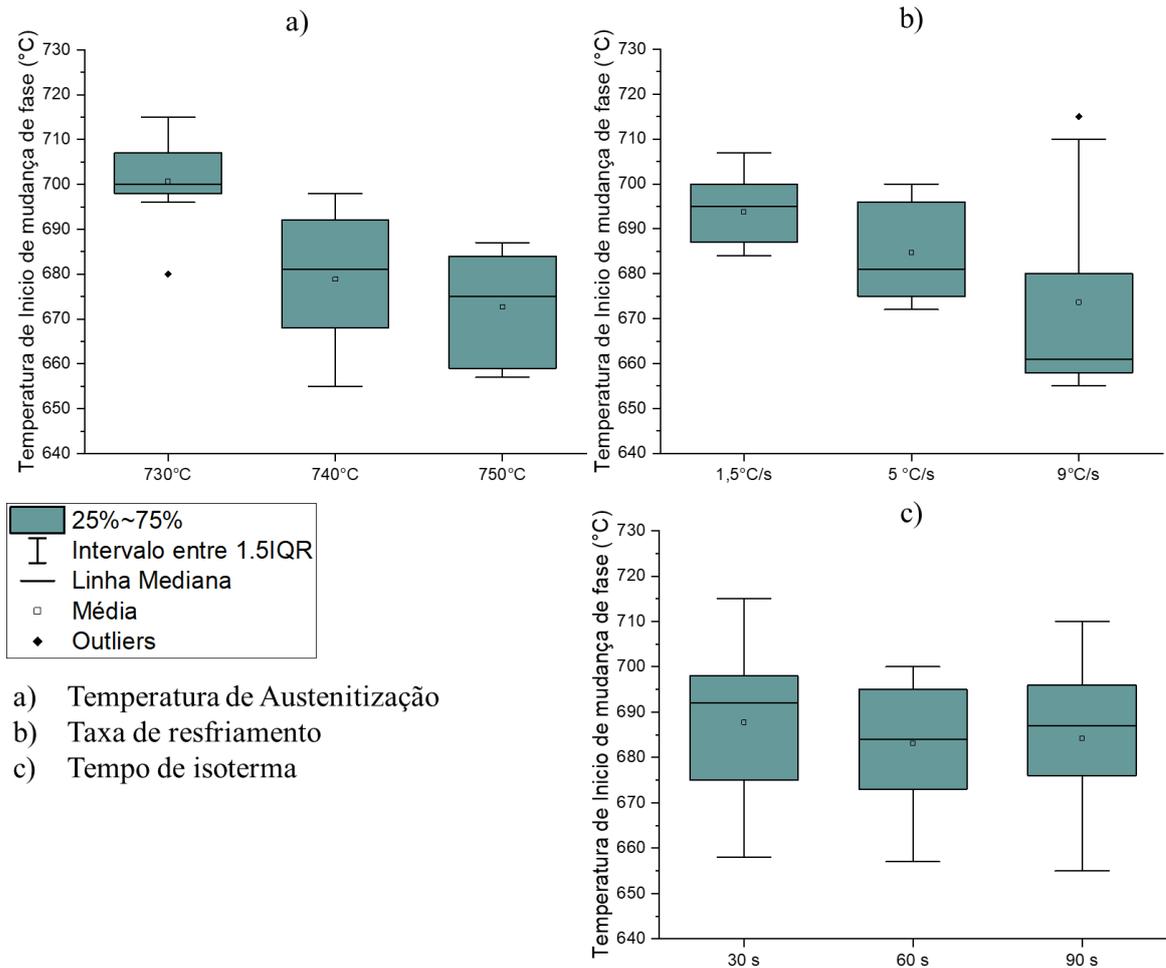
Os dados referentes às temperaturas de início de mudança de fase durante o resfriamento foram plotados em gráficos do tipo *boxplot*. As Figuras 42 e 43 apresentam a  $T_{it}$  para os trilhos *premium* e *superpremium*, respectivamente.

Figura 42 - Gráfico Boxplot da  $T_{it}$  em função do ciclo térmico para o trilho *premium*



Fonte: Autoria própria.

É possível observar na Figura 42c (*premium*) que a variação do tempo de tratamento isoladamente não causou mudança na temperatura de início de transformação, sustentando as prerrogativas anteriores de que o tempo (de 30 a 90 s) não gera alteração significativa na fração de ED, o mesmo desempenho é notado na Figura 43, representativa do trilho *superpremium*.

Figura 43 - Gráfico **Boxplot** da  $T_{it}$  em função do ciclo térmico para o trilho *superpremium*

Fonte: Autoria própria.

Detectou-se, ainda, a faixa de temperatura na qual ocorreu a transformação microestrutural, a Tabela 9 apresenta os valores juntamente com o desvio padrão amostral. O aumento da temperatura ocasionou diminuição do valor médio da temperatura de início de transformação, no entanto, sem diferença significativa.

Tabela 9 - Faixa de temperatura (°C) na qual ocorreu a transformação subcrítica

TEMPERATURA	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
730	57,9	19,6
740	55,8	12,3
750	50,9	13,6

Fonte: Autoria própria.

As curvas apresentadas na secção 5.1 (Figuras 40 e 41) representam a temperatura na qual a reação do eutetóide divorciado teve início. Foi observado que, em ambos os trilhos, as amostras simuladas a 750 °C começaram a transformação entre 690 e 660 °C.

A temperatura de um ponto do bolete localizado a 10 mm de profundidade e a 21 mm a partir do centro de uma solda entre trilhos *premium* (mesma composição do trilho *premium* deste trabalho) foi medida utilizando-se dados termográficos de Machado et al. (2021). A imagem foi capturada 10 segundos após o processo de rebarbamento, a temperatura neste ponto alcançou valores de aproximadamente 660 °C, como pode ser visto na Figura 44.



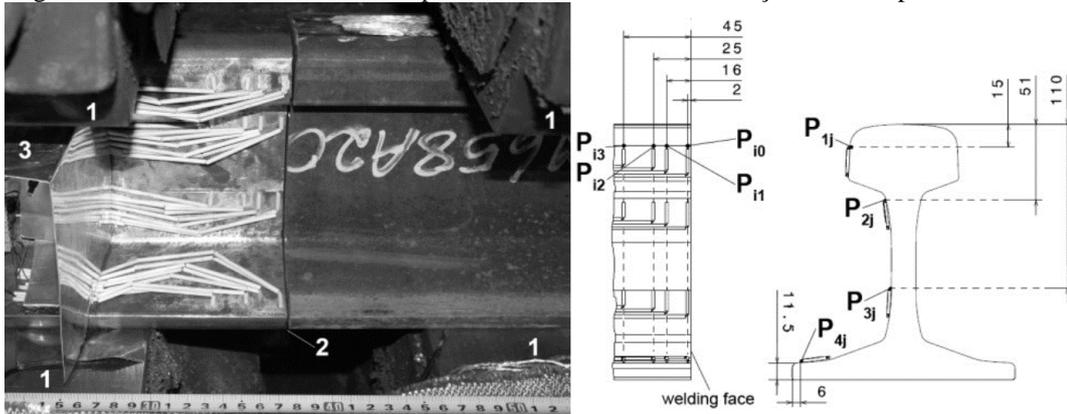
Fonte: (MACHADO et al. (2021)).

A largura da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) de soldas de trilhos está intimamente relacionada ao aporte térmico do processo como já mostrado por Alves et al. (2019), o atual procedimento de soldagem do estaleiro onde foram extraídas as soldas analisadas por Machado et al. (2021), geraram uma ZAC média de 42 mm, assim, justificando o posicionamento escolhido acima.

Os dados de termografia permitiram notar que 10 segundos após o rebarbamento a temperatura está no mesmo patamar em que se iniciou a reação DET nas amostras simuladas a 750 °C de ambos os trilhos (*premium* e *superpremium*). No trilho *premium* houve redução de 58% na fração de ED e aumento de 20% na microdureza com aumento da taxa de resfriamento de 1,5 para 9 °C/s.

Weingrill et al. (2017) montaram um experimento de instrumentação em uma solda por caldeamento onde foram realizadas todas as etapas do processo de soldagem exceto o recalque e rebarbamento, os autores fixaram termopares dos tipos K e S em várias posições do trilho, conforme Figura 45.

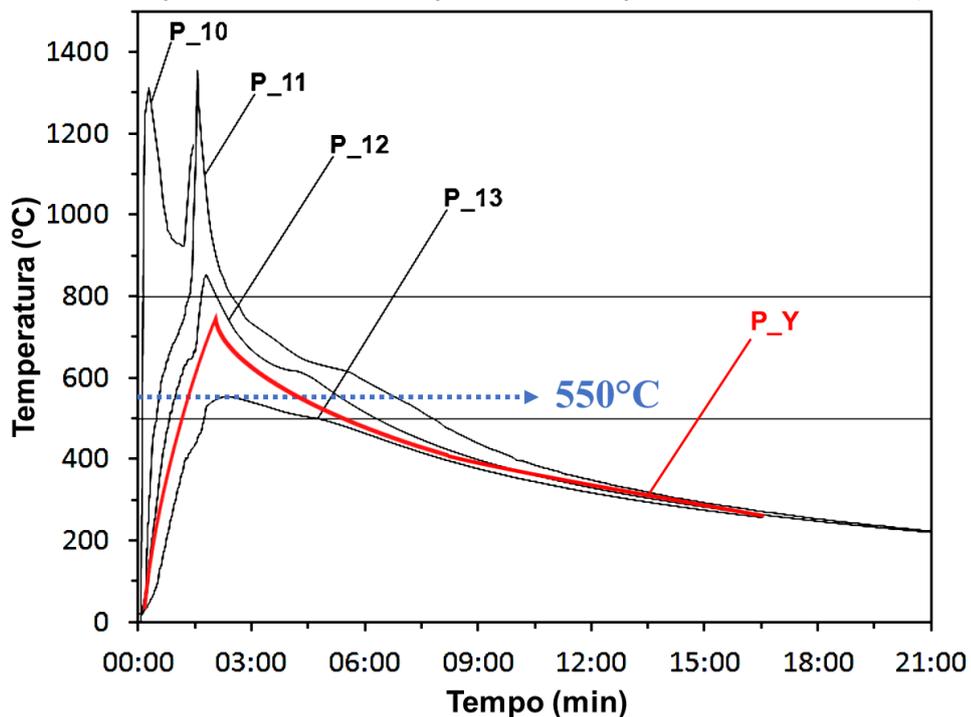
Figura 45 - Posicionamento dos termopares utilizados em uma simulação de solda por caldeamento



Fonte: Adaptado de WEINGRILL Et al. (2017)

Os autores avaliaram por meio dos dados dos termopares a evolução da temperatura em um trilho *premium*, é possível verificar na Figura 46 que o termopar P\_13, que representa a região a 45 mm do centro da solda, atinge a temperatura de aproximadamente 550°C.

Figura 46 - Perfil de temperatura obtido via termopar de uma solda por caldeamento simulada (sem recalque)



Fonte: Adaptado de WEINGRILL et al. (2017)

Considerando que em soldas reais o processo de recalque “consome” cerca de 15 a 25 mm (SAITA et al., 2013) do metal base de um trilho, o termopar que melhor representaria a região final de ZAC de uma solda com recalque estaria entre os termopares P\_12 e P\_13, a curva em vermelho (P\_Y) na Figura 46 é uma estimativa de um perfil de temperatura que representaria a região de formação do eutetóide divorciado (região de transição MB/ZAC), onde

a temperatura ao final do processo de soldagem estaria no mesmo patamar das simulações realizadas neste trabalho e na literatura (NISHIKAWA, 2018; PORCARO, 2019). Segundo os dados de Weingrill et al. (2017), a soldagem foi concluída em aproximadamente 01 minuto e 35 segundos desde o início do experimento.

A diferença de temperatura entre os trabalhos de Weingrill et al. (2017) e Machado et al. (2021) possui muitas explicações, além dos parâmetros operacionais de cada processo de soldagem as temperaturas foram medidas por técnicas distintas e em tempos e posições diferentes. De toda forma, a correlação entre os dados permite deduzir que a região de transformação parcial de soldas de caldeamento começa a formar estruturas esferoidizadas na faixa de temperatura de 715 a 655 °C, assim, a aplicação de resfriamento forçado em soldas com a região a aproximadamente 22 mm do centro da solda dentro desta faixa de temperatura ainda é viável para reduzir a presença de cementita esferoidizada na região final da ZAC de trilhos.

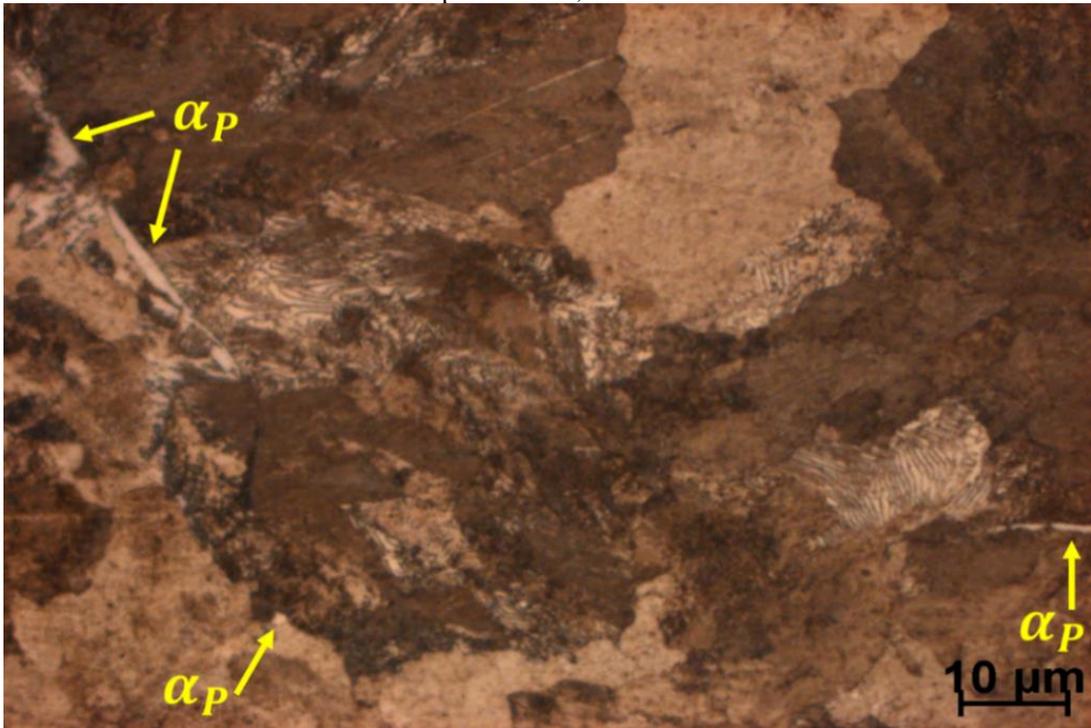
A determinação das temperaturas de transformação de fase subcríticas para a reação DET geraram dados importantes para a auxiliar na elaboração de tratamentos pós soldagem. Os gráficos *boxplot* permitiram avaliar o comportamento de cada variável, além de extrair a faixa de temperatura na qual ocorreu a mudança de fase.

Os estudos das temperaturas de transformação subcrítica da reação do eutetóide divorciado devem ser aprofundados futuramente, pois caracterizam dados importantes que permitem melhorar o entendimento do resfriamento de soldas e, assim, desenvolver técnicas e procedimentos para reduzir a incidência de defeitos em trilhos e melhorar a vida útil da via permanente.

## 5.2 Metalografia qualitativa

Os materiais analisados possuem predominância de microestrutura perlítica, o *premium* apresentou ferrita proeutetóide ( $\alpha_p$ ), Figuras 47 e 48, enquanto o *superpremium* apresentou cementita proeutetóide ( $\theta_p$ ), Figuras 49 e 50. Esses resultados mostram que os materiais *premium* e *superpremium* podem ser hipoeutetóide e hipereutetóide, respectivamente.

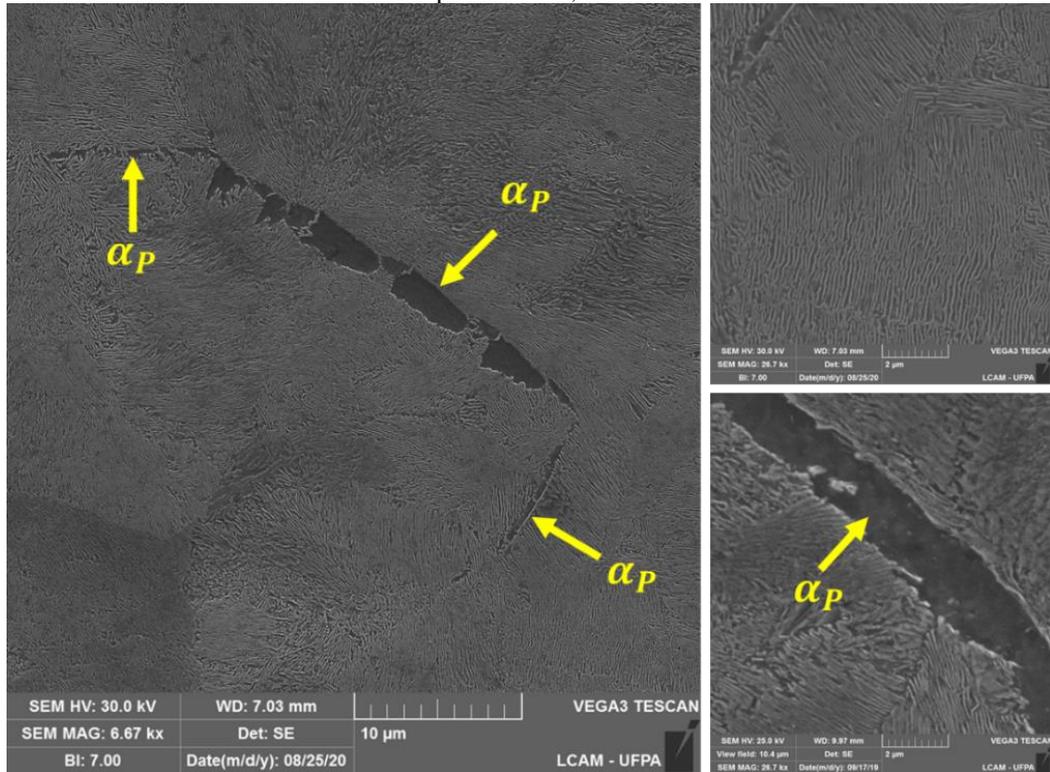
Figura 47 - Microscopia ótica do trilho *premium* em condição de fabricação, com presença de ferrita proeutetóide, 1000x



Fonte: Autoria própria.

Apesar do teor de 1,02 %Mn para um trilho *premium*, ainda foi observado estruturas pró-eutetóides de baixo teor de carbono ( $\alpha_p$ ), o manganês tende a reduzir a temperatura e teor de carbono do ponto eutetóide reduzindo a possibilidade de formação de ferrita proeutetóide conforme mostrado por Krauss (2005) e Callister e Rethwisch (2012) e observado por Porcaro (2019) e Pompeu (2020).

Figura 48 - Microscopia eletrônica do trilho *premium* em condição de fabricação, com presença de ferrita proeutetóide, 5kx

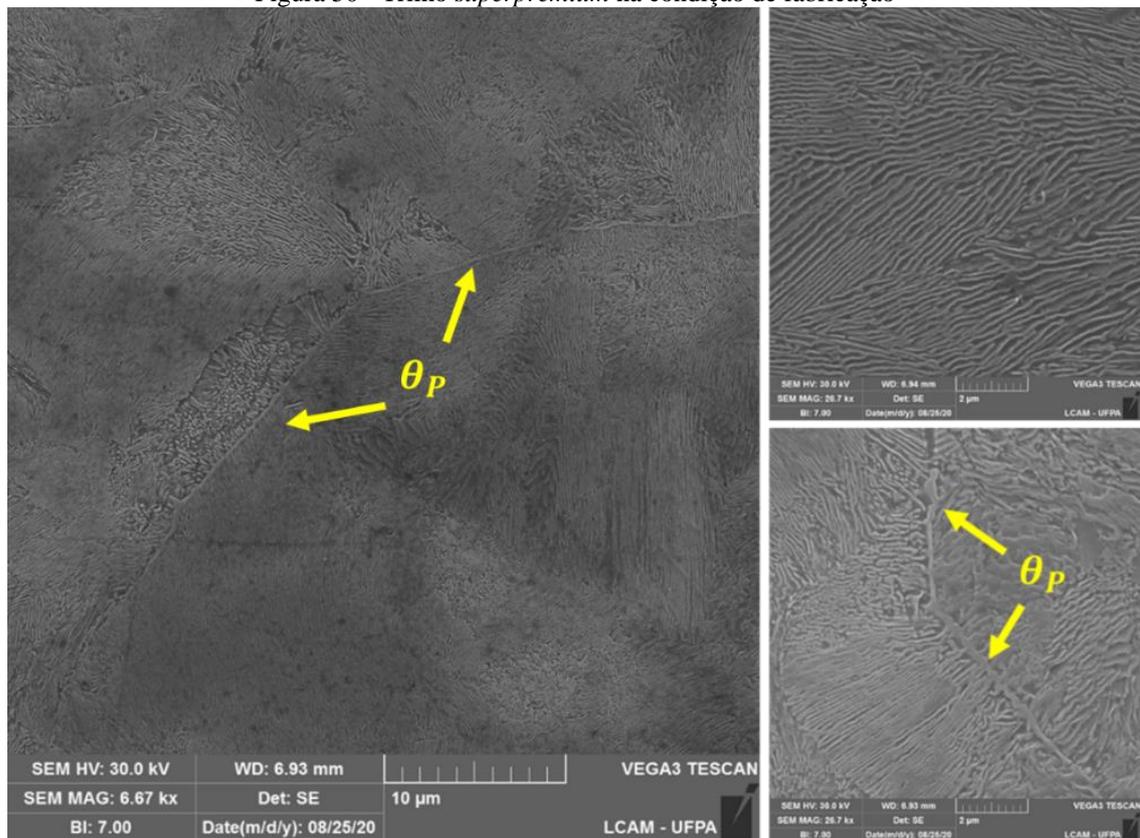


Fonte: Autoria própria.

Figura 49 - Microscopia ótica do trilho *superpremium* em condição de fabricação, 1000x

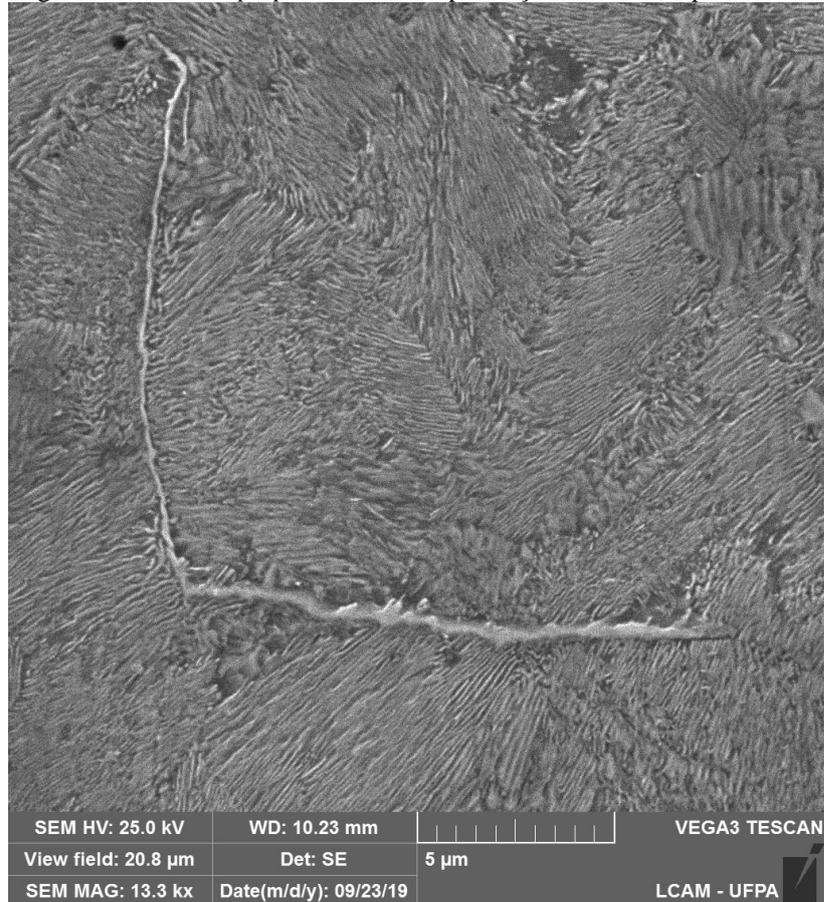


Fonte: Autoria própria.

Figura 50 - Trilho *superpremium* na condição de fabricação

Fonte: Autoria própria.

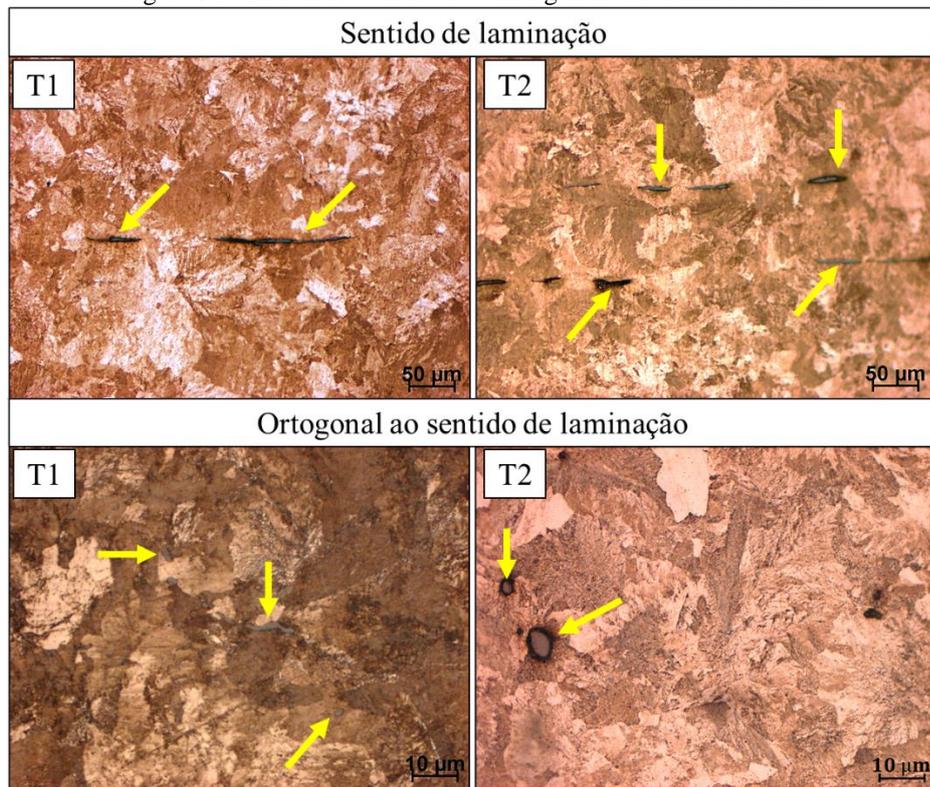
O trilho *superpremium* apresenta cementita proeutetóide (Figura 51) nos contornos de grão austenítico prévio, essa microestrutura é frágil devido às suas propriedades mecânicas (dura e frágil), nos trilhos causa aumento do desgaste em condições de RCF, em casos de formação e propagação de trincas, a cementita atua como condutora oferecendo um caminho preferencial de propagação. Deste modo, essa microestrutura deve ser controlada, pois é um importante controlador de desgaste e RCF (ORDÓÑEZ et al., 2011; ORDONEZ et al., 2009).

Figura 51 - Trilho *superpremium* com a presença de cementita proeutóide

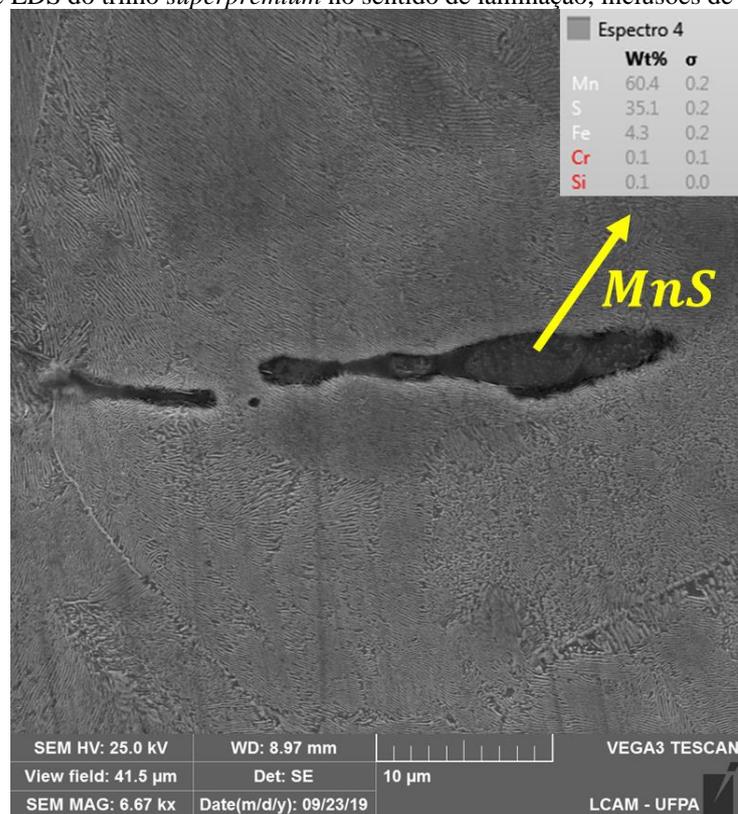
Fonte: Autoria própria.

A análise de microscopia ótica permitiu a visualização de inclusões que foram identificadas via MEV como sulfeto de manganês (MnS) no metal de base da solda de ambos os trilhos. Na Figura 52 é possível visualizar as inclusões no sentido transversal e longitudinal a laminação. Os resultados de espectrometria de emissão ótica por energia dispersiva (EDS-MEV) para a amostra *superpremium* mostraram concentração elevada de Mn e S corroborando a interpretação da análise de microscopia, Figura 53.

Figura 52 - Inclusões de sulfeto de manganês em ambos os trilhos



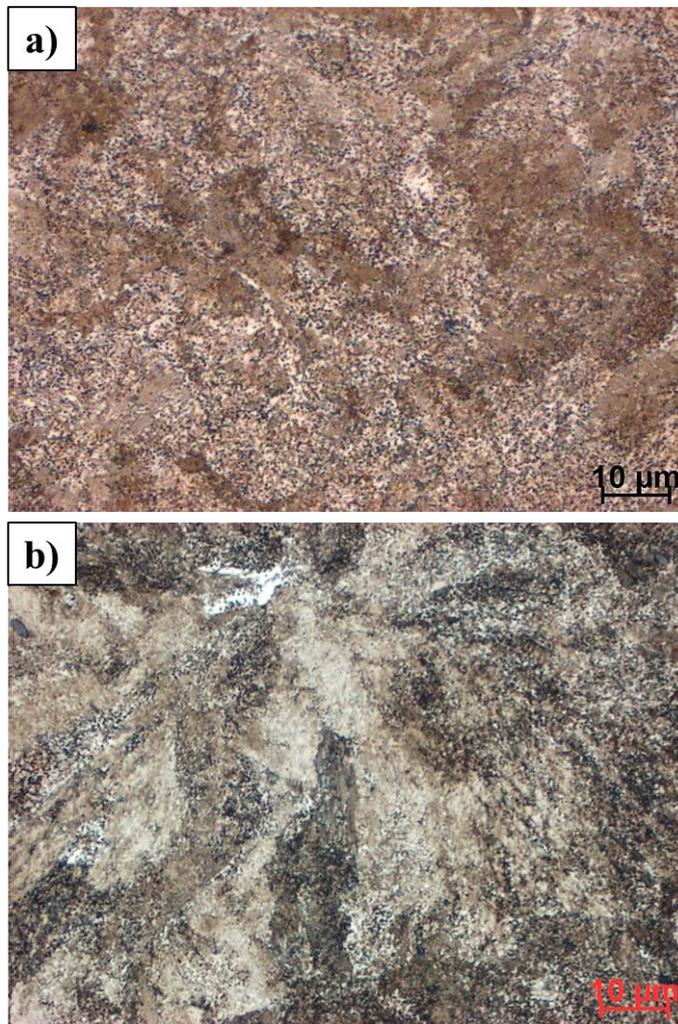
Fonte: Autoria própria.

Figura 53 - Análise EDS do trilho *superpremium* no sentido de laminação, inclusões de sulfeto de manganês

Fonte: Autoria própria.

Como as amostras simularam a região final da ZAC, com temperatura máxima de 750 °C, as imagens de microscopia ótica permitiram a visualização das estruturas esferoidizadas, mas sem a magnificação e resolução necessárias para segmentação e cálculo da fração. A Figura 54 apresenta um comparativo entre uma amostra de solda simulada (54-b) a 730 °C e uma real (54-a) soldada com parâmetros regularmente utilizados no processo, ambas as amostras são de trilhos *premium*.

Figura 54 - Eutetóide divorciado, a) solda por caldeamento, b) trilho *premium* simulado a 730 °C por 90s e resfriado a 9 °C/s

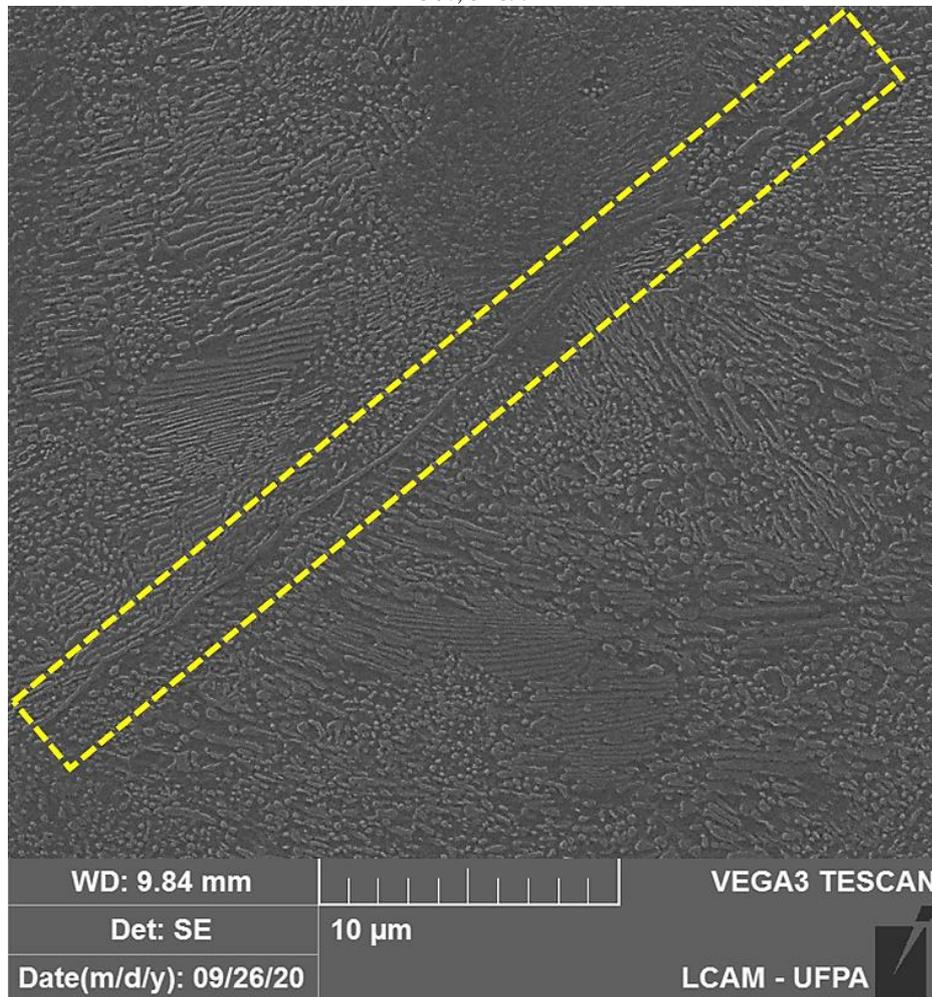


Fonte: Autoria própria.

A presença do que pode ser cementita nos contornos de alguns grãos, como mostrado na Figura 55, foi detectada. No entanto, devido ao ciclo térmico, o processo de dissolução da cementita já estava em andamento, iniciando com as lamelas de menor espessura e posteriormente com a fase do contorno de grão. Bauri (2020) encontrou picos de dureza em regiões próximas ao centro de soldas por caldeamento, o autor associou os picos de dureza à redução do espaçamento interlamelar próximo ao centro da solda, como nesta região os grãos

são maiores (maior temperabilidade), a temperatura eutetóide cai ocasionando menor difusão de carbono e, conseqüentemente, menor espaçamento interlamelar.

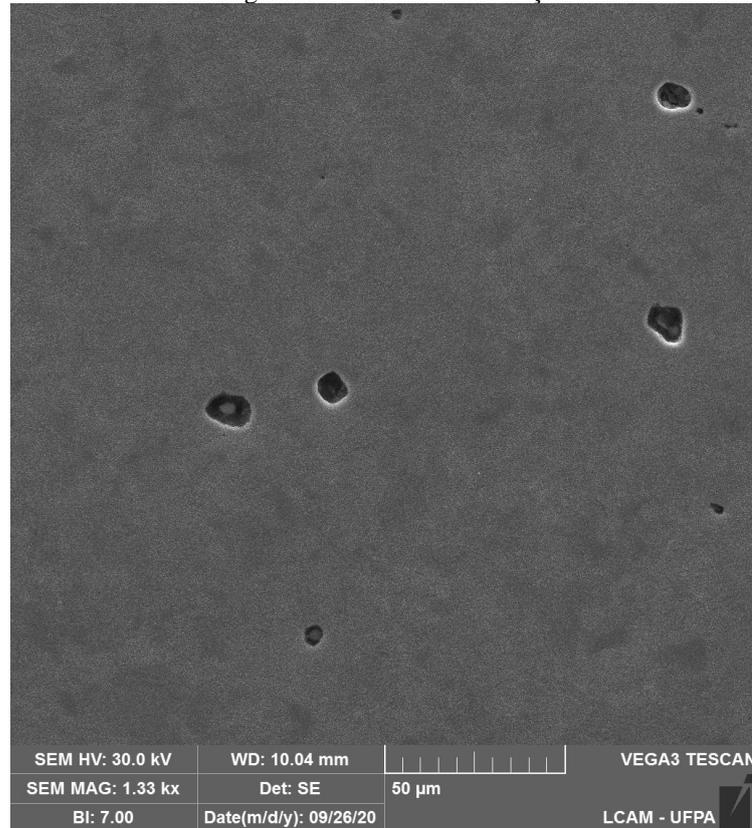
Figura 55 - Trilho *premium* com presença de cementita proeutetóide fragmentada nos contornos de grão. 740°C, 30s, 5°C/s



Fonte: Autoria própria.

Nas amostras simuladas a 740 °C e resfriadas com 1,5 °C/s (em todos os tempos de isoterma analisados) foram encontradas porosidades, como mostrado na Figura 56. A superfície de análise das amostras é ortogonal ao sentido de laminação do trilho, talvez os furos que se assemelham a porosidades sejam vazios deixados após fragmentos de sulfeto de manganês terem sido removidos durante o processo metalográfico. Machado et al. (2021) encontraram em soldas de trilhos *premium* (mesmo fabricante) estruturas semelhantes às da Figura 56 com aspecto de poros.

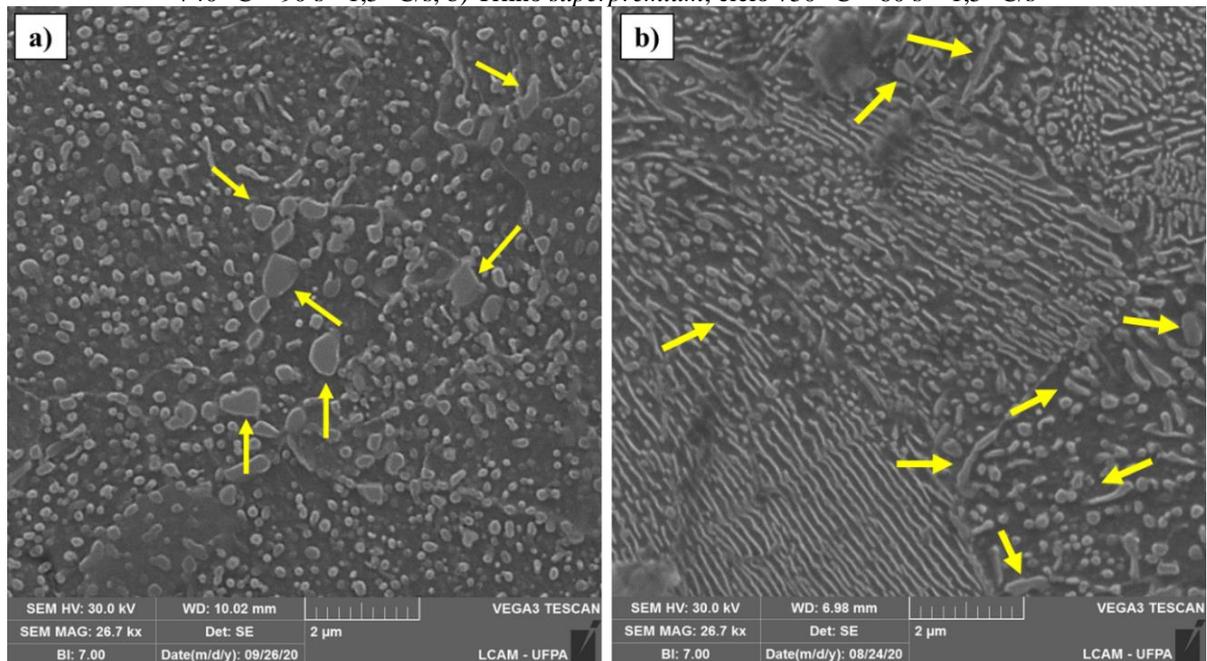
Figura 56 - Porosidades encontradas no trilho *Premium* tratado a 740 °C por 60 s e resfriado a 1,5°C/s. 1000X, ortogonal ao sentido de laminação



Fonte: Autoria própria.

A Figura 57 mostra pontos de coalescimento das partículas de cementita não dissolvidas durante a austenitização parcial. Essa morfologia de cementita foi observada em todas as amostras submetidas a 740 °C e, em algumas, a 750 °C.

Figura 57 - Coalescimento das partículas de cementita indicado pelas setas amarelas, a) Trilho *premium*, ciclo 740 °C – 90 s – 1,5 °C/s, b) Trilho *superpremium*, ciclo 750 °C – 60 s – 1,5 °C/s



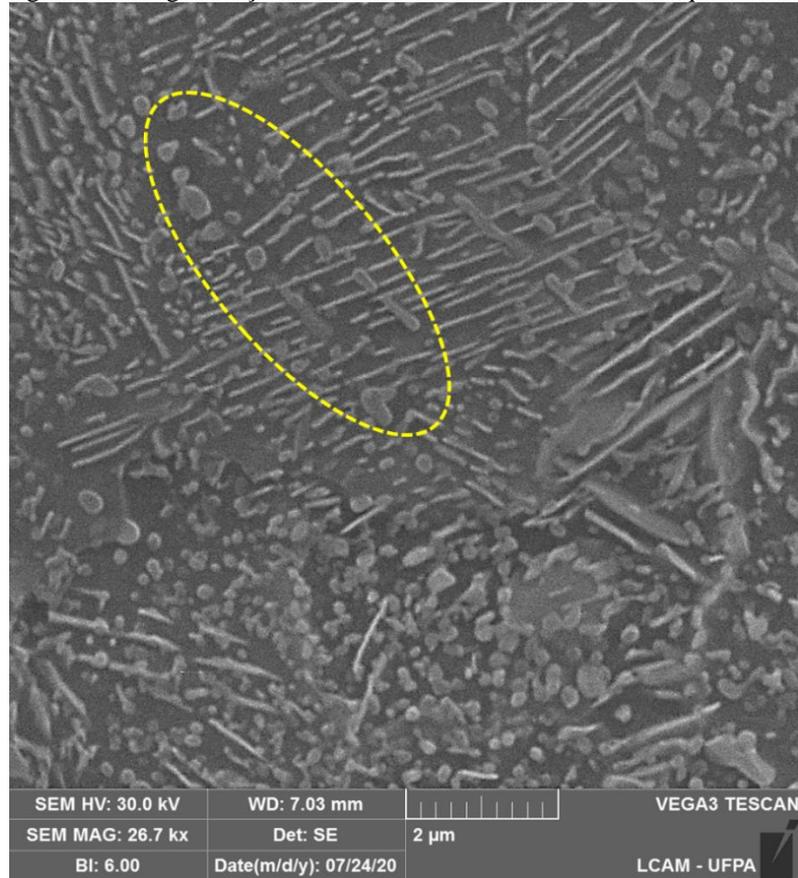
Fonte: Autoria própria.

Para Li et al. (2016) e Tschiptschin (1982), o aumento do tempo de austenitização propicia incremento no diâmetro das partículas de carboneto não dissolvidos, isto indica que a dissolução e o coalescimento ocorrem simultaneamente. Mais detalhes acessar o apêndice IV.

Parte do processo de fragmentação da cementita que ocorre durante o aquecimento da perlita, mencionado no trabalho de Li et al. (2016) (Figura 23), pode ser visualizado na (Figura 58). Após a passagem da interface  $\alpha - \gamma$  as lamelas de carboneto são fragmentadas em pedaços menores com formato cilíndrico que, posteriormente, passam para o formato esférico (menor energia interfacial). Por fim, a etapa de coalescimento que, segundo o autor, ocorre tanto no aquecimento quanto no resfriamento pode ser vista na Figura 59, processo no qual as partículas maiores crescem absorvendo o carbono das menores.

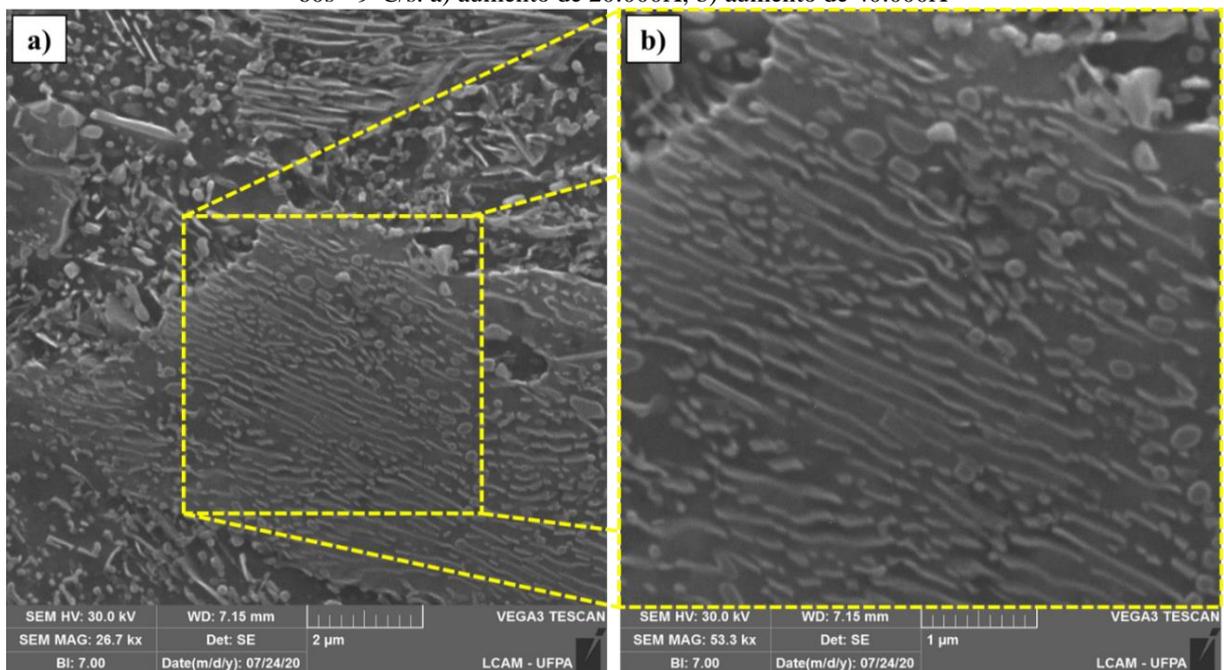
Segundo Ramos (2010), a transformação DET ocorre com preferência em aços com a presença de cementita proeutetóide, essas microestruturas têm sua espessura aumentada posteriormente à passagem da frente de reação, isso pode ser visualizado na Figura 58.

Figura 58 - Fragmentação das lamelas de cementita durante o aquecimento



Fonte: Autoria própria.

Figura 59 - Etapa inicial do processo de fragmentação perlítica via DET, trilho *superpremium* simulado a 740°C - 60s - 9°C/s. a) aumento de 20.000X, b) aumento de 40.000X

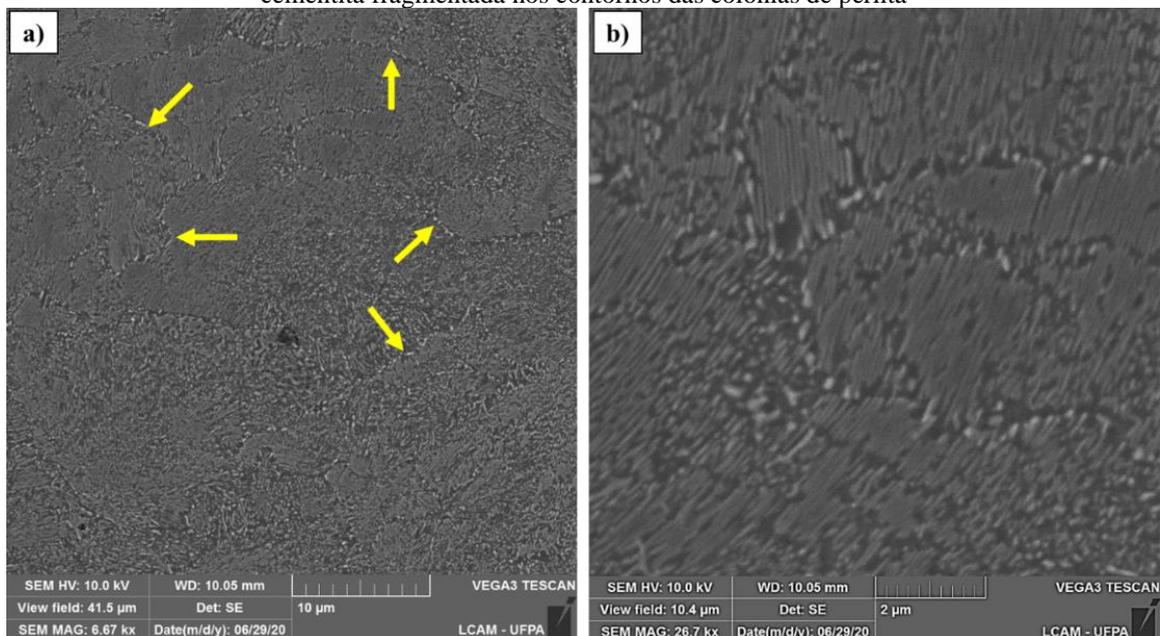


Fonte: Autoria própria.

Segundo Bramfitt et al. (2012) em sua patente sobre a metodologia de obtenção de trilhos hipereutetóides com boleto endurecido, o aumento da taxa de resfriamento diminui o crescimento da cementita proeutetóide durante a decomposição da austenita. A Figura 60 mostra a micrografia do trilho *superpremium* (hipereutetóide) com a presença de cementita proeutetóide nos contornos dos nódulos perlíticos em forma esboroada (como indicado pelas setas amarelas), isto sugere que na condição simulada (730 °C, taxas de 5 e 9 °C/s) ocorreu o início do processo de dissolução da cementita.

De acordo com Samuels (1999), a taxa de dissolução da cementita proeutetóide existente nos contornos de grão de aço hipereutetóides é mais elevada que a da cementita da perlita.

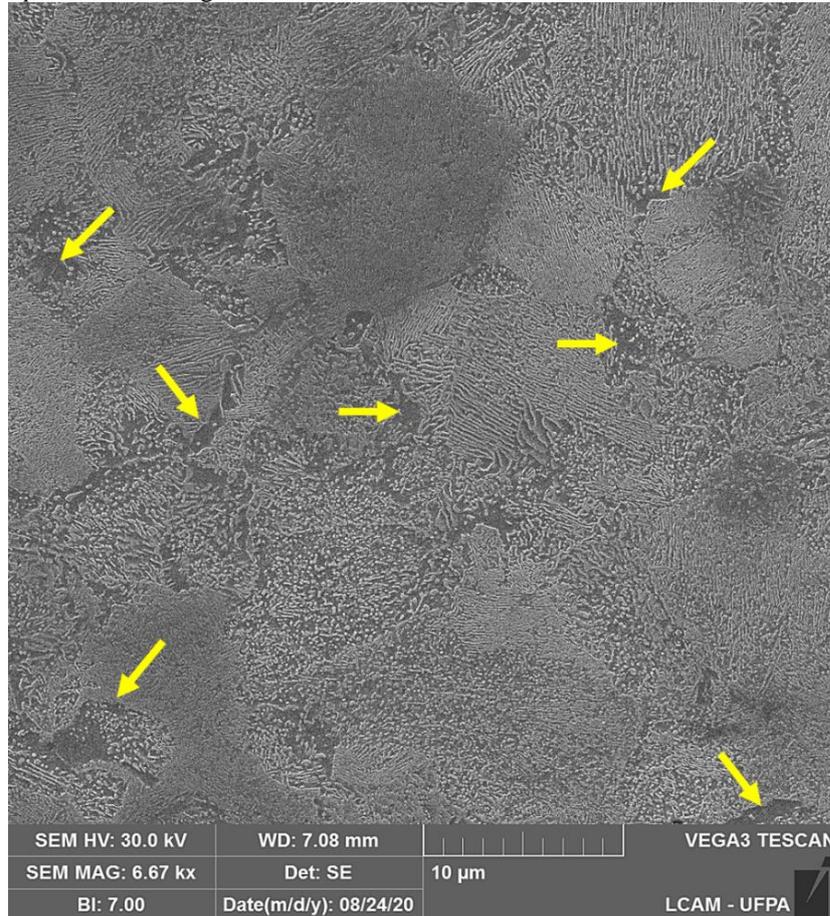
Figura 60 - Trilho *superpremium* simulado a 730 °C por 30 s e resfriado a 1,5 °C/s, setas amarelas indicando cementita fragmentada nos contornos das colônias de perlita



Fonte: Autoria própria.

Nas amostras simuladas em temperaturas e taxas mais elevadas não foi encontrada essa microestrutura, ao contrário, foi detectado na temperatura de 750 °C, tempo de 90 s e taxas de 5 e 9 °C/s um microconstituente que se assemelha à ferrita nos contornos das colônias (Figura 61). Duas hipóteses foram formuladas: a primeira considera que o microconstituente é ferrita proeutetóide e a segunda supõe que é ferrita dissolvida na matriz durante a formação da austenita. Durante o resfriamento, o carbono se difundiu, aglomerou-se com as partículas não dissolvidas, deixando regiões empobrecidas de carbono e favorecendo o surgimento de ferritas na matriz, facilmente confundidas com ferrita proeutetóide. Essa condição foi encontrada também nos tempos de 30 e 60 segundos para as mesmas taxas de resfriamento.

Figura 61 - *Superpremium* com regiões de baixo carbono no contorno de colônias, ciclo 750 °C, 90 s e 9 °C/s



Fonte: Autoria própria.

Miranda et al. (2020) avaliaram o efeito da microestrutura e dureza de trilhos soldados por aluminotermia na formação de defeitos do tipo *head check*, onde a esferoidização da cementita no final da ZAC foi associada ao tratamento térmico de recozimento subcrítico, o autor ainda concluiu que os *head checks* mais graves ocorrem na região final da ZAC. Com relação a formação da cementita esferoidizada em trilhos, independente do processo de soldagem, como já foi apresentado por Nishikawa (2018), a reação do Eutetóide Divorciado (DET) governa o processo de formação dessa microestrutura. As imagens de todas as condições avaliadas (ciclos térmicos) neste trabalho para os materiais *premium* e *superpremium* estão disponíveis no APENDICE II.

### 5.3 Metalografia quantitativa

Após a marcação manual das imagens e o cálculo da fração de área, constatou-se que os ciclos térmicos ocasionaram diferentes frações de eutetóide divorciado (esferoidização). Os resultados obtidos tiveram desvio padrão amostral máximo de 2,14 e 1,90 para os trilhos

*premium* e *superpremium*, respectivamente. Exceto para o trilho 1 na temperatura de 730 °C com desvio máximo de 3,56.

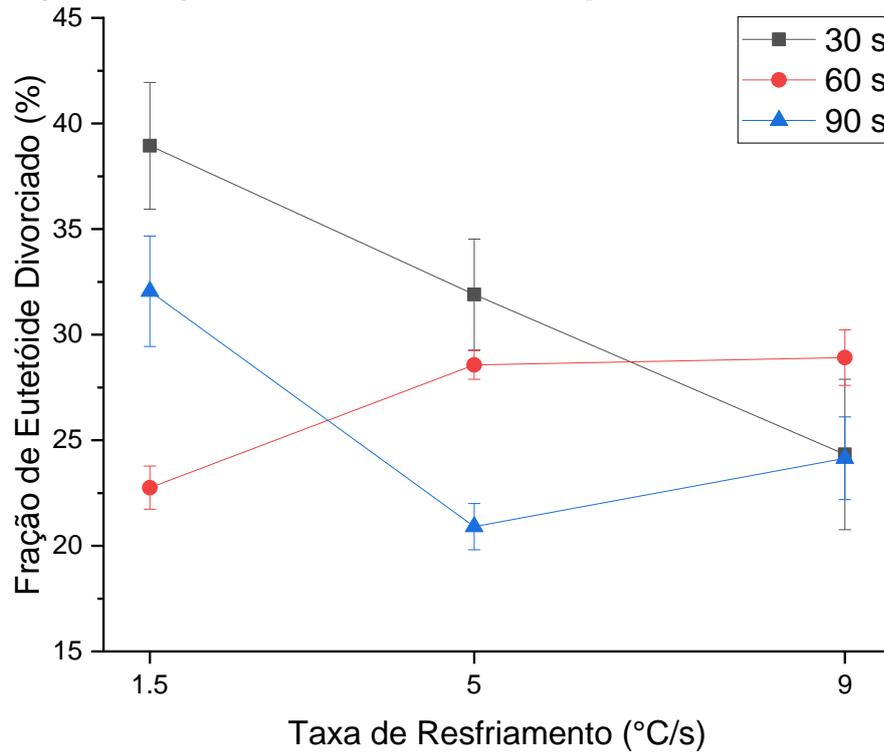
Todas as amostras simuladas de ambos os trilhos apresentaram fração de eutetóide divorciado, de acordo com o gráfico de Honda & Saito (1920) (Figura 21), nestes aços em temperaturas abaixo de 750 °C seria encontrada a mistura cementita + ferrita somente sobre o modo divorciado para ambas as concentrações de carbono dos trilhos deste trabalho, no entanto foi encontrada a mistura de ambos os modos divorciado e lamelar, o que pode ser visto nas seções 5.3.1 e 5.3.2.

### 5.3.1 Trilho *premium*

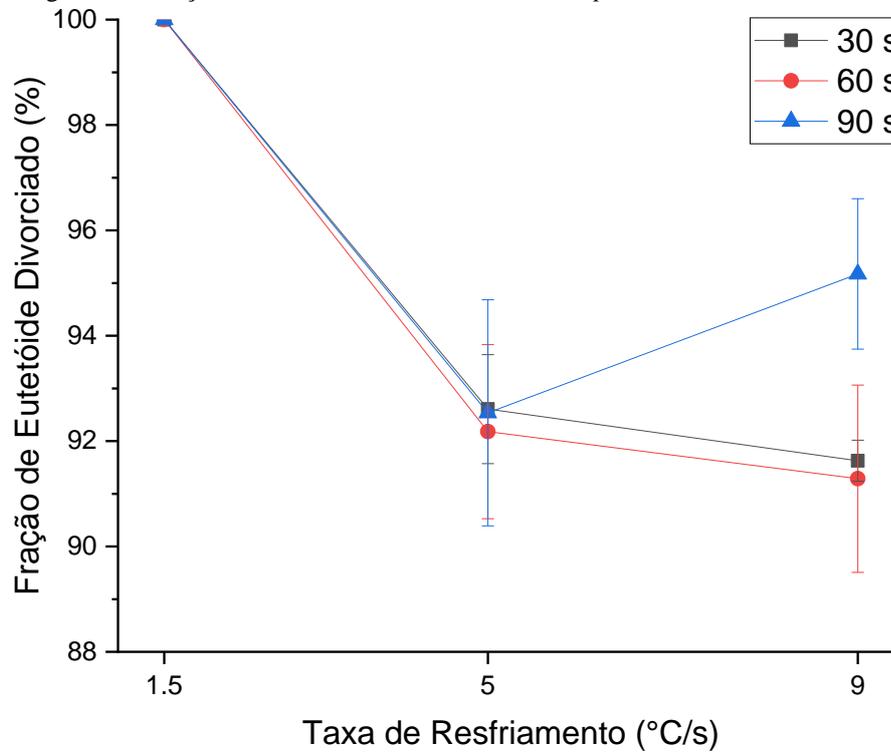
As Figuras 62, 63 e 65 mostram as frações de área com ED em função da taxa de resfriamento para o material *premium* simulado a 730, 740 e 750 °C, respectivamente. Os resultados para o ciclo térmico com temperatura isotérmica a 730 °C, Figura 62, apresentou para os tempos de 30 e 90 s tendência de diminuir a fração de ED com o aumento da taxa de resfriamento, diferentemente do comportamento para o tempo de 60 s, o qual apresentou aumento da fração de ED com o aumento da taxa de resfriamento. O comportamento associado à diminuição da fração de ED em função do aumento da taxa de resfriamento é ampliado para a maior parte das condições simuladas para as temperaturas de 740 e 750 °C, Figura 63 e Figura 65.

Os resultados para a isotérmica de 730 °C com maior e menor fração de eutetóide divorciado foram 30 s – 1,5 °C/s (38,95%) e 90 s – 5 °C/s (20,91%), respectivamente. Para o tempo de 30 segundos o aumento da taxa proporcionou redução de 14,56% na fração de ED, os tempos de 30, 60 e 90 segundos proporcionaram respectivamente redução, aumento e redução da fração de ED com o aumento da taxa de resfriamento.

As amostras simuladas a 740 °C por 30, 60 e 90 segundos e resfriadas a 1,5 °C/s proporcionaram a condição de 100% de esferoidização conforme mostrado na Figura 63. A condição com menor esferoidização foi 90 s – 9 °C/s, contudo todas as condições apresentaram esferoidização acima de 90%. Esse resultado mostra que a temperatura isotérmica de 740 °C tem maior efeito na esferoidização da cementita.

Figura 62 - Fração de eutetóide divorciado do Trilho *premium* simulado a 730 °C

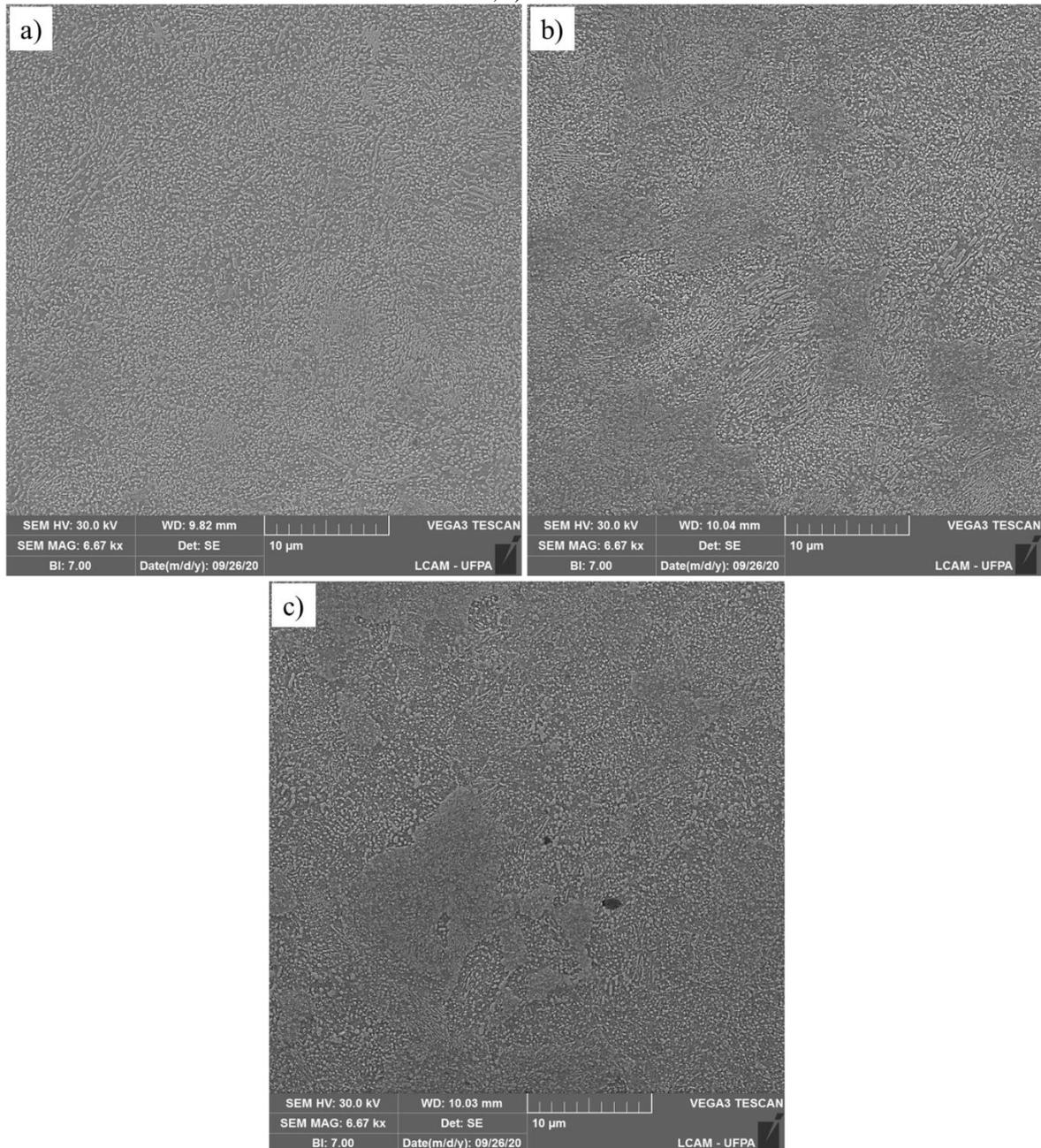
Fonte: Autoria própria.

Figura 63 - Fração de eutetóide divorciado do Trilho *premium* simulado a 740 °C

Fonte: Autoria própria.

A Figura 64 mostra as imagens de microscopia eletrônica de varredura do material *premium* para as 3 condições em que apresentaram 100% de esferoidização.

Figura 64 - Trilho *premium* com 100% de eutetóide divorciado – Ciclo térmico 740 °C - 1,5 °C/s. a) 30 s, b) 60 s, c) 90 s



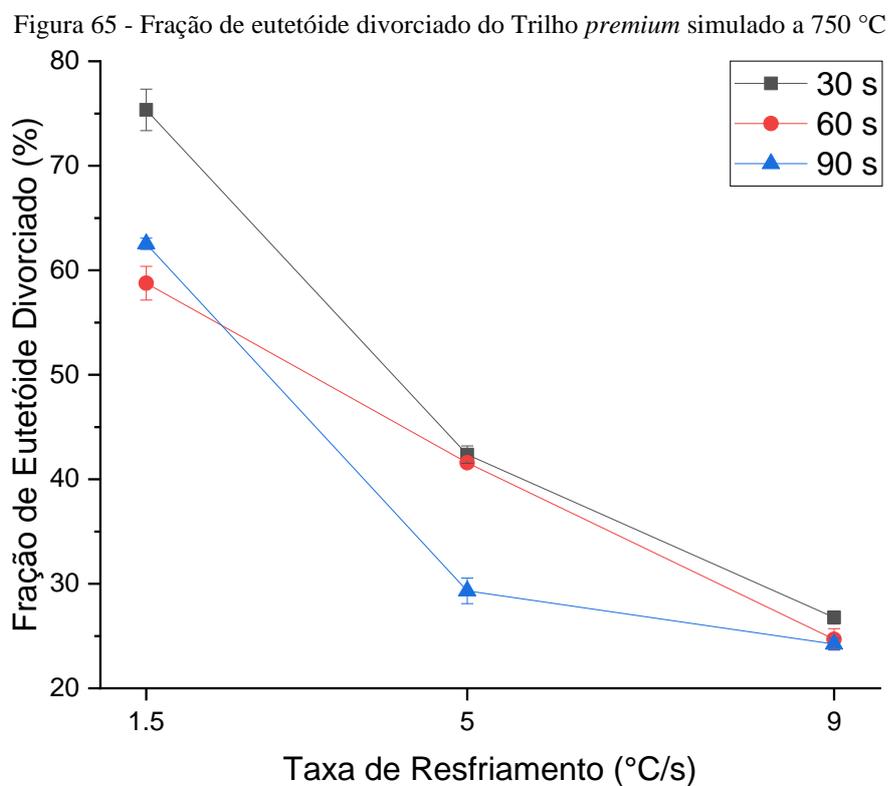
Fonte: Autoria própria.

Nishikawa (2018) também obteve 100% de esferoidização em seus estudos quando simulou microestruturas da ZAC de soldas de trilhos, no entanto, foi para uma amostra de trilho com maior teor de Carbono e Manganês (*superpremium*) submetida à temperatura de 730 °C por 60 segundos e resfriando à taxa de 1,5 °C/s.

Porcaro (2019) também simulou microestruturas da ZAC de material de trilho (intermediário, classificação AREMA), o autor utilizou a temperatura isotérmica de 740 °C,

taxa de resfriamento de 5 °C/s e tempo de 112 segundos e obteve fração de ED igual a 11% ( $\pm$  5).

As amostras simuladas a 750 °C (Figura 65) tiveram maiores valores de fração de ED, que correspondem a valores intermediários quando comparados aos resultados para as condições simuladas a temperaturas isotérmicas de 730 e 740 °C. O maior valor foi de 75,34% na condição 30 s – 1,5 °C/s e a maior redução da fração de ED com aumento da taxa de resfriamento foi de 48,57% no tempo de 30 s. Todos os tempos analisados seguem a tendência de redução da fração de ED com o aumento da taxa de resfriamento.



Fonte: Autoria própria.

Considerando a temperatura de 740 °C, tempo de isoterma de 60 s e taxa de resfriamento de 1,5 °C/s, Nishikawa (2018) obteve, em sua simulação da ZAC em amostra de trilho *premium*, fração de esferoidização em torno de 27%. Porcaro (2019) em condições semelhantes (tempo de isoterma de 180 s e taxa de resfriamento de 1 °C/s) obteve cerca de 11%, ao passo que neste trabalho a fração de esferoidização foi de 58,75%.

Essa divergência pode estar associada a diversos fatores, como: diferenças de composição química, metodologia de segmentação e análise das imagens ou ainda diferentes microestruturas iniciais (espaçamento interlamelar). Vale ressaltar que a taxa de aquecimento deste trabalho e de Nishikawa (2018) foi de 10 °C/s, enquanto Porcaro (2019) utilizou 5 °C/s.

Como já é conhecido, elevadas taxas de aquecimento deslocam a temperatura eutetóide para cima causando o fenômeno do superaquecimento, acarretando alterações na cinética de transformação da austenita, fortemente relacionada com a formação do eutetóide divorciado. Os dados utilizados pelos autores estão disponíveis na Tabela 10.

Tabela 10 - Fração de eutetóide divorciado e dureza de amostras de trilhos simulados via dilatométrica, dados disponíveis na literatura

Autor	Aço	Temperatura (°C)	Tempo de isoterma (s)	Taxa de resfriamento (°C/s)	Eutetóide Divorciado (%)	Dureza ( $HV_{0,3}$ )
Nishikawa (2018)	P	730	60	1,5	56	263
	P	740	60	1,5	27	275
	P	750	60	1,5	26	269
	SP	730	60	1,5	100	272
	SP	740	60	1,5	88	277
	SP	750	60	1,5	90	280
Porcaro (2019)	P	740	112	5	39±8	273±6
	P	740	120	3	18±10	310±8
	P	740	180	1	11±5	323±12

P = *Premium*; SP = *Superpremium*

Fonte: Autoria própria.

Bauri (2020) realizou soldagem por caldeamento em diversos trilhos variando os parâmetros de soldagem (Tabela 11a) e quantificou a fração de cementita esferoidizada na região de austenitização parcial. A Tabela 11b mostra a matriz experimental com as condições de cada ensaio e as combinações dos níveis para cada condição. Os menores e maiores valores de fração de cementita esferoidizada encontrados para o trilho *premium* foram, respectivamente, 9±2% (condição C7) e 17±3% (condição C6); enquanto para o *superpremium* foram, respectivamente, 18±8% (condição C5) e 30±8% (condição C8).

Tabela 11 - Dados experimentais de Bauri (2020). a) variáveis do processo de soldagem, b) matriz experimental (método de Taguchi)

		Variáveis	Valores mínimos (1)	Valores máximos (2)
a)	A	Corrente de pulso	60 kA	80 kA
	B	Quantidade de pulsos	8	13
	C	Força de recalque	550 kN	650 kN
	D	Carbono equivalente	<1,00%	>1,2%

Condições	Trilho	Variáveis							
		A	B	AB	C	AC	BC	D	
b)	C1	<i>Premium</i>	1	1	1	1	1	1	1
	C2	<i>Super Premium</i>	1	1	1	2	2	2	2
	C3	<i>Super Premium</i>	1	2	2	1	1	2	2
	C4	<i>Premium</i>	1	2	2	2	2	1	1
	C5	<i>Super Premium</i>	2	1	2	1	2	1	2
	C6	<i>Premium</i>	2	1	2	2	1	2	1
	C7	<i>Premium</i>	2	2	1	1	2	2	1
	C8	<i>Super Premium</i>	2	2	1	2	1	1	2

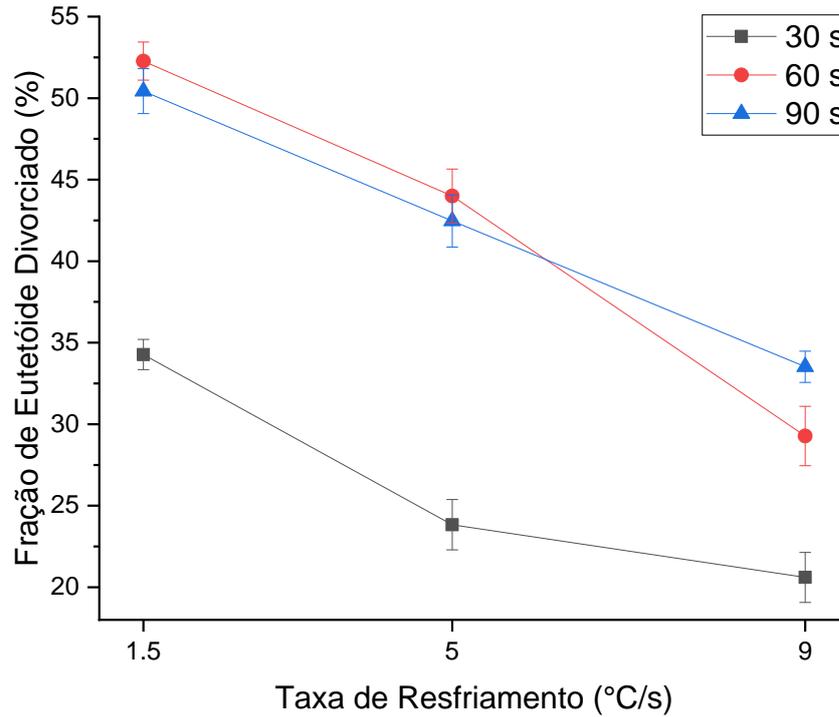
Fonte: Adaptado de Bauri (2020).

### 5.3.2 Trilho superpremium

Os resultados de fração de ED em função da taxa de resfriamento do trilho *superpremium* simulado a 730, 740 e 750 °C são apresentados nas Figuras 66, 67 e 68, respectivamente. A mesma tendência de diminuição da fração de ED em função do aumento da taxa de resfriamento observada em alguns resultados do trilho *premium* foi observada em todas as condições simuladas para o material *superpremium*.

As condições que proporcionaram maior e menor fração de eutetóide divorciado na temperatura de 730 °C foram 60 s – 1,5 °C/s (52,27%) e 30 s – 9 °C/s (20,60%), respectivamente. O tempo de 30 s teve valores mais baixos de fração de ED em relação a 60 e 90 s.

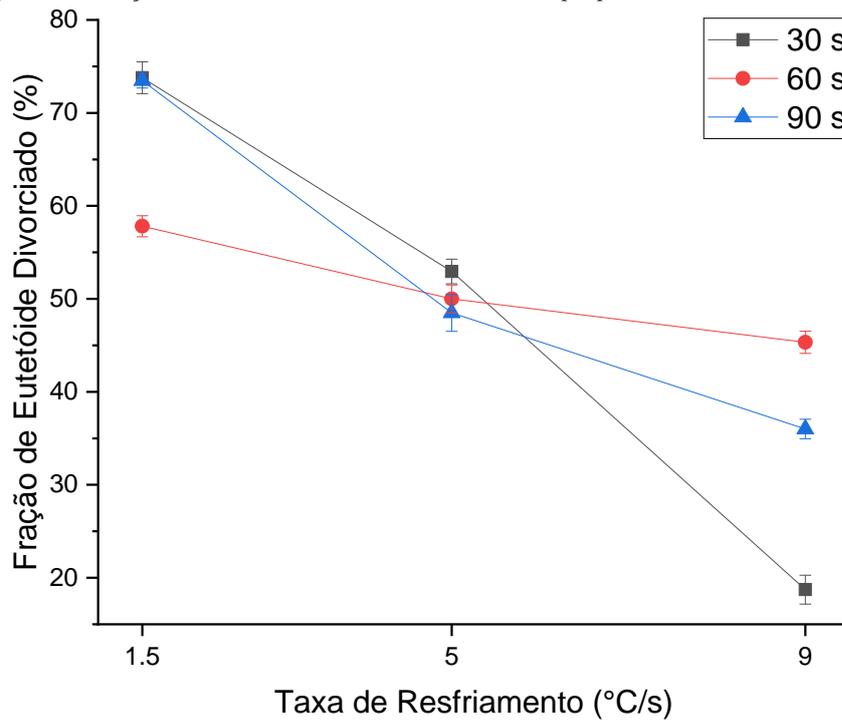
Figura 66 - Fração de eutetóide divorciado do Trilho *superpremium* simulado a 730 °C



Fonte: Autoria própria.

Para as amostras simuladas a 740 °C (Figura 67), a variação do tempo teve efeito somente nas taxas de 1,5 e 9 °C/s, a maior redução de ED se deu no tempo de 30 segundos com o aumento da taxa de 1,5 para 9 °C/s, gerando queda de 74,61%.

Figura 67 - Fração de eutetóide divorciado do Trilho *superpremium* simulado a 740 °C

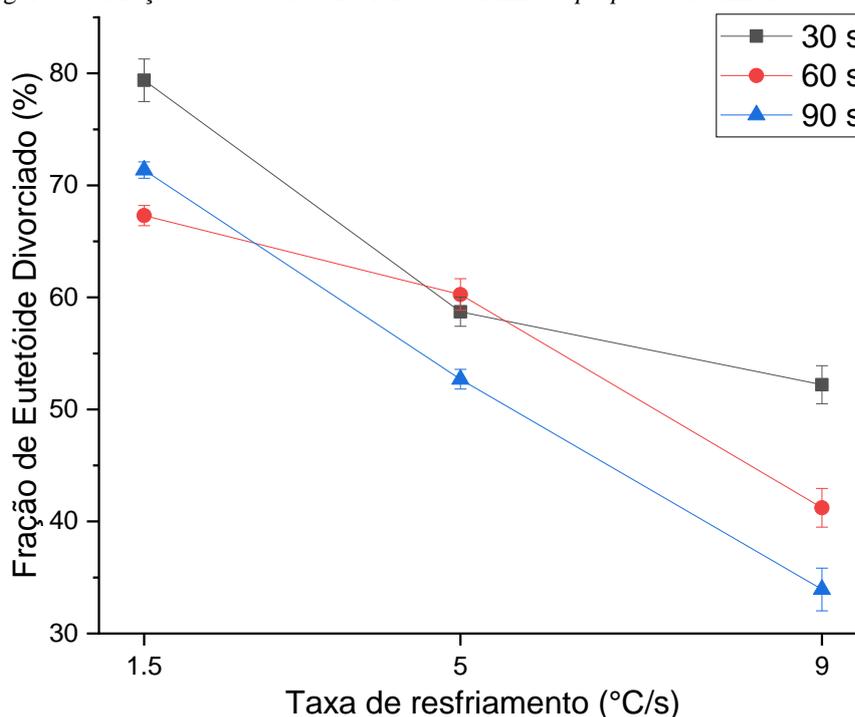


Fonte: Autoria própria.

Verhoeven (2000) em seu estudo sobre o eutetóide divorciado em aços de rolamento modificou parâmetros de tratamento térmico e identificou que, a baixas temperaturas (722 – 830 °C) de isoterma e baixas taxas de resfriamento (abaixo de 0,14 °C/s), a reação DET é dominante sobre a reação perlítica. Neste estudo foi observado que, em ambos os trilhos, o aumento da temperatura de isoterma proporcionou maiores frações de ED, como pode ser visualizado nas seções 5.3.1 e 5.3.2, indicando que o aumento da temperatura eleva a predominância da Transformação do Eutetóide Divorciado sobre a reação perlítica para os materiais analisados.

A Figura 68 mostra os valores de fração de ED das simulações a 750 °C, que proporcionaram os maiores percentuais de esferoidização da cementita para o trilho *superpremium*. O aumento da taxa de resfriamento de 1,5 para 9 °C/s ocasionou redução de 35% de esferoidização.

Figura 68 - Fração de eutetóide divorciado do Trilho *superpremium* simulado a 750 °C



Fonte: Autoria própria.

Nesta pesquisa, o trilho *superpremium*, com maior concentração de carbono, apresentou em relação ao trilho *premium* maiores frações de ED nas condições simuladas, corroborando as indicações de Honda & Saito (Figura 21) de que a ocorrência da reação DET é maior em aços com maior concentração de carbono e de Bauri (2020) de que o carbono colabora para o acréscimo da fração de ED na região amolecida de soldas de trilhos.

A exceção foi para a temperatura de 740 °C, na qual o trilho *premium* apresentou a condição de 100% de ED. Esse comportamento também foi observado por Bauri (2020), a fração volumétrica de cementita esferoidizada da região de austenitização parcial de trilhos soldados por caldeamento foi maior com o aumento do teor de carbono.

A elevação da taxa de resfriamento em todas as condições gerou redução significativa da fração de eutetóide divorciado em ambos os trilhos, indicando que a aplicação de taxas de resfriamento mais elevadas na região de transformação parcial de soldas de trilhos *premium* e *superpremium* é benéfica para reduzir a fração de eutetóide divorciado. Os resultados de microdureza para os materiais avaliados nas condições simuladas são apresentados na próxima seção.

#### 5.4 Caracterização mecânica

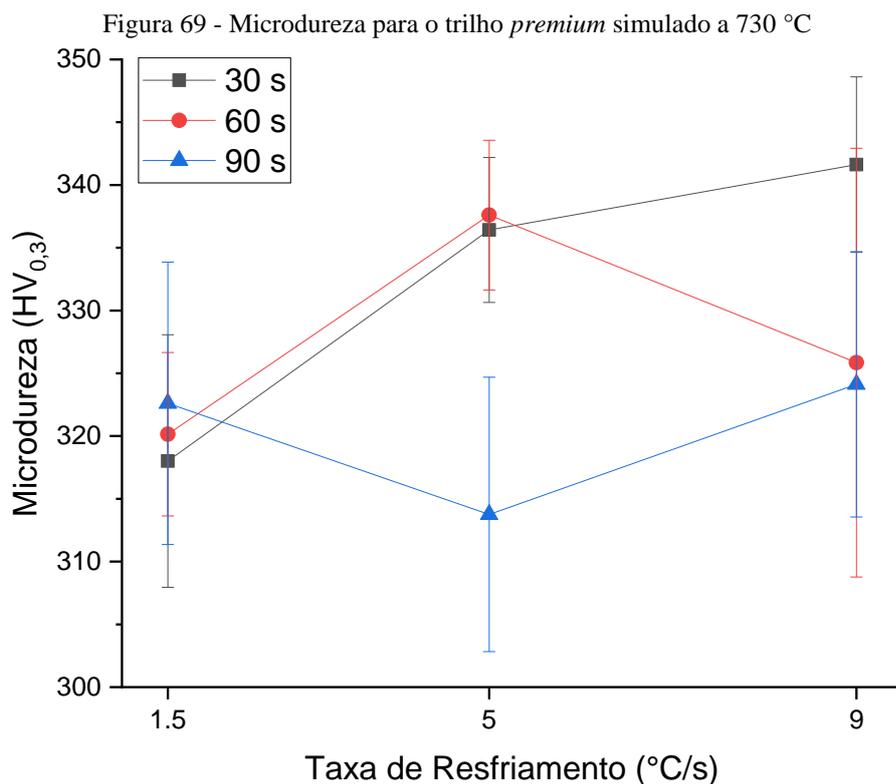
A microdureza de ambos os trilhos apresentou uma tendência inversamente proporcional à fração de eutetóide divorciado, com o aumento da taxa de resfriamento os valores de microdureza foram mais elevados. O mesmo comportamento foi observado por Nishikawa (2018) em todas suas amostras de simulação de ED.

Na seção 4.2.4.1 foi calculado o tamanho amostral mínimo necessário para se obter um desvio padrão de 5 para o ensaio de microdureza. Utilizando o banco de dados do projeto Cátedra Roda-Trilho, Tratamento Térmico de Solda de Trilhos, chegou-se ao valor de 19, conforme a metodologia definida foram realizadas 20 indentações por condição simulada, o desvio padrão médio medido em todas as amostras foi de 5,81.

Para avaliar o efeito dos ciclos térmicos no comportamento mecânico das amostras o ensaio de microdureza foi realizado em amostras na condição de fabricação (metal de base), o trilho *premium* apresentou  $342,63 \pm 6,39 HV_{0,3}$  e o *superpremium*,  $365,68 \pm 4,93 HV_{0,3}$ .

##### 5.4.1 Trilho *premium*

As amostras do trilho *premium* simuladas a 730 °C (Figura 69) foram as únicas que não seguiram a tendência observada (aumento de microdureza com o aumento da taxa de resfriamento), além disso, a microdureza obtida foi de  $332 \pm 7,61 HV_{0,3}$ . Esses valores são próximos ao valor médio do metal de base  $342,63 \pm 6,39 HV_{0,3}$ .



Fonte: Autoria própria.

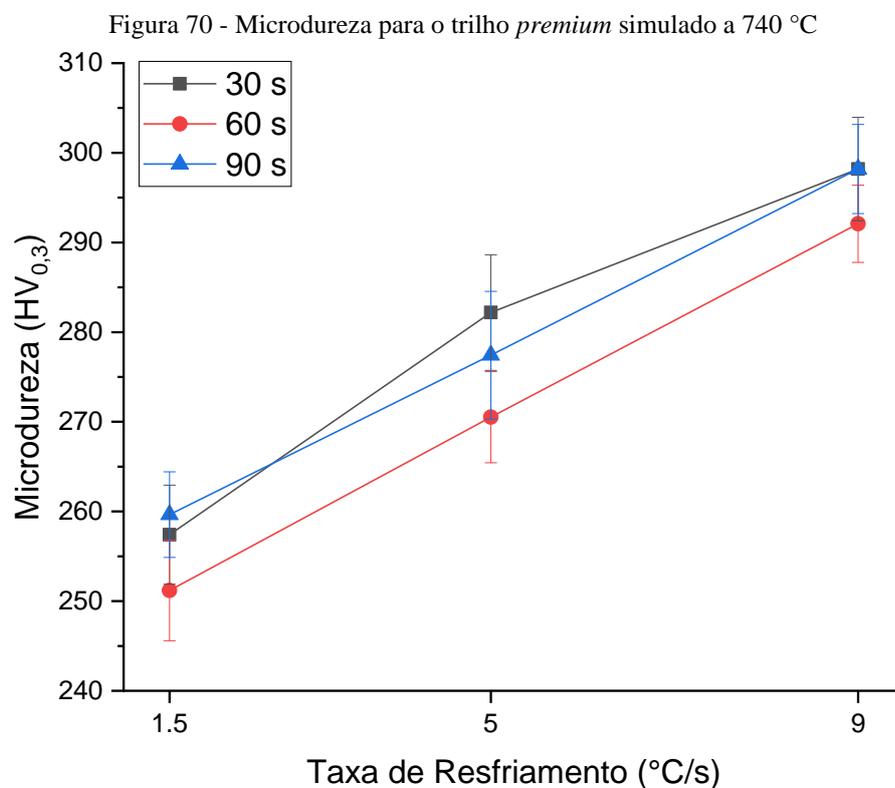
Nishikawa (2018) obteve valores de dureza em níveis (ordem de 315  $HV_3$ ) semelhantes para amostras simuladas a 717 °C (durante 60 s com resfriamento de 1,5°C/s), os valores de dureza (trilho semelhante ao *premium*) diminuem cerca de 50  $HV_3$  (de 315 para 265  $HV_3$ ) com aumento da temperatura de tratamento de 717 para 730 °C (diferença de 13 °C), o mesmo comportamento foi observado neste trabalho onde houve redução de 69  $HV_{0,3}$  (de 320 para 251  $HV_{0,3}$ ) para o trilho *premium* e 39  $HV_{0,3}$  (de 282 para 249  $HV_{0,3}$ ) para o trilho *superpremium* quando aumentada a temperatura de 730 °C para 740 °C. As simulações de ambos os trabalhos foram realizadas com a taxa de aquecimento de 10 °C/s, desse modo, pressupõe-se que temperaturas de tratamento próximas à temperatura eutetóide possuem efeito considerável na cinética de crescimento do ED.

Zhao (2007), em seu estudo sobre a influência da cinética de transformação de fase na determinação de diagramas de fases, discute sobre as mudanças que ocorrem nas temperaturas de início e fim de transformação de fase devido a diferentes taxas de aquecimento e resfriamento, segundo o autor, com o aumento da taxa de aquecimento ocorre o deslocamento da temperatura de início de transformação de fase para temperaturas mais elevadas. Esse fenômeno é denominado na literatura como *superaquecimento*.

O nível de dureza próximo do metal de base (amostras tratadas a 730 °C) pode estar associado ao fenômeno de *superaquecimento*, a elevada taxa de aquecimento das simulações

(10 °C/s), que caracteriza uma condição fora do equilíbrio termodinâmico, possivelmente deslocou a temperatura crítica de transformação para cima, sendo necessárias temperaturas mais elevadas para iniciar o processo de transformação austenítica parcial e subsequente transformação divorciada.

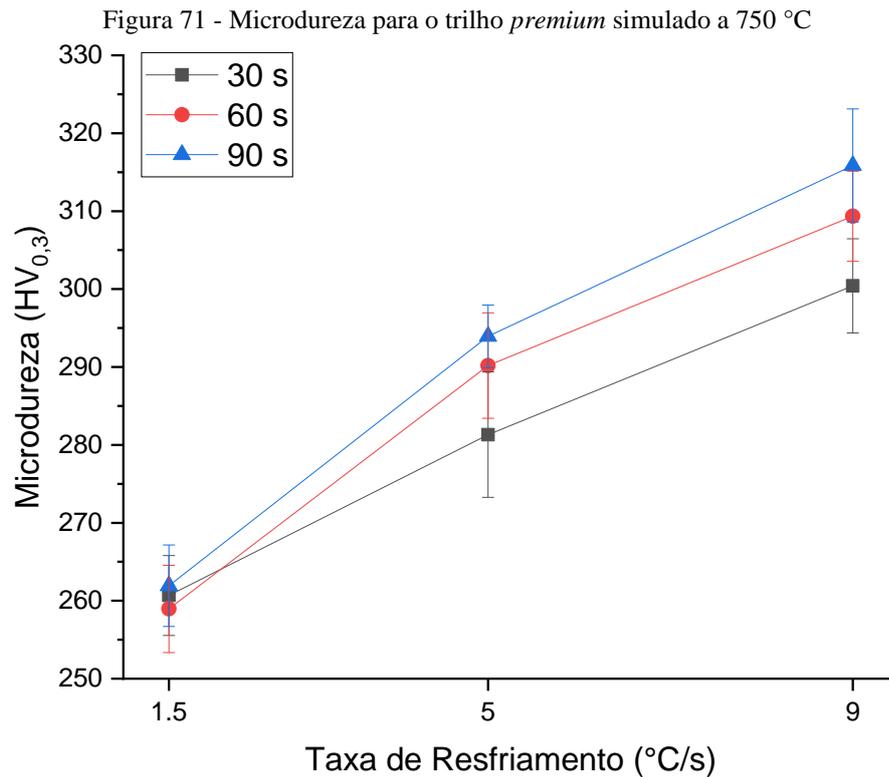
A Figura 70 mostra os resultados de microdureza das amostras simuladas a 740 °C, observa-se que o aumento da taxa de resfriamento provoca o aumento dos valores de microdureza. A taxa de 9 °C/s proporcionou a formação de maiores valores de microdureza em todos os tempos simulados.



Fonte: Autoria própria.

O aumento da taxa de resfriamento de 1,5 para 9 °C/s ocasionou aumento da microdureza de 259 para 298  $HV_{0,3}$  (15%) na amostra simulada a 90 s, os outros tempos apresentaram microdureza na mesma faixa para cada taxa.

A Figura 71 apresenta os valores de microdureza das amostras simuladas a 750 °C, o comportamento foi semelhante ao obtido para 740 °C, no entanto, atingindo valores superiores de dureza.

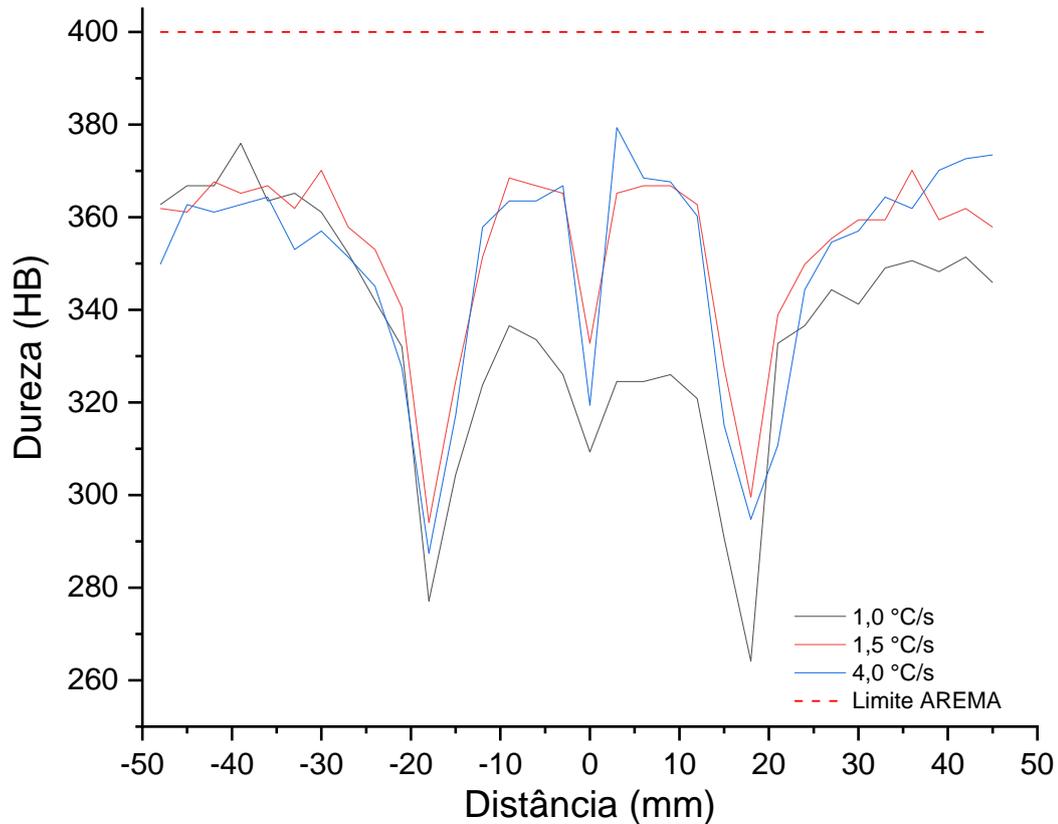


Fonte: Autoria própria.

Avaliando os valores obtidos via simulação é possível verificar que o valor de dureza das amostras resfriadas com 1,5 °C/s das temperaturas de 740 e 750 °C em todos os tempos estão no mesmo nível da região de transformação parcial de soldas de trilhos de mesma composição. O aumento relativo de microdureza das amostras com 30, 60 e 90 s em função da taxa de resfriamento foi de 15, 19 e 21%, respectivamente

Machado et al. (2021) realizaram soldagem de trilhos *premium* e *superpremium* via caldeamento aplicando fluxo de ar forçado pós soldagem (PWHT) com diferentes pressões de ar, as taxas de resfriamento foram obtidas via análise termográfica (emissividade de 0,85), sendo obtidos os valores de taxas de resfriamento médios de 1, 1,5 e 4 °C/s, onde a taxa de 1 °C/s corresponde a um resfriamento ao ar (sem aplicação de ar forçado). A Figura 72 mostra os perfis de dureza Brinell de três soldas de trilhos *premium*.

Figura 72 - Perfil de dureza Brinell de soldas por caldeamento em trilhos *premium* resfriadas a diferentes taxas de resfriamento



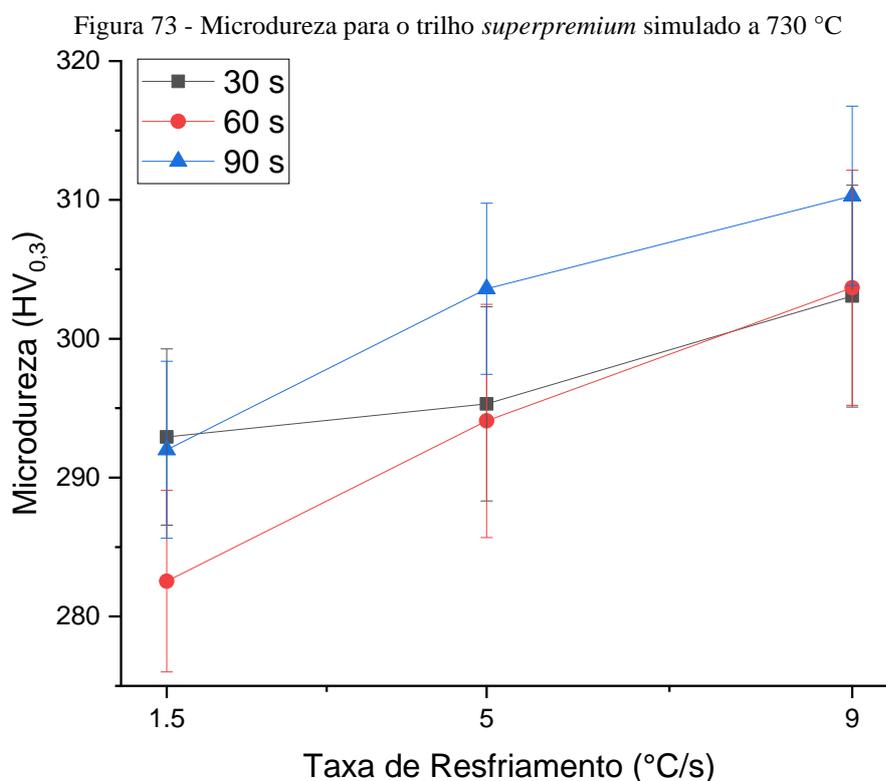
Fonte: (MACHADO et al., 2021).

É possível notar ainda que com o aumento da taxa de resfriamento ocorre elevação no nível de dureza da solda, a dureza do vale do “dente de vampiro” foi acrescida em 6% no vale esquerdo e 13% no vale direito, no entanto, o maior acréscimo foi localizado na região central da solda (que sofreu austenitização completa) com 10 e 14% para os vales esquerdo e direito, respectivamente.

#### 5.4.2 Trilho superpremium

Os gráficos das Figuras 73, 74 e 75 mostram os resultados de microdureza para as amostras de trilho *superpremium* tratadas conforme o planejamento experimental, APENDICE I. Os valores de microdureza das amostras simuladas a 740 e 750 °C e resfriadas a 1,5 °C/s também são próximos aos valores da região de transformação parcial das soldas da Figura 72. Os resultados mostram que o aumento da taxa eleva os valores de microdureza, mas depende da temperatura isotérmica. A 730 °C, na Figura 73, observa-se esse comportamento ( $\uparrow TR \uparrow HV$ ) havendo valores menores para 1,5 °C/s, diferentemente do obtido para o material *premium*,

onde o aumento da TR causou nos tempos de 60 e 90 s incremento de microdureza inferior a 10 e 5  $HV_{0,3}$ , respectivamente.



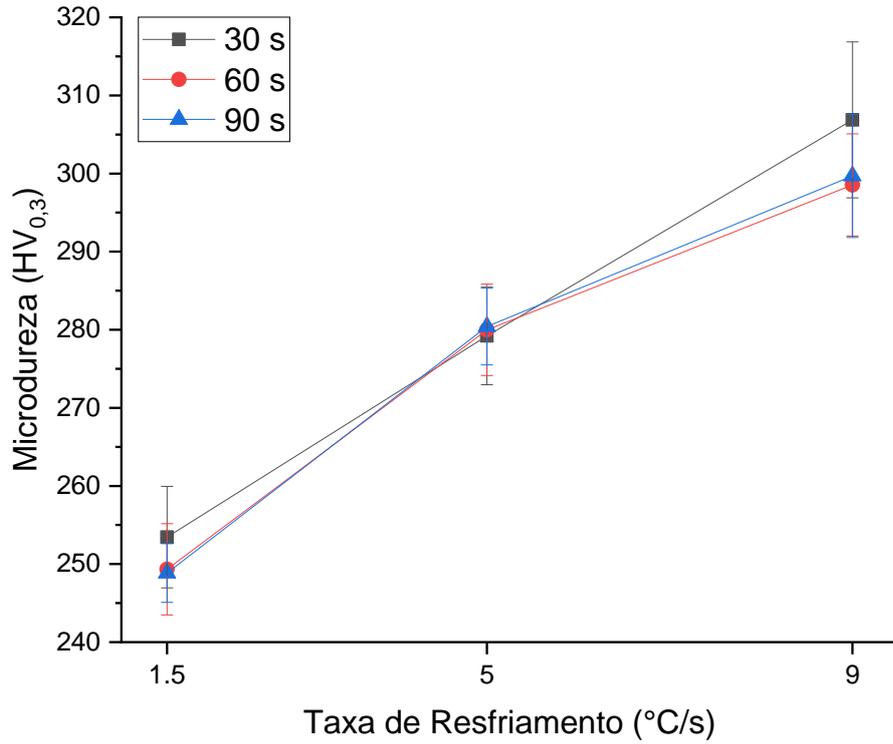
Fonte: Autoria própria.

O maior incremento de dureza com elevação da taxa de resfriamento foi observado para o tempo de 60 segundos, com acréscimo de 7,5% (21  $HV_{0,3}$ ). Talvez o fenômeno do superaquecimento, mencionado por Zhao (2007) no tópico anterior, seja o fator causador dos elevados níveis de dureza para a temperatura de 730°C, indicando que a proximidade da temperatura do tratamento com a temperatura crítica  $A_1$  causa influência na cinética de transformação.

Para a temperatura de 740 °C (Figura 74), o maior valor obtido (306  $HV_{0,3}$ ) foi no tempo de 30 segundos e taxa de 9 °C/s, em comparação com a taxa de 1,5 °C/s houve um acréscimo de 21%.

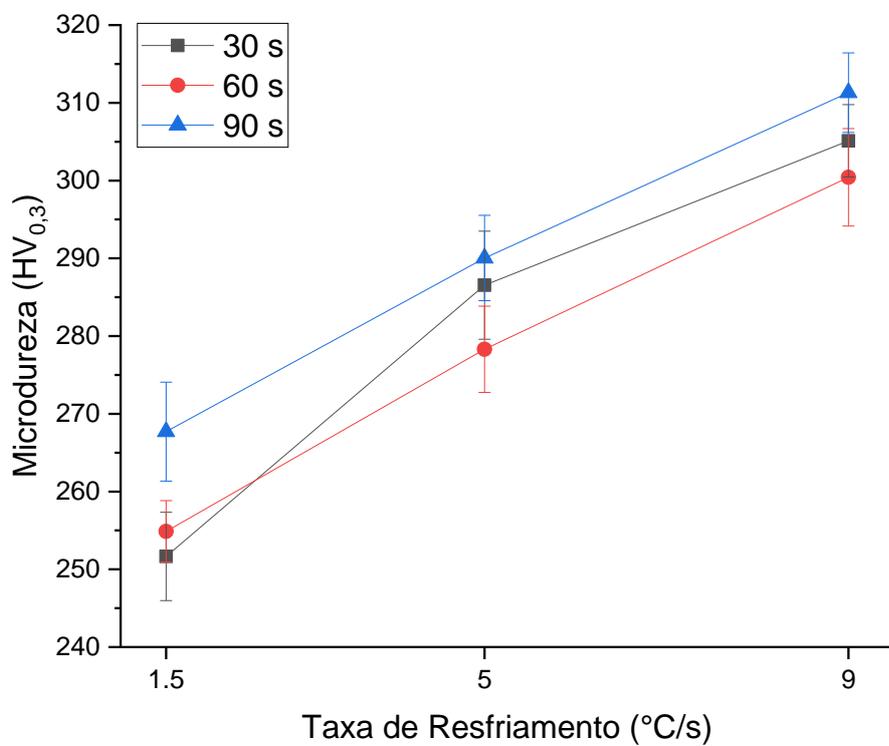
Nesta condição não houve variação significativa de microdureza com a alteração do tempo de tratamento, diferente do que ocorreu na temperatura de 750 °C (Figura 75) em que os valores diferem em cerca de 10  $HV_{0,3}$  entre os tempos de 60 e 90 segundos. Ou seja, a melhor condição deste ensaio (que proporcionou microdureza mais elevada) foi no tempo de 90 s a 9 °C/s, em relação à taxa de 1,5 °C/s ocorreu um acréscimo de 16,3%

Figura 74 - Microdureza para o trilho *superpremium* simulado a 740 °C



Fonte: Autoria própria.

Figura 75 - Microdureza para o trilho *superpremium* simulado a 750 °C

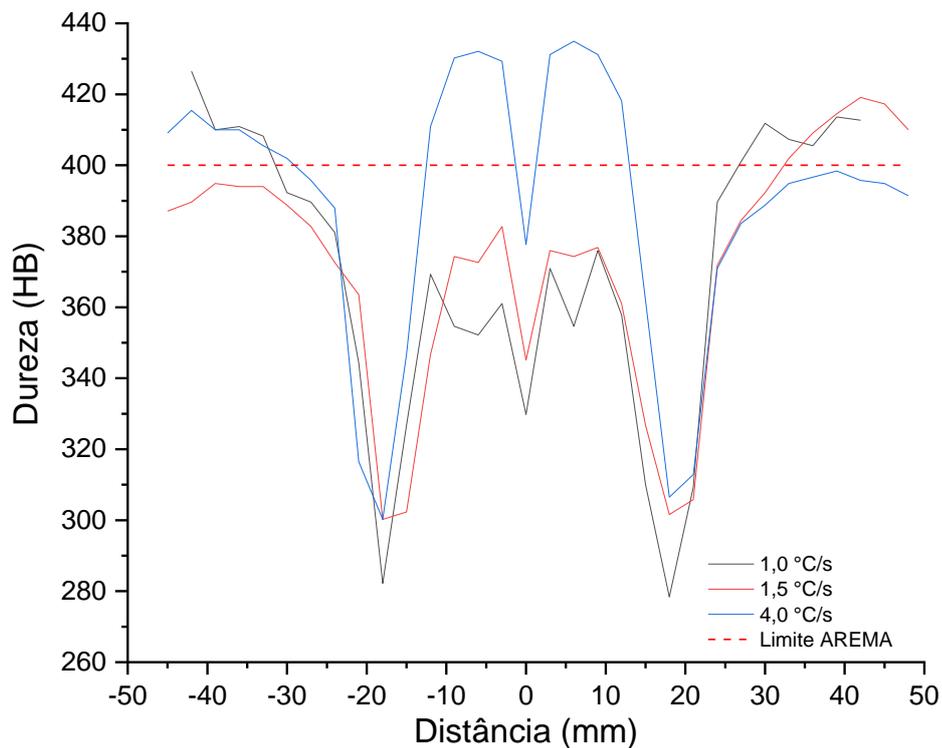


Fonte: Autoria própria.

A Figura 76 apresenta o perfil de microdureza de 3 soldas em trilhos *superpremium* realizadas por Machado et al. (2021) e resfriadas com 3 taxas de resfriamento distintas, nela é

possível observar comportamento semelhante ao observado nas soldas de trilhos *premium* (Figura 72), onde os maiores valores de microdureza são obtidos com maiores taxas de resfriamento. O aumento da taxa de resfriamento de 1 para 4 °C/s elevou em aproximadamente 5% a dureza da região de transformação parcial, contudo o maior ganho de dureza foi na região central da solda (39,24%). Em ambas as soldas analisadas por Machado et al. (2021), o maior ganho de dureza ocorreu na região próxima ao centro da solda, que sofreu austenitização em maior tempo e temperatura, e possui grãos maiores, este fato ocasionou redução da temperatura eutetóide na região diminuindo a difusão de carbono e, conseqüentemente, reduzindo o espaçamento interlamelar. Comportamento semelhante também foi detectado por Zhan e Wang (2017), os autores realizaram aquecimento por indução em trilho e resfriamento forçado na superfície do boleto, foi verificado que houve refinamento do tamanho de grão na região central da solda e elevação dos níveis de dureza.

Figura 76 - Perfil de microdureza de soldas por caldeamento em trilhos *superpremium* resfriadas a diferentes taxas de resfriamento



Fonte: (MACHADO et al., 2021).

Os valores de microdureza das amostras resfriadas a 1,5 °C/s (740 e 750 °C) de ambos os trilhos ficaram na faixa de 250 a 270  $HV_{0,3}$ , valores condizentes com os observados nos vales dos perfis de dureza (“dente de vampiro”) de soldas encontrados na literatura (Machado et al. (2021); Bauri et al. (2020); Bauri (2020); Porcaro et al. (2019); Nishikawa (2018); Porcaro (2019) e Nishikawa&Goldenstein (2019)). Considerando a taxa de resfriamento de 9 °C/s e

temperatura de 740 °C, pode-se chegar a um aumento de 40  $HV_{0,3}$  para o trilho *premium* e 50  $HV_{0,3}$  para o trilho *superpremium* em relação à taxa de 1,5 °C/s.

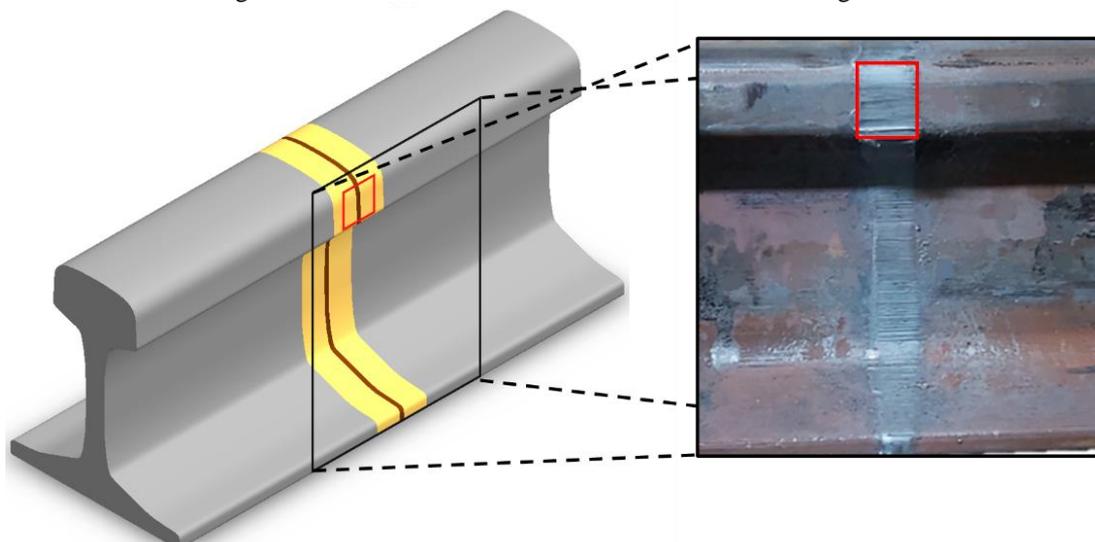
Nos dados de Machado et al. (2021) é notável que com o aumento da taxa de resfriamento ocorre a elevação dos níveis de dureza tanto na região de transformação parcial quanto na região central da solda, no entanto, segundo Pompeu (2020), não é recomendada a aplicação de elevadas taxas de resfriamento (acima de 5 °C/s) na região central de soldas (região de crescimento de grãos e recristalização dos grãos) logo após a soldagem, já que a região sofreu o processo de austenitização completa e tem maior suscetibilidade para a transformação martensítica.

Analisando os dados das seções 5.2 e 5.4, notou-se que a redução da fração de eutetóide divorciado em aços de trilhos estudados promoveu aumento de microdureza, sendo o comportamento contrário também verdadeiro. Este fato juntamente com as observações das imagens de MEV corroboram a afirmação de Nishikawa (2018) de que a reação do Eutetóide Divorciado é responsável pela queda de dureza observada em soldas de trilhos, Porcaro (2019) realizou em seus estudos simulações da ZAC de trilhos e obteve o mesmo comportamento observado aqui, no entanto, com matriz experimental menor. As etapas de dissolução da perlita mencionada por Li et al. (2016) incluindo a reação DET foram observadas na secção 5.1.1.

A solda da Figura 72 que sofreu um tratamento PWHT teve os valores de dureza da região de transformação parcial elevados com o aumento da taxa de resfriamento de 1 para 4 °C/s, em comparação a este trabalho vale considerar que:

- Os valores de dureza obtidos nas taxas de resfriamento de 1,5 °C/s tanto na simulação quanto na junta soldada estão no mesmo patamar (260 – 270  $HV_{0,3}$  para a solda e 250 – 270  $HV_{0,3}$  para as simulações);
- As condições da simulação via dilatométrica são controladas e menos susceptíveis a variações ambientais (temperatura ambiente, umidade, chuvas e ventos) como no caso de estaleiros de soldagem;
- As medições da taxa de resfriamento via termografia foram realizadas na superfície lateral do boleto, na região de recalque (Figura 77).

Figura 77 - Posicionamento do local das análises de termografia



Fonte: Autoria própria.

De acordo com os dados de Machado et al. (2021), a aplicação do processo de soldagem gerou uma queda de dureza (entre o MB e o vale da ZAC) de 28,9% e 28% para um trilho *premium* e um *superpremium*, respectivamente. Considerando os valores de dureza das simulações a  $740\text{ }^{\circ}\text{C} - 30\text{ s} - 9\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  e que as condições simuladas se aproximem quando empregadas no estaleiro, essa diferença seria de aproximadamente 12,9% para o trilho *premium* e 16,1% para o trilho *superpremium*, havendo um aumento significativo de dureza na região amolecida da solda.

Outro ponto importante a ser destacado é que o aumento da taxa de resfriamento também altera o estado das tensões residuais do boleto (Saita et al., (2017) e Machado et al. (2021)), sendo necessária a análise de tensões para acompanhar as alterações e, se for o caso, empregar tratamento PWHT.

### 5.5 Análise estatística

O desvio padrão dos resultados está em conformidade com a estimativa do erro adotada no cálculo do tamanho amostral no item 4.2.4.1, o erro estimado foi de 5, sendo necessário 19 indentações. O desvio padrão para 20 amostras ficou entre 3,76 e 5,60 com *outliers* em algumas condições de resfriamento, principalmente na temperatura de  $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

A análise dos fatores foi feita para as duas respostas, fração de eutetóide divorciado e a microdureza, que serão apresentadas em dois tópicos.

### 5.5.1 Fração de eutetóide divorciado

Após a análise do fatorial completo via software (Minitab®), uma análise de regressão com os dados do modelo foi realizada. Para gerar uma equação de regressão que represente o modelo foi necessário diminuir o valor da estatística “S” e aumentar os valores de  $R^2$  e  $R^2_{PRED}$ . A variação desses valores é possível com a realização de adições ou eliminações de interações no modelo, para isso é preciso realizar um ajuste no modelo de regressão. O julgamento das interações entre os fatores (TT = temperatura de tratamento; TR = taxa de resfriamento; TP = tempo e CE = carbono equivalente) para determinar sua significância estatística é realizado analisando os valores estatísticos de F e p, que são encontrados na análise de variância (ANOVA) do modelo.

Com relação ao valor de p, foram desconsideradas as interações com valor de p superior ao valor de  $\alpha$  (0,05) adotado no experimento. No entanto, para o valor do  $F_{crítico}$  (tabelado), que é dependente dos graus de liberdade (GDL), a cada remoção de interação foi gerado um novo valor. A tabela utilizada para consultar os valores de F está disponível na página 690 do livro de Montgomery (2012).

A primeira verificação da ANOVA apontou que a interação  $TR \cdot TP \cdot CE$  apresentou valor-p de 0,608 e valor-F de 0,270, de acordo com os GDL do modelo em análise o valor do  $F_{crítico}$  é de 1,925. Como o valor-F foi inferior ao  $F_{crítico}$  e o valor-p superior a  $\alpha$ , essa interação foi considerada com baixa significância estatística, logo, foi realizado um ajuste no modelo de regressão eliminando a interação. As interações e fatores do novo modelo tiveram valores de F e p diferentes do anterior, além disso, a hipótese nula foi considerada para a igualdade entre as medias da resposta, assim, a hipótese nula é rejeitada para as variáveis com valor de p superior ao nível de confiança de 95%.

Essa investigação foi realizada eliminando uma interação por vez, sempre avaliando além dos valores de F e p além das estatísticas  $S$ ,  $R^2$  e  $R^2_{pred}$ . De maneira a manter os preditores com significância estatística, essa metodologia foi aplicada tanto para o modelo da resposta R1 quanto para o da resposta R2. Após a eliminação dos termos e/ou interações sem relevância estatística, foi gerado um polinômio (Eq. (7)), com termos codificados, que representa a fração de Eutetóide Divorciado (R1) em função dos termos estudados.

$$\begin{aligned}
 R1 = & 72,64 + 8,77 \cdot TT - 8,20 \cdot TR - 0,39 \cdot TP - 22,22 \cdot CE - 31,64 \cdot TT^2 - \\
 & 5,86 \cdot TT \cdot TR - 3,81 \cdot TT \cdot TP - 2,54 \cdot TR \cdot CE + 27,96 \cdot TT^2 \cdot CE + 2,72 \cdot TT \cdot TR \cdot CE - \\
 & 2,95 \cdot TT \cdot TP \cdot CE - 4,61 \cdot TR \cdot TP^2
 \end{aligned} \tag{7}$$

O modelo exibiu coeficiente de determinação  $R^2$  de 94,62%, apresentando ainda  $R^2_{pred}$  de 90,40%,  $R^2_{aj}$  de 93,05% e S de 6,606. Os valores de  $R^2$  e  $R^2_{aj}$  são próximos, segundo Montgomery (2012), quando há grande diferença entre esses coeficientes a chance de existência de termos ou interações com baixa significância estatística no modelo é elevada.

A análise de variância dos resultados de eutetóide divorciado, onde é possível avaliar a significância estatística dos termos e interações, está disponível na Tabela 12. A ANOVA não contém todos os termos do modelo inicial, pois os preditores e interações sem associação estatística significativa foram removidos, fato este possível devido à elevada quantidade de GDL do modelo.

Tabela 12 - ANOVA para a resposta R1 (fração de Eutetóide Divorciado - ED)

Fonte	GL	SQ(Aj.)	QM(Aj.)	Valor F	Valor p
Regressão	12	31470,800	2622,600	60,090	0,000
TT	1	2768,100	2768,100	63,420	0,000
TR	1	809,300	809,300	18,540	0,000
TP	1	5,500	5,500	0,130	0,724
CE	1	8881,200	8881,200	203,500	0,000
TT*TT	1	12015,200	12015,200	275,300	0,000
TT*TR	1	825,700	825,700	18,920	0,000
TT*TP	1	347,700	347,700	7,970	0,007
TR*CE	1	232,800	232,800	5,330	0,026
TT*TT*CE	1	9377,800	9377,800	214,870	0,000
TT*TR*CE	1	177,800	177,800	4,070	0,050
TT*TP*CE	1	208,200	208,200	4,770	0,035
TR*TP*TP	1	170,600	170,600	3,910	0,055
Erro	41	1789,400	43,600		
Total	53	33260,200			

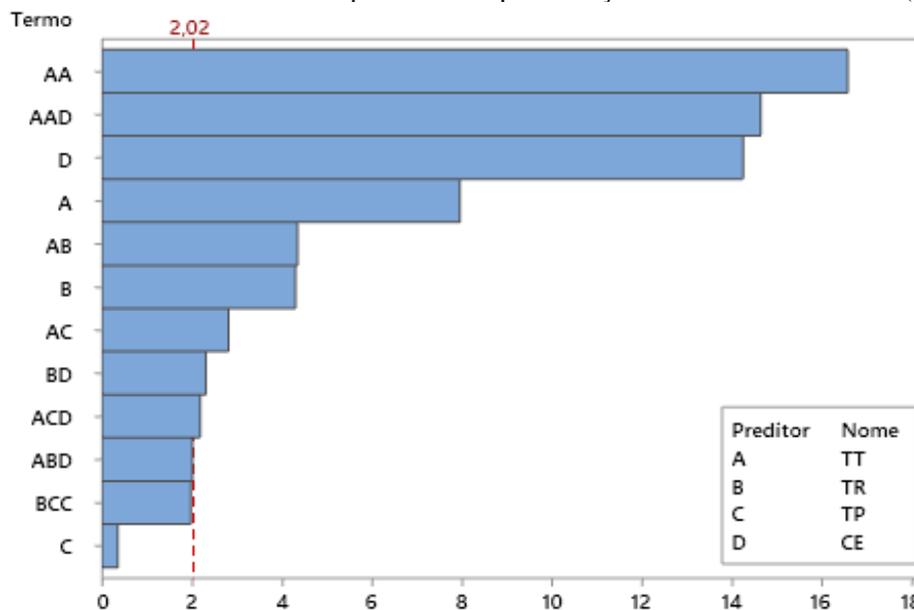
Fonte: Autoria própria.

Foi observado valor de p de 0,724 para o tempo, superior a 0,05, no entanto, esse termo não foi removido por ser um fator metalúrgico importante em tratamentos térmicos pós soldagem. A Figura 79, que apresenta a fração de ED em função dos fatores, mostra que o tempo foi o único fator que não provocou mudança significativa na fração de ED.

De maneira a facilitar a visualização da significância dos efeitos e interações, o gráfico de Pareto dos efeitos foi plotado, Figura 78, com intervalo de confiança de 95% ( $\alpha = 0,05$ ), quanto maior o valor de efeito padronizado em relação ao valor de 2,02 (crítico) maior é a significância. Os preditores com maior influência na resposta foram a temperatura, carbono

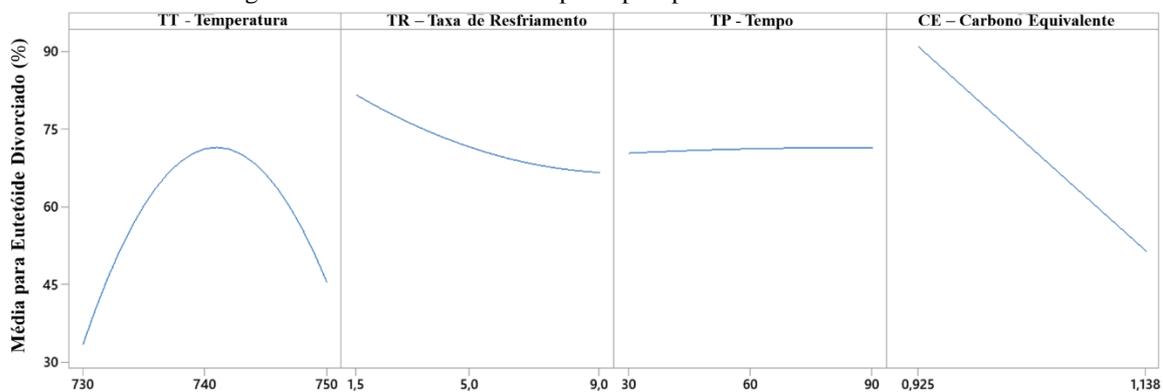
equivalente e as interações entre eles. Complementarmente a Figura 79 mostra o comportamento da resposta R1 em função dos efeitos.

Figura 78 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a fração de eutetóide divorciado ( $\alpha = 0,05$ )



Fonte: Autoria própria.

Figura 79 - Gráfico dos efeitos principais para Eutetóide Divorciado

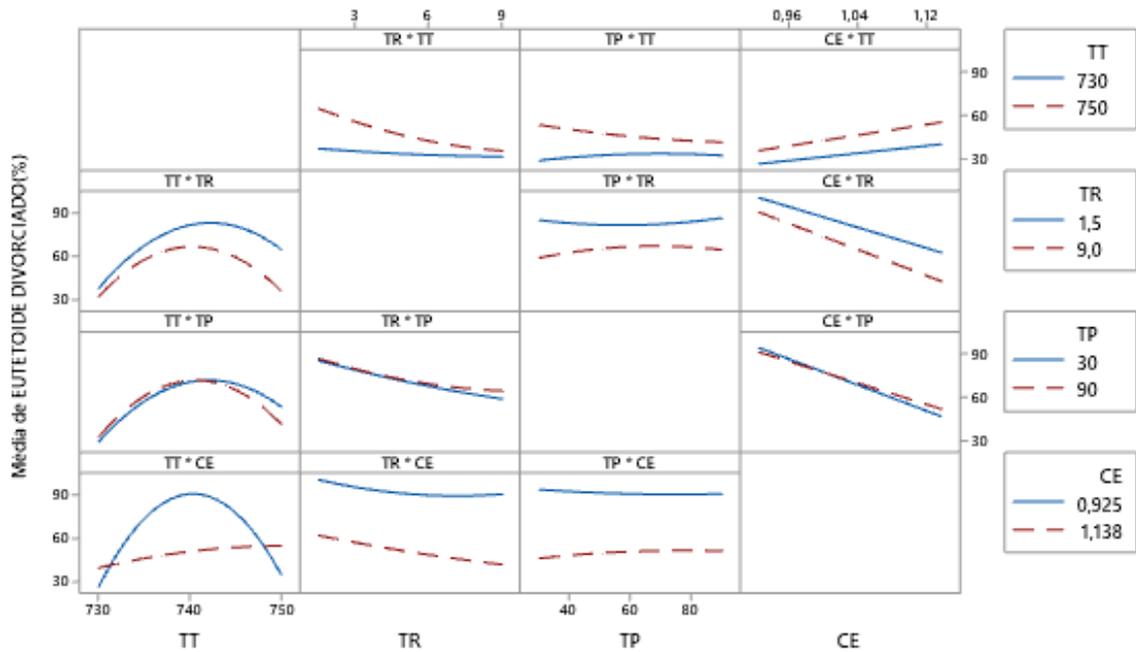


Fonte: Autoria própria.

O formato de parábola da curva representante da temperatura de tratamento (TT) pode estar associado aos valores de 100% de esferoidização encontrados na temperatura de 740 °C para o trilho *premium*.

Segundo Neto et al. (2001), é importante saber da existência de interação entre as variáveis que, é avaliada a partir do paralelismo das linhas da Figura 80. O paralelismo das retas reflete na ausência de interação entre as variáveis, como nenhuma das retas apresentou essa característica, é correto dizer que há interações entre os fatores do modelo.

Figura 80 - Gráfico de interação entre os fatores para Eutetóide Divorciado  
Médias Ajustadas

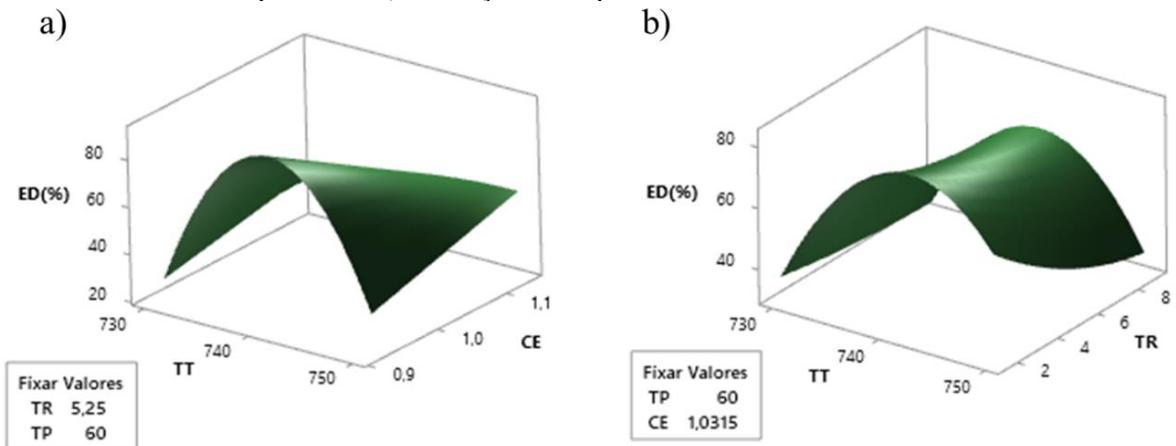


Todos os termos exibidos estão no modelo.

Fonte: Autoria própria.

Com base nos dados da ANOVA e da Figura 79, os fatores com maior influência na resposta são a temperatura e o carbono equivalente, seguidos da taxa de resfriamento, a Figura 81 contém as superfícies de resposta desses fatores, na qual é possível verificar se há ou não correlação entre as variáveis e avaliar o comportamento das variáveis na reposta (MONTGOMERY, 2012).

Figura 81 - Gráfico de superfície de resposta para Eutetóide Divorciado: a) em função da temperatura e carbono equivalente, b) em função da temperatura e taxa de resfriamento



Fonte: Autoria própria.

## 5.5.2 Microdureza

A metodologia de seleção das interações quanto ao nível de significância estatística foi a mesma descrita na seção 5.5.1. Após a eliminação das interações estaticamente insignificantes, o modelo apresentou  $R^2$  de 97,36%,  $R_{aj}^2$  de 96,32%,  $R_{pred}^2$  de 94,88% e estatística S de 4,704. O polinômio da Eq. 8 foi gerado para representar a microdureza em função dos preditores e interações do modelo em unidades codificadas.

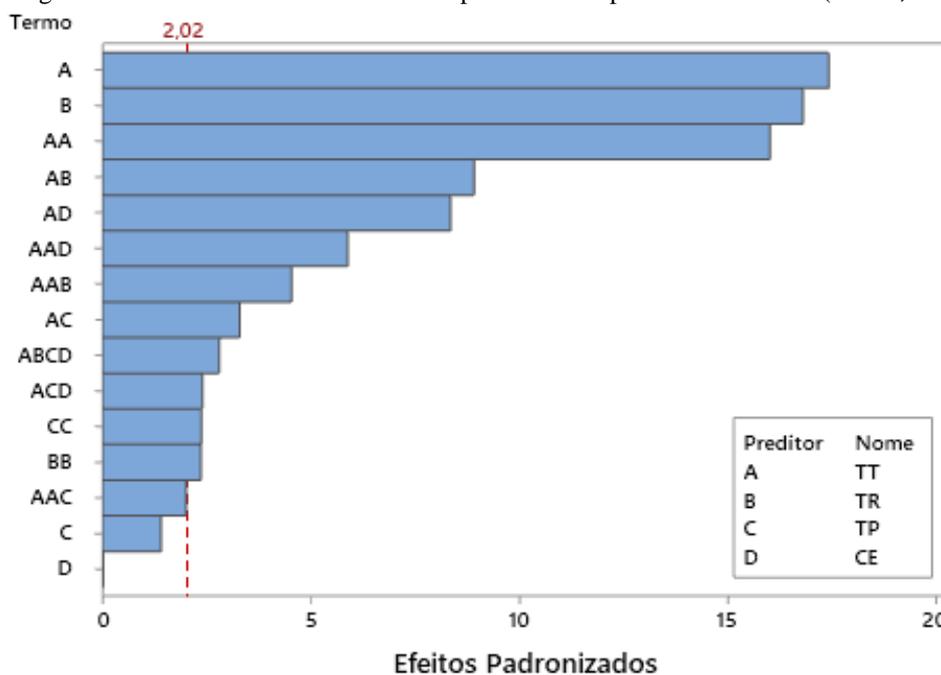
$$R2 = 276,80 - 13,674 \cdot TT + 22,84 \cdot TR - 1,92 \cdot TP - 0,03 \cdot CE + 21,77 \cdot TT^2 - 3,23 \cdot TR^2 + 3,24 \cdot TP^2 + 8,565 \cdot TT \cdot TR + 3,168 \cdot TT \cdot TP + 6,556 \cdot TT \cdot CE - 7,56 \cdot TT^2 \cdot TR + 3,34 \cdot TT^2 \cdot TP - 8,01 \cdot TT^2 \cdot CE - 2,312 \cdot TT \cdot TP \cdot CE - 3,30 \cdot TT \cdot TR \cdot TP \cdot CE \quad (8)$$

A Tabela 13 contém a Análise de Variância (ANOVA) dos resultados de microdureza, para esses dados os valores estatísticos de F e p são respectivamente 1,938 e 0,050. O fator menos significativo na tabela é o carbono equivalente, no entanto por ser um fator principal da análise não foi removido do modelo, os preditores mais significativos foram a temperatura e taxa de resfriamento seguido por suas interações, conforme mostrado no gráfico de Pareto dos efeitos (Figura 82).

Tabela 13 - ANOVA para a resposta R2 (microdureza)

Fonte	GL	SQ(Aj.)	QM(Aj.)	Valor F	Valor p
Regressão	15	30996,900	2066,460	93,410	0,000
TT	1	6725,800	6725,810	304,020	0,000
TR	1	6264,700	6264,650	283,170	0,000
TP	1	44,400	44,390	2,010	0,165
CE	1	0,000	0,200	0,000	0,979
TT*TT	1	5684,100	5684,080	256,930	0,000
TR*TR	1	123,700	123,720	5,590	0,023
TP*TP	1	125,700	125,710	5,680	0,022
TT*TR	1	1763,100	1763,120	79,700	0,000
TT*TP	1	240,900	240,920	10,890	0,002
TT*CE	1	1547,100	1547,110	60,930	0,000
TT*TT*TR	1	457,400	457,410	20,680	0,000
TT*TT*TP	1	89,400	89,420	4,040	0,052
TT*TT*CE	1	769,200	769,170	34,770	0,000
TT*TP*CE	1	128,100	128,140	5,790	0,021
TT*TR*TP*CE	1	174,000	173,990	7,860	0,008
Erro	38	840,700	22,120		
Total	53	31837,500			

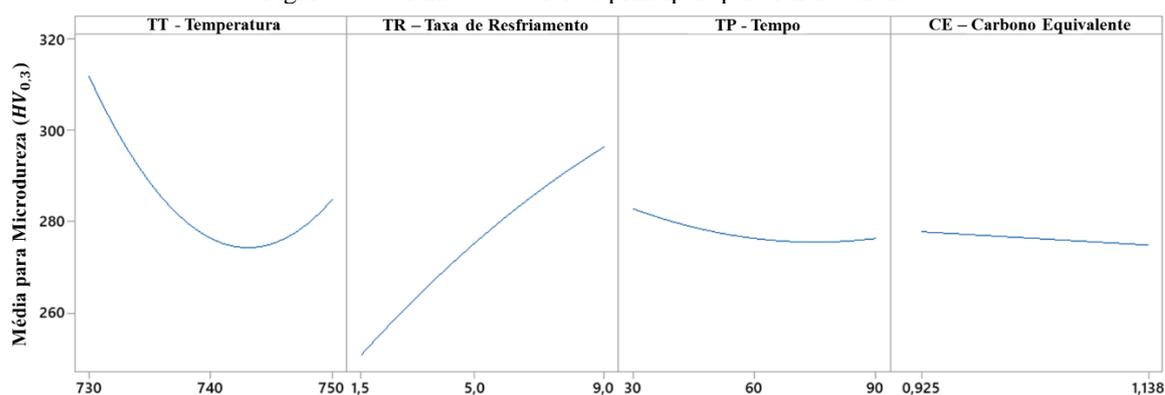
Fonte: Autoria própria.

Figura 82 - Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a microdureza ( $\alpha = 0,05$ )

Fonte: Autoria própria.

A Figura 83 mostra o comportamento da microdureza em função da variação dos fatores (TT, TR, TP e CE), é possível observar que a temperatura e a taxa de resfriamento são os fatores com maior influência na resposta.

Figura 83 - Gráficos dos efeitos principais para Microdureza



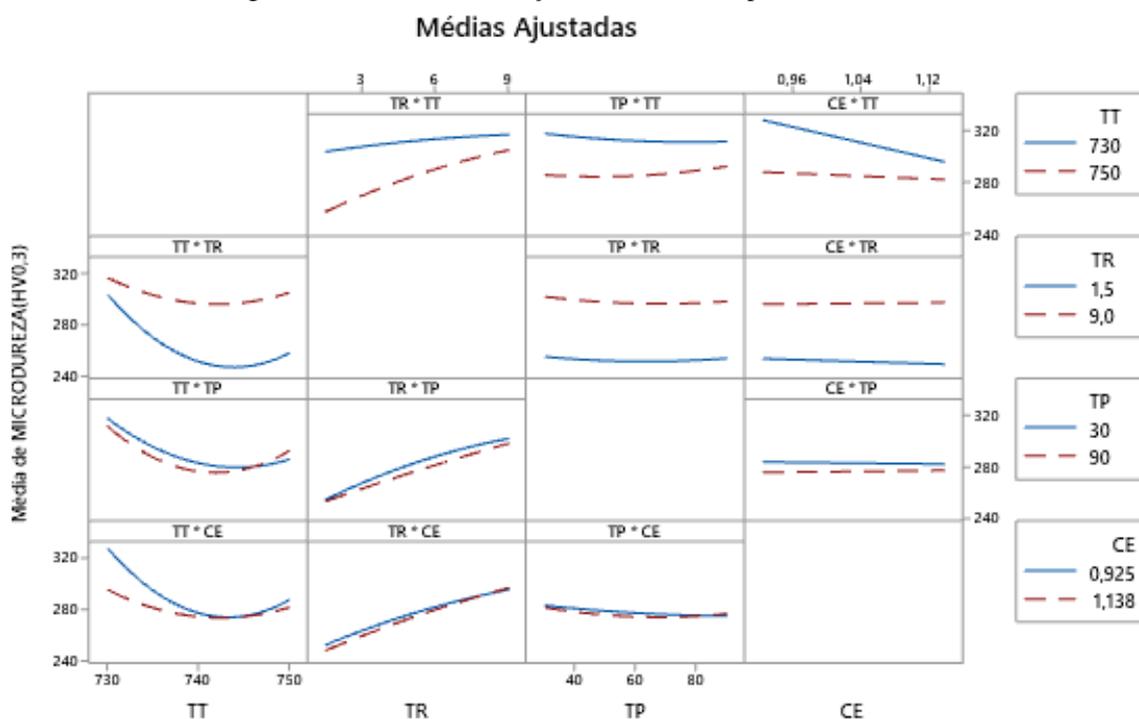
Fonte: Autoria própria.

Segundo Porcaro (2019), o tempo de isoterma e taxa de resfriamento influenciam na esferoidização e valores de dureza de aços de trilhos. A análise estatística da influência dos valores médios dos efeitos principais na microdureza mostra que somente a taxa de resfriamento causou alteração significativa na resposta, as Figuras 70 e 75 mostram diferença nos valores médios para cada tempo analisado, no entanto, não são valores com diferença significativa. O

comportamento observado para microdureza (Figura 83) foi o mesmo para fração de ED (Figura 79) com relação ao tempo e taxa de resfriamento.

Vale ainda analisar se há interação entre os fatores mencionados por Porcaro (2019), a Figura 84 mostra as interações entre as variáveis, observa-se que as curvas que representam a interação a  $TP \cdot TR$  possuem certa tendência ao paralelismo que, segundo Neto et al. (2001), é um indicativo de ausência de interação entre variáveis.

Figura 84 - Gráfico de interação entre os fatores para Microdureza



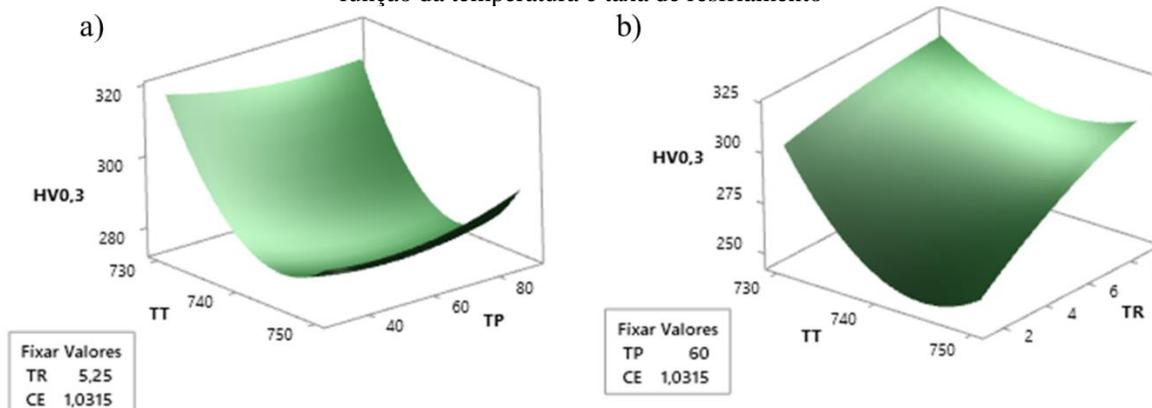
*Todos os termos exibidos estão no modelo.*

Fonte: Autoria própria.

A Figura 85 mostra as superfícies de resposta para a microdureza em função da taxa de resfriamento, temperatura e carbono equivalente. Em conformidade com a Figura 83, é possível observar que a temperatura e a taxa de resfriamento foram os fatores que exerceram maior influência na microdureza das amostras.

A superfície de resposta para a microdureza é oposta à gerada para ED, sendo este fato justificado devido ao fenômeno do eutetóide divorciado ser o responsável pela redução de dureza das amostras, conforme mostrado por Nishikawa (2018) e nas secções 5.2 e 5.4.

Figura 85 - Gráfico de superfície de resposta para Microdureza: a) em função da temperatura e tempo, b) em função da temperatura e taxa de resfriamento



Fonte: Autoria própria.

A aplicação do DOE e da análise de regressão no modelo permitiram gerar polinômios com boa representatividade dos dados, proporcionando  $R^2$  de 94,62% e 97,36% para o eutetóide divorciado e microdureza, respectivamente.

Os gráficos dos efeitos principais (Figuras 79 e 83), que mostram as influências dos fatores na média das respostas, indicou que a variável tempo não causou alteração significativa em ambas as respostas. Além disso, os valores de p do tempo foram acima do nível de confiança do modelo indicando que o tempo não possui significância estatística nas respostas, sendo assim, podemos adotar a hipótese nula. Entretanto houve interação do tempo com o carbono equivalente no modelo para fração de ED e com a temperatura para o modelo da microdureza.

Para a fração de ED, os fatores mais influentes foram a temperatura e o carbono equivalente seguido pela taxa de resfriamento, enquanto para a microdureza foi a temperatura e taxa de resfriamento. O carbono equivalente e o tempo não causaram variação para esta resposta.

Os dados dispostos neste trabalho, juntamente com os dos trabalhos de Pompeu (2020), Machado et al. (2021), Bauri et al. (2020), Nishikawa e Goldenstein (2019) e Porcaro et al. (2019), promovem melhoria no conhecimento encontrado na literatura da área de soldagem e metalurgia de trilhos.

## 6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nesta dissertação permitiram concluir que:

A técnica de dilatométrica possibilitou a simulação das microestruturas com satisfação as microestruturas encontradas na região de transformação parcial de soldas de trilhos, apresentando ótima concordância com os resultados de caracterização encontrados na literatura, sugerindo que a metodologia empregada fornece uma análise segura em relação a fração de eutetóide divorciado e microdureza com os parâmetros de tratamento térmico utilizados.

De acordo com os resultados de dilatométrica, a temperatura de transformação subcrítica representa a temperatura na qual a transformação do eutetóide divorciado inicia, uma vez que nas simulações com maiores valores de temperatura de tratamento (750 °C) e taxa de resfriamento (9 °C/s) as amostras mudaram de fase em temperaturas menores, 652 e 658 °C para os materiais *premium* e *superpremium*, respectivamente.

Ambos os trilhos analisados possuem microestrutura perlítica, os aços dos trilhos *premium* e *superpremium* são respectivamente hipoeutetóide e hipereutetóide, o que se justifica pela presença de fases proeutetóide (ferrita e cementita) nos contornos de grão e pela composição química. Em todas as amostras foi encontrada microestrutura mista de perlita e eutetóide divorciado, com exceção do trilho *premium* em 740 °C, que apresentou apenas microestrutura divorciada, indicando que de fato as simulações simularam as microestruturas existentes na região final da ZAC de soldas de trilhos.

A elevação da temperatura de tratamento de 730 para 750 °C em ambos os trilhos gerou maiores frações de ED, sendo 75,34% para o material *premium* e 79,38% para o *superpremium*, indicando relação direta entre o fator e a resposta, as amostras com maior teor de carbono (maior C.E.) propiciaram os maiores percentuais de ED, com exceção do trilho *premium* em 740 °C.

O aumento da taxa de resfriamento causou redução da fração de eutetóide divorciado, esse comportamento foi observado em ambos os trilhos para todas as condições. A elevação da taxa de 1,5 para 9 °C/s gerou redução máxima de 48,57% para o trilho *premium* em 750 °C e de 74,61% para o trilho *superpremium* em 740 °C.

A dureza das amostras se comportou de maneira inversa à fração de ED, onde taxas de resfriamento mais elevadas proporcionaram maiores valores de microdureza, reforçando a afirmação de que a transformação ED é o fenômeno atuante na região. O aumento da taxa de resfriamento de 1,5 para 9 °C/s ocasionou ganho de dureza de 20,60% para o trilho *premium* em 750 °C e de 21% para o trilho *superpremium* em 740 °C.

As amostras de trilhos *premium* simuladas em 740 °C e 750 °C e resfriadas a 1,5 °C/s em todos os tempos apresentaram dureza no mesmo nível do vale da região amolecida de soldas por caldeamento encontradas na literatura, os corpos de prova de trilhos *superpremium* manifestaram o mesmo comportamento.

O emprego de resfriamento forçado em soldas pós processo de soldagem (PWHT) é benéfico para a região de transformação parcial, já que eleva o nível de dureza da região e reduz a fração de eutetóide divorciado, principalmente na taxa de 9 °C/s.

O planejamento experimental, por meio da análise estatística via DOE, mostrou-se uma boa ferramenta para avaliar a influência dos fatores e interação entre eles. As respostas geradas com a aplicação da matriz experimental mostraram que para a fração de eutetóide divorciado os preditores mais influentes foram a temperatura e carbono equivalente, enquanto para a microdureza foram a temperatura e taxa de resfriamento.

De acordo com a análise via DOE e o modelo de regressão gerado, o fator tempo não possui significância estatística para ambas as respostas, no entanto sua interação com o carbono equivalente (%ED) e taxa de resfriamento (microdureza) possui.

Os resultados de microdureza para a temperatura de 730 °C apresentaram comportamento dentro do esperado, revelando dureza próximo ao nível do metal de base, houve a necessidade de detalhar o ciclo térmico de maneira a utilizar várias temperaturas próximas à crítica do aço para compreender o fenômeno que causou o comportamento. Isto abre uma possibilidade de pesquisa para compreender melhor o fenômeno do eutetóide divorciado em aços de trilho *premium* e *superpremium*.

## 6.1 Conclusões tecnológicas

Com base nos dados obtidos via dilatométrica, microscopia eletrônica e caracterização mecânica, pode-se afirmar que o emprego de resfriamento forçado com fluxo de ar em soldas pós processo de soldagem por caldeamento (*FBW*) é benéfico para a região amolecida, a intensificação da taxa de resfriamento proporciona elevação da dureza e redução da fração de microestrutura esferoidizada que é a geradora do baixo nível de dureza característico dessa região.

A região de maior temperatura durante o processo de soldagem encontra-se na linha central da solda, dessa forma as regiões periféricas com gradientes térmicos na faixa de 730 a 750 °C exibem menor dureza e, assim, recomenda-se resfriar a região com altas taxas de resfriamento (entre 5 e 9 °C/s) que tendem a gerar menor fração de microestrutura divorciada,

consequentemente, maior dureza. Ressalta-se ainda que, a temperatura da região no momento da aplicação do fluxo de ar deve estar acima de 670 °C para que haja efetividade da aplicação do tratamento.

Em caso de aplicação em tratamentos térmicos PHWT, os dados deste trabalho não devem ser utilizados isoladamente sem as exigências necessárias para o resfriamento adequado do centro da solda, no qual apresenta limites diferentes de taxa de resfriamento.

Os modelos de regressão gerados neste trabalho podem ser utilizados para prever o comportamento mecânico (dureza) e metalúrgico (fração de microestrutura esferoidizada) de soldas de trilhos *premium* e *superpremium* e servir como parâmetro na definição de tratamentos térmicos PWHT.

Os resultados aqui obtidos têm relação complementar com os dados dos trabalhos de: Pompeu (2020), que obteve as curvas de resfriamento contínuo em aços de trilhos para duas regiões da solda utilizando diferentes taxas de resfriamento; Alves et al. (2019), que realizaram soldagem (*FBW*) em diversos trilhos variando os parâmetros de soldagem para reduzir a largura da ZAC e da região amolecida e melhorar as propriedades mecânicas da região soldada; e Saita et al. (2017), que empregaram tratamento PWHT em soldas de trilhos avaliando do ponto de vista da tensão residual. Aconselha-se integrar os resultados dos estudos citados, que podem ser utilizados para o desenvolvimento de tratamentos térmicos para aplicação em linhas de montagem de TLS de aplicação em ferrovias *Heavy Haul*.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o comportamento tribológico nas amostras deste trabalho por meio do ensaio pino contra disco, incluindo análise dos debrís e avaliação do desgaste do contracorpo;
- Modificar a taxa de aquecimento e ampliar a faixa de temperaturas simuladas e taxas de resfriamento próximo à temperatura crítica de transformação ( $A_{c1}$ ) e avaliar os dados dilatométricos para melhorar a compreensão do fenômeno do eutetóide divorciado;
- Realizar caracterização mecânica e microestrutural na região de transformação parcial de soldas de trilhos *premium* e *superpremium* resfriadas nas taxas de resfriamento sugeridas neste trabalho;
- Medir os níveis de tensão residual em soldas de trilhos *premium* e *superpremium* avaliando a mudança recorrente da aplicação de resfriamento forçado.

## REFERENCIAS

ABNT. NBR 7590 - Trilho Vignole — Requisitos. **Associação Brasileira de Normas Técnicas**, p. 37, 2012.

AGLAN, H. A.; FATEH, M. Fatigue damage tolerance of bainitic and pearlitic rail steels. **International Journal of Damage Mechanics**, v. 15, n. 4, p. 393–410, 2006.

AGLAN, H. A.; FATEH, M. Fracture and fatigue crack growth analysis of rail steels. **Journal of Mechanics of Materials and Structures**, v. 2, n. 2, p. 335–346, 2007.

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. **International Heavy Haul Association (IHHA)**, p. 8, 2019.

ANKIT, K. et al. Evolution of mixed cementite morphologies during non-cooperative eutectoid transformation in Fe-C steels. **Computational Materials Science**, v. 108, p. 342–347, 2015.

ANTT, A. N. DE T. T. **Anuário do Setor Ferroviário - Agência Nacional de Transportes Terrestres - ANTT**. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<https://portal.antt.gov.br/anuario-do-setor-ferroviario>>. Acesso em: 04 de setembro de 2021.

AREMA. Manual for Railway Engineering. **Manual for Railway Engineering**, v. 1, p. 2000–2001, 2010.

ASHBY, M.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. **Materiais**. 2. ed. [s.l: s.n.].

ASM V6, I. H. C. WELDING, BRAZING AND SOLDERING. v. 6, p. 2873, 1993.

ASTM A1-00, I. STANDART SPECIFICATION FOR CARBON STEEL TEE RAILS. **ASTM ,International**, v. i, n. Reapproved 2018, p. 1–7, 2018.

ASTM A1033-18. **Standard practice for quantitative measurement and reporting of hypoeutectoid carbon and low-alloy steel phase transformations**American Society for Testing Materials International, 2018.

ASTM E3-11. **E3 Preparation of Metallographic Specimens**Annual Book of ASTM Standards, 2017.

AWS D1.1. STRUCTURAL WELDING CODE - STEEL. **AWS, AMERICAN WELDING SOCIETY**, v. 17, n. 1, p. 499, 2000.

BAURI, L. F. **Soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários: caracterização microestrutural, propriedades mecânicas e desgaste**. [s.l: s.n.].

BAURI, L. F. et al. The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 4, p. 8058–8073, 2020.

BRAMFITT, B. L.; FLETCHER, F. B.; DAVIS, J. J. A. **METHOD OF MAKING A HYPEREUTECTOID, HEAD-HARDENED STEEL RALS**System and Method for Programming a Weighing Scale Using a Key Signal To Enter a Programming Mode, 2012.

BRIGUENTE, C. A. **CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL E MECANICA DE TRILHOS FERROVIÁRIOS SOLDADOS DE TOPO POR CALDEAMENTO**. [s.l.] UNIVERSIDADE ESTATUAL PAULISTA, 2013.

BRINA, H. L. **Estradas de ferro: via permanente Belo Horizonte: UFMG**, 1988.

CABALLERO, F. G.; GARCÍA DE ANDRÉS, C.; CAPDEVILA, C. Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel. **Materials Characterization**, v. 45, n. 2, p. 111–116, 2000.

CAHN, R. W.; HAASEN, P. **PHYSICAL METALLURGY**. 4. ed. [s.l: s.n.].

CALLISTER, WILLIAM D. J.; RETHWISCH, D. G. **CIEÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS: UMA INTRODUÇÃO**. 8th. ed. Rio de Janeiro, RJ: [s.n.].

CALLISTER, WILLIAM D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência dos materiais - Callister - 8ª Ed - Livro - Português.pdf**. [s.l: s.n.].

CASARIN, S. J. **CARACTERIZAÇÃO DA TEMPERABILIDADE DE UM AÇO C-Mn MICROLIGADO AO BORO, ATRAVÉS DE DILATOMETRIA E CURVAS DE TRANSFORMAÇÕES DE FASES POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO**. 1996.

CHAE, J. Y. et al. Dilatometric analysis of cementite dissolution in hypereutectoid steels containing Cr. **Scripta Materialia**, v. 65, n. 3, p. 245–248, 2011.

CHIAVERINI, V. **Aços-carbono e aços-liga** *Boletim de Geologia e Metalurgia*, nº 11, 1954. Disponível em: <<http://sites.poli.usp.br/geologiaemetalurgia/Revistas/Edição11/completo11.pdf>>

COLPAERT, H. **METALOGRAFIA DOS PRODUTOS SIDERÚRGICOS COMUNS**. 4. ed. [s.l: s.n.].

FAGUNDES, E. J. **Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, 2006.

FARIA, G. L. DE et al. Avaliação do efeito da temperatura de austenitização sobre a temperatura de início de transformação martensítica em aços eutetóides de aplicação ferroviária. **22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, n. 1, p. 4676–4687, 2016.

FUJII, M.; NAKANOWATARI, H.; NARIAI, K. Rail flash-butt welding technology. **JFE Technical Report**, v. 20, n. 20, p. 159–163, 2015.

GARNHAM, J. E.; DAVIS, C. L. Rail Materials. In: LEWIS, R; OLOFSSON, U. **Wheel- rail**

**Interface Handbook**, p. 125–171, 2009.

GERSHTEYN, G. et al. A study of structure evolution in pearlitic steel wire at increasing plastic deformation. **Steel Research International**, v. 82, n. 12, p. 1368–1374, 2011.

GORNI, A. A. Steel forming and heat treating handbok. n. January, 2019.

HAN, D. X. et al. The Impact of Deformation Conditions on Divorced Eutectoid Transformation in Bearing Steels. **Steel Research International**, v. 90, n. 2, p. 1–11, 2019.

IBRAM, I. B. DE M. **Relatório anual de atividades: janeiro a dezembro de 2020**. [s.l.: s.n.]. Disponível em: <<https://ibram.org.br/publicacoes/>>.

IHHA, I. H. H. A. Guidelines to best practices for heavy haul railway operations: Infrastructure construction and maintenance issues. v. 1, n. May, p. 485, 2001.

JILABI, A. S. J. A. Z. **Welding of Rail Steels**. [s.l.] University of Manchester, 2015.

KRAUSS, G. **Performance**. 1 edition ed. Colorado School of Mines: [s.n.].

LEWANDOWSKI, J. J.; THOMPSON, A. W. Effects of the Prior Austenite Grain Size on the Ductility of Fully Pearlitic Eutectoid Steel. **Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science**, v. 17 A, n. 3, p. 461–472, 1986.

LI, Z. et al. An investigation into the causes of squats-Correlation analysis and numerical modeling. **Wear**, v. 265, n. 9–10, p. 1349–1355, 2008.

LI, Z. Squats on railway rails. **Wheel-Rail Interface Handbook**, p. 409–436, 2009.

LI, Z. et al. Dilatometric research on pearlite-to-austenite transformation of Fe–1C–1.44Cr low-alloy steel. **Journal of Materials Science**, v. 53, n. 2, p. 1424–1436, 2018.

LI, Z. X. et al. Microstructure of Hot Rolled 1.0C-1.5Cr Bearing Steel and Subsequent Spheroidization Annealing. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 47, n. 7, p. 3607–3621, 2016.

LUZGINOVA, N. V.; ZHAO, L.; SIETSMA, J. The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 39 A, n. 3, p. 513–521, 2008.

MACHADO, P. C.; BRAGA, E. M.; RODRIGUES, L. D.; COSTA, E. S.; MACHADO NETO, J. T.; POMPEU, S. N.; BARBOSA, M. S.; ALBUQUERQUE, L. G. S. Caracterizações microestruturais e mecânicas de soldas FBW resfriadas com diferentes taxas: Trilhos premium e super premium . (**Resultados não publicados**), p. 92, 2021.

MANSOURI, H.; MONSHI, A. Microstructure and residual stress variations in weld zone of flash-butt welded railroads. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 3, p. 237–245, 2004.

MINITAB, S. **Interpretar os principais resultados para Análise de Experimento Fatorial**. Disponível em: <<https://support.minitab.com/pt-br/minitab/19/help-and-how-to/statistical-modeling/doe/how-to/factorial/analyze-factorial-design/interpret-the-re-sults/key-results/>>. Acesso em: 23 fev. 2020.

MIRANDA, G. DE O. et al. Correlação Entre O Defeito Head Check E a Microestrutura E Dureza No Entorno Da Solda Aluminotérmica De Trilho Ferroviário / Correlation Between Head Check Rail Defect and Microstructure and Hardness in the Aluminothermic Rail Weld. **Brazilian Journal of Development**, v. 6, n. 10, p. 77412–77421, 2020.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. Eighth Edi ed. [s.l: s.n.]. v. 2 MTPA, MINISTÉRIO DE TRANSPORTES, P. E A. CIVIL. **Anuário Estatístico de Transporte 2010 – 2017**. [s.l: s.n.].

MUTTON, P. et al. Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds. **Wear**, v. 366–367, p. 368–377, 2016.

NETO, B. D. B.; SCARMINIO, I. S.; BRUNS, E. R. **COMO FAZER EXPERIMENTOS PESQUISA E DESENVOLVIMENTO NA CIÊNCIA E NA INDÚSTRIA**. 2ª EDIÇÃO ed. CAMPINAS, SP: [s.n.].

NISHIKAWA, L. P. Soldagem De Trilhos Ferroviários Perlíticos : Origem Das Microestruturas Soldagem De Trilhos Ferroviários Perlíticos : Origem. p. 83, 2018.

NISHIKAWA, L. P.; GOLDENSTEIN, H. Divorced Eutectoid on Heat-Affected Zone of Welded Pearlitic Rails. **Jom**, v. 71, n. 2, p. 815–823, 2018.

OLIVEIRA, B. S. DE. **Metodologia Para Medição De Tensões Residuais Na Região Soldada Por Centelhamento Em Trilhos Ferroviários**. [s.l: s.n.].

ORDÓÑEZ OLIVARES, R. et al. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use. **Wear**, v. 271, n. 1–2, p. 364–373, 2011.

ORDONEZ, R. et al. New rail steels for the 21st century. **Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2009, MS and T'09**, v. 3, n. January, p. 1614–1624, 2009.

OYAMA, T; SHERBY, O. D.; WADSWORTH, J.; WALSER, B. Application of the Divorced Eutectoid Transformation To Tee Development. **Scripta metallurgica**, v. 18, n. c, 1984.

PANDIT, A. S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Divorced pearlite in steels. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 468, n. 2145, p. 2767–2778, 2012a.

PANDIT, A. S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Divorced pearlite in steels. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 468, n. 2145, p. 2767–2778, 2012b.

PARDO, J. A. R. **METODOLOGIA PARA ANÁLISE E GESTÃO PAVIMENTOS**

**FERROVIÁRIOS.** [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO, 2009.

PETENATE, M. **BoxPlot: Saiba tudo sobre o Diagrama de caixa e como interpretar esse gráfico.** Disponível em: <<https://www.escolaedti.com.br/o-que-e-um-box-plot.>>. Acesso em: 21 nov. 2020.

POMPEU, S. N. **Curvas TRC de aços de trilhos ferroviários: dilatométrica, microestrutura e microdureza.** [s.l.] Universidade Federal do Pará, 2020.

PORCARO, R. R. et al. **Microestrutura e propriedades mecânicas de um aço para trilhos ferroviários soldado por centelhamento.** [s.l.: s.n.].

PORCARO, R. R. **Efeito da Soldagem Elétrica por Centelhamento na Microestrutura, Propriedades Mecânicas e Resistência à Fadiga de um Aço para Trilhos Ferroviários – Análise Experimental e Numérica.** [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO, 2019.

PORCARO, R. R. et al. Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 270, n. August 2018, p. 20–27, 2019.

PORCARO, R. R. et al. Simulação do Processo de Soldagem Elétrica por Centelhamento de um Aço para Trilhos Ferroviários. Parte 2: Análise Dilatométrica e Numérica. **Soldagem & Inspeção**, v. 25, p. 1–11, 2020.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase transformations in metals and alloys, third edition.** [s.l.: s.n.].

RAILPARTS, B. **Talas de Junção, parafusos, porcas e arruelas.** Disponível em: <[http://www.brrailparts.com.br/talas\\_juncao.php](http://www.brrailparts.com.br/talas_juncao.php)>. Acesso em: 17 abr. 2021.

RAMOS, D. R. **INVESTIGAÇÃO DE NOVAS ROTAS DE TRATAMENTO TÉRMICO EM AÇO PARA ROLAMENTO.** [s.l.: s.n.].

ROWLANDS, H.; ANTONY, J. Application of design of experiments to a spot welding process. **Assembly Automation**, v. 23, n. 3, p. 273–279, 2003.

SAITA, K. et al. Trends in Rail Welding Technologies and Our Future Approach. **Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report**, n. 105, p. 84–92, 2013.

SAITA, K. et al. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds. **11th International Heavy Haul Association Conference (IHHA)**, v. 262, n. 262, p. 208–215, 2017.

SAMUELS, L. E. **Light Microscopy of Carbon Steels.** [s.l.: s.n.].

SELIG, ERNEST T AND WATER, J. M. Track geotechnology and substructure management. p. 12–19, 1995.

SMALLMAN, R. E.; BISHOP, R J. **Modern Physical Metallurgy and Materials**

**Engineering: science, process, applications.** 6. ed. [s.l: s.n.].

SOUZA, G. A. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO MÉDIO CARBONO E BAIXA LIGA ( COM ESTRUTURA BAINÍTICA / MARTENSÍTICA ) VIA MICROSCOPIA ÓPTICA Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá , Universidade Estadual Paulista , para a ob. p. 0–161, 2008.

STEENBERGEN, M. Modelling of wheels and rail discontinuities in dynamic wheel-rail contact analysis. **Vehicle System Dynamics**, v. 44, n. 10, p. 763–787, 2006.

STEFFLER, F. **Via Permanente aplicada: guia teórico e prático.** Rio de Janeiro, RJ: [s.n.].

TALAŞ, Ş. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. **Materials and Design**, v. 31, n. 5, p. 2649–2653, 2010.

TAWFIK, D.; MUTTON, P. J.; CHIU, W. K. Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localised rapid post-weld heat treatment. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 196, n. 1–3, p. 279–291, 2008.

TERASHITA, Y.; TATSUMI, M. Analysis of damaged rail weld. **Quarterly Report of RTRI (Railway Technical Research Institute) (Japan)**, v. 44, n. 2, p. 59–64, 2003.

TSCIPTSCHIN, A. P. **FORMAÇÃO DA PERLITA ESFEROIDIZADA EM AÇO HIPEREUTETÓIDE.** [s.l.] Universidade de São Paulo, 1982.

VERHOEVEN, J. D. The role of the divorced eutectoid transformation in the spheroidization of 52100 steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 31, n. 10, p. 2431–2438, 2000.

VERHOEVEN, J. D.; GIBSON, E. D. The divorced eutectoid transformation in steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 29, n. 4, p. 1181–1189, 1998.

VIRENDRA, S. W.; RICHARD, D. S.; MAKHLOUF M, M. A model for converting dilatometric strain measurements to the fraction of phase formed during the transformation of austenite to martensite in powder metallurgy steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 3, p. 569–572, 2009.

WANG, Y. T. et al. Quantitative three-dimensional characterization of pearlite spheroidization. **Acta Materialia**, v. 58, n. 14, p. 4849–4858, 2010.

WEINGRILL, L.; KRUTZLER, J.; ENZINGER, N. metal JOINing Temperature field evolution during flash-butt welding of railway rails. p. 1–26, 2016.

WEINGRILL, L.; KRUTZLER, J.; ENZINGER, N. Temperature field evolution during flash butt welding of railway rails. **Materials Science Forum**, v. 879, p. 2088–2093, 2017.

YI, H. L. et al. Acceleration of spheroidization in eutectoid steels by the addition of aluminum. **Scripta Materialia**, v. 67, n. 7–8, p. 645–648, 2012.

YOKOYAMA, H.; MITAO, S.; TAKEMASA, M. **Development of high strength pearlitic steel rail (SP rail) with excellent wear and damage resistance**NKK Technical Review. [s.l: s.n.].

ZHAN, X.; WANG, S. **Study on post weld heat treatment of welded rail joints**. 11th International Heavy Haul Association Conference (IHHA). **Anais...**2017.

ZHAO, J.-C. the Role of Phase Transformation Kinetics in Phase Diagram Determination and Assessment. **Methods for Phase Diagram Determination**, p. 22–50, 2007.

### APENDICE I

Matrix experimental utilizada.

EXECUÇÃO	ENSAIO	CE	TT	TP	TR	R1	R2
29	1	+1	-1	-1	0	23,83	295,31
34	2	+1	-1	+1	-1	50,43	292,01
38	3	+1	0	-1	0	52,94	279,21
39	4	+1	0	-1	+1	18,73	305,18
3	5	-1	-1	-1	+1	24,33	341,63
16	6	-1	0	+1	-1	100,00	259,65
13	7	-1	0	0	-1	100,00	251,19
31	8	+1	-1	0	-1	52,27	282,54
20	9	-1	1	-1	0	42,36	281,31
7	10	-1	-1	+1	-1	32,06	322,61
33	11	+1	-1	0	1	29,28	303,68
22	12	-1	+1	0	-1	58,76	258,96
43	13	+1	0	+1	-1	73,47	248,85
8	14	-1	-1	+1	0	20,91	313,76
35	15	+1	-1	+1	0	42,46	303,60
42	16	+1	0	0	+1	45,33	298,55
36	17	+1	-1	+1	+1	33,52	310,29
52	18	+1	+1	+1	-1	71,37	267,71
5	19	-1	-1	0	0	28,56	737,60
41	20	+1	0	0	0	50,00	279,98
1	21	-1	-1	-1	-1	38,95	318,01
18	22	-1	0	+1	+1	100,00	298,19
15	23	-1	0	0	+1	91,29	292,09
49	24	+1	+1	0	-1	67,31	254,88
4	25	-1	-1	0	-1	22,75	320,15
48	26	+1	+1	-1	+1	52,20	305,12
54	27	+1	+1	+1	+1	33,93	311,32
10	28	-1	0	-1	-1	100,00	257,41
40	29	+1	0	0	-1	57,81	249,33
6	30	-1	-1	0	+1	28,91	325,81
51	31	+1	+1	0	+1	41,22	300,42
44	32	+1	0	+1	0	48,49	280,42
30	33	+1	-1	-1	+1	20,60	303,08
2	34	-1	-1	-1	0	31,90	336,42
21	35	-1	+1	-1	+1	26,77	300,41
26	36	-1	+1	+1	0	29,32	293,93
37	37	+1	0	-1	-1	73,78	253,44
53	38	+1	+1	+1	0	52,69	290,03
47	39	+1	1	-1	0	58,72	286,54

23	40	-1	+1	0	0	41,58	290,18
14	41	-1	0	0	0	92,18	270,52
11	42	-1	0	-1	0	92,61	282,19
27	43	-1	+1	+1	+1	24,22	315,86
50	44	+1	+1	0	0	60,26	278,30
17	45	-1	0	+1	0	92,54	277,43
28	46	+1	-1	-1	-1	34,27	292,93
32	47	+1	-1	0	0	44,00	294,09
45	48	+1	0	+1	+1	36,01	299,70
24	49	-1	+1	0	+1	24,69	309,35
46	50	+1	+1	-1	-1	79,38	251,66
12	51	-1	0	-1	+1	91,63	298,20
19	52	-1	+1	-1	-1	75,34	260,68
25	53	-1	+1	+1	-1	62,53	261,93
9	54	-1	-1	+1	+1	24,14	324,13

APENDICE II

Figura 86. Imagens capturadas do trilho *PREMIUM* simuladas a 730°C. com aumento de 20kx.

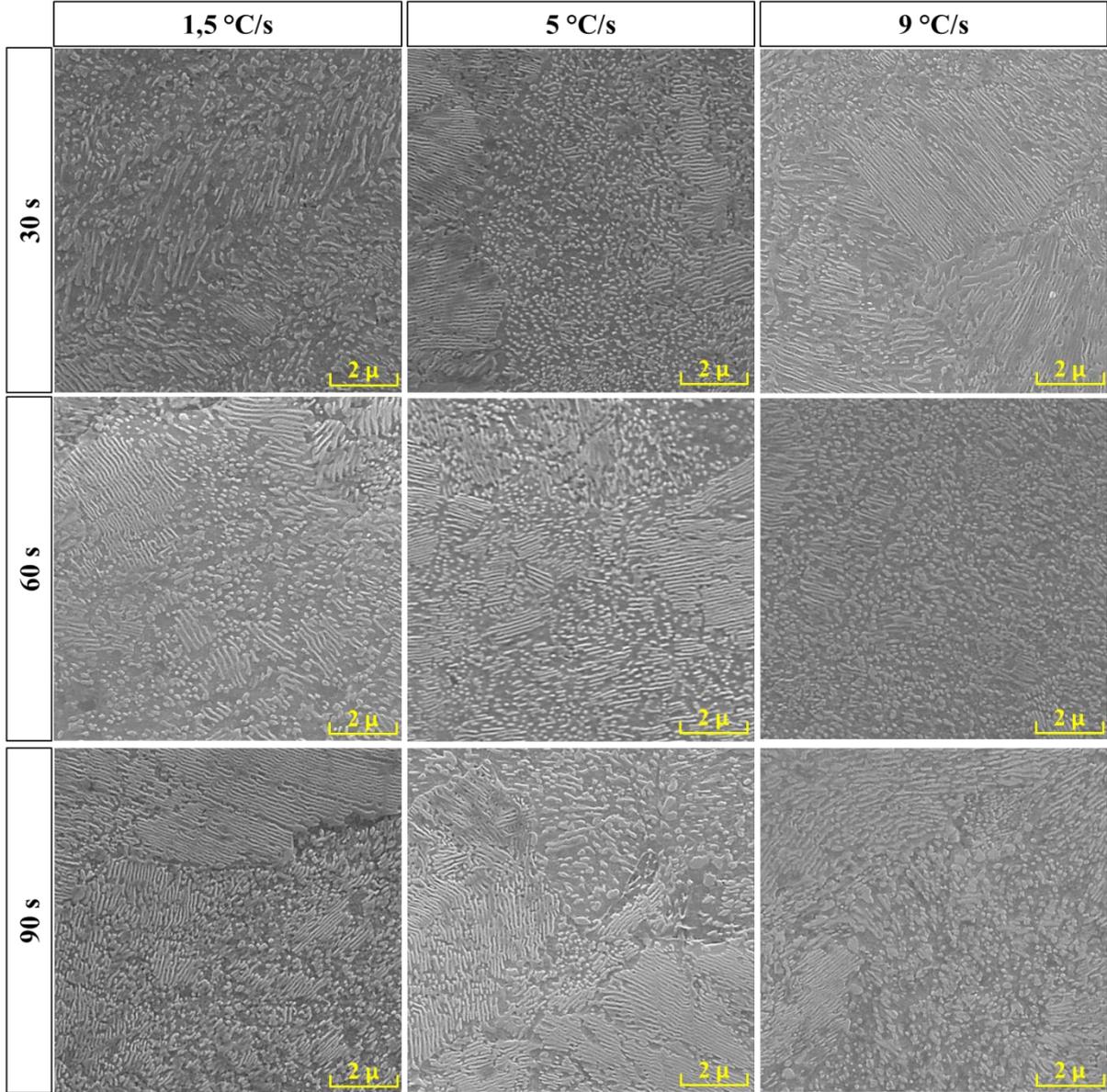


Figura 87. Imagens capturadas do trilho *PREMIUM* simuladas a 740°C. com aumento de 20kx.

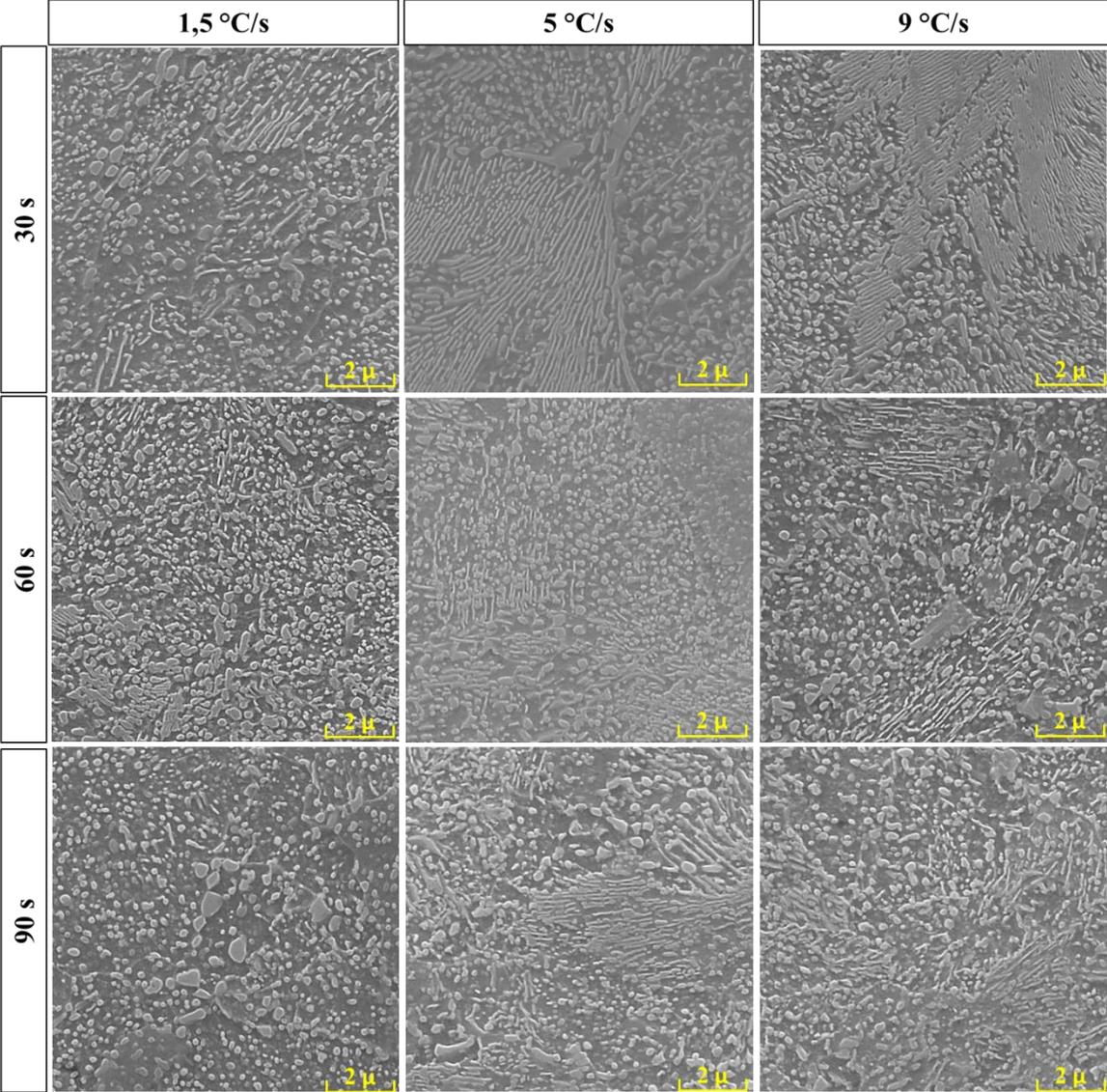


Figura 88. Imagens capturadas do trilho *PREMIUM* simuladas a 750°C. com aumento de 20kx.

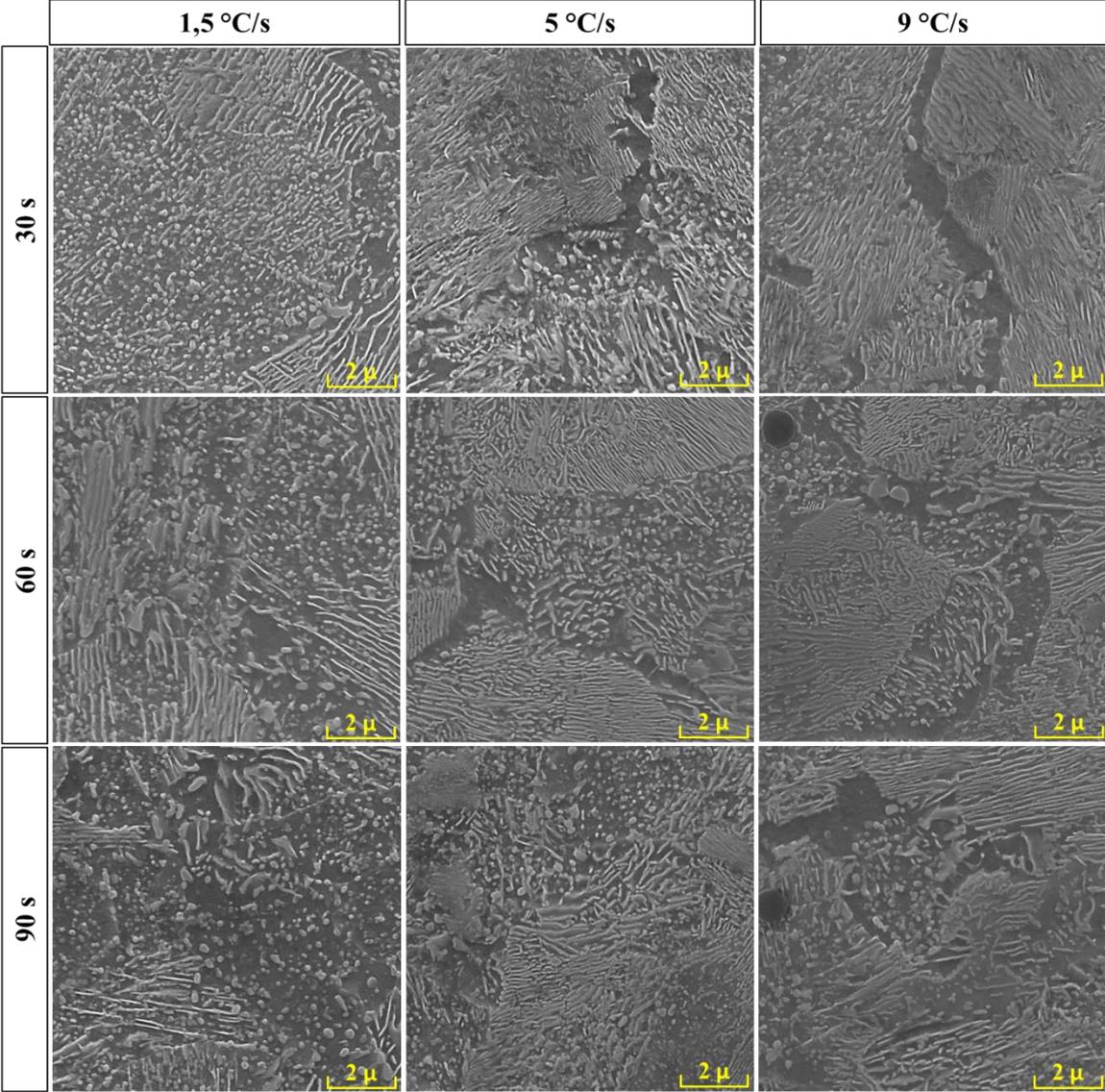


Figura 89. Imagens capturadas do trilho *SUPERPREMIUM* simuladas a 730°C. com aumento de 20kx.

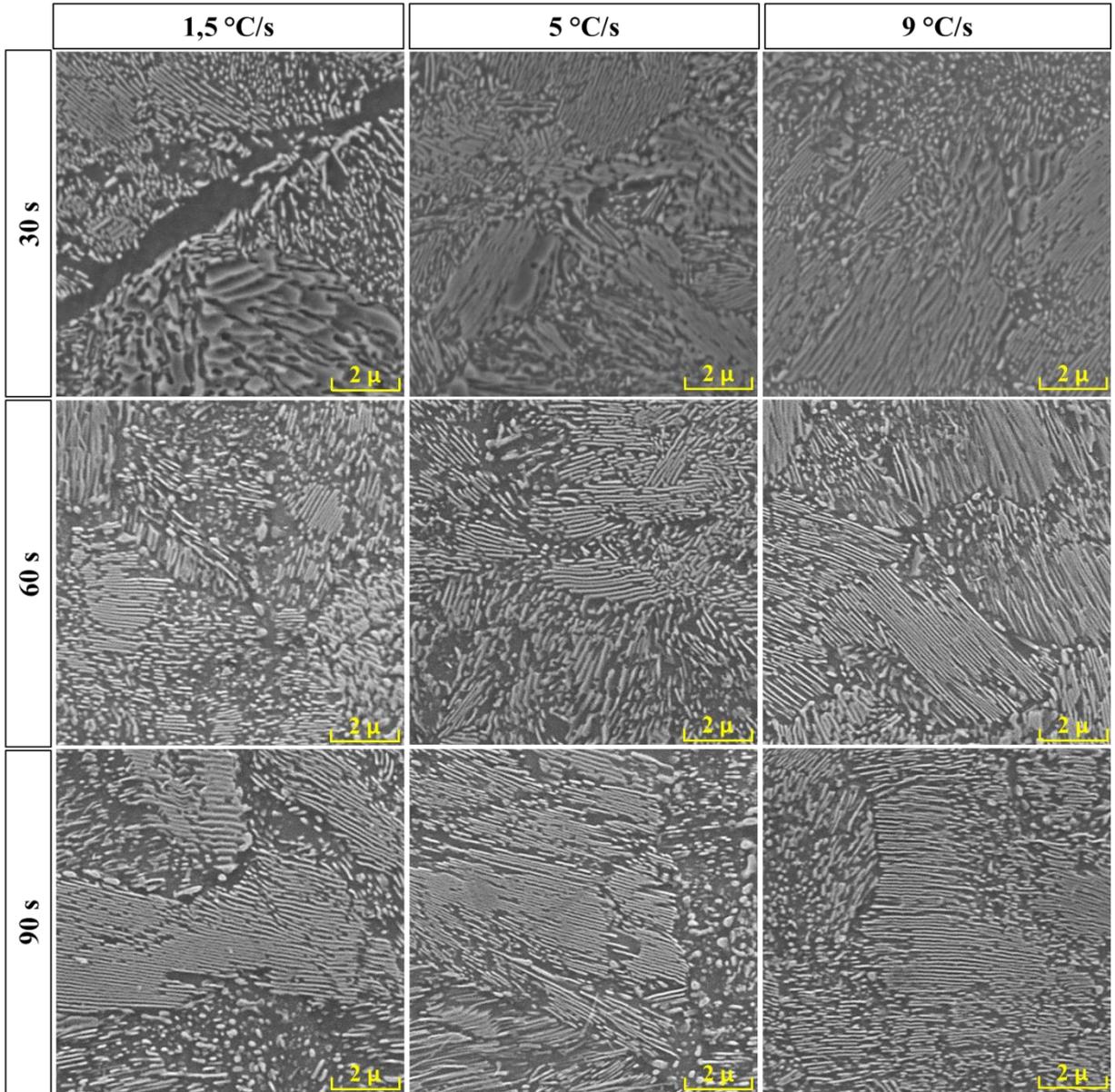


Figura 90. Imagens capturadas do trilho *SUPERPREMIUM* simuladas a 740°C. com aumento de 20kx.

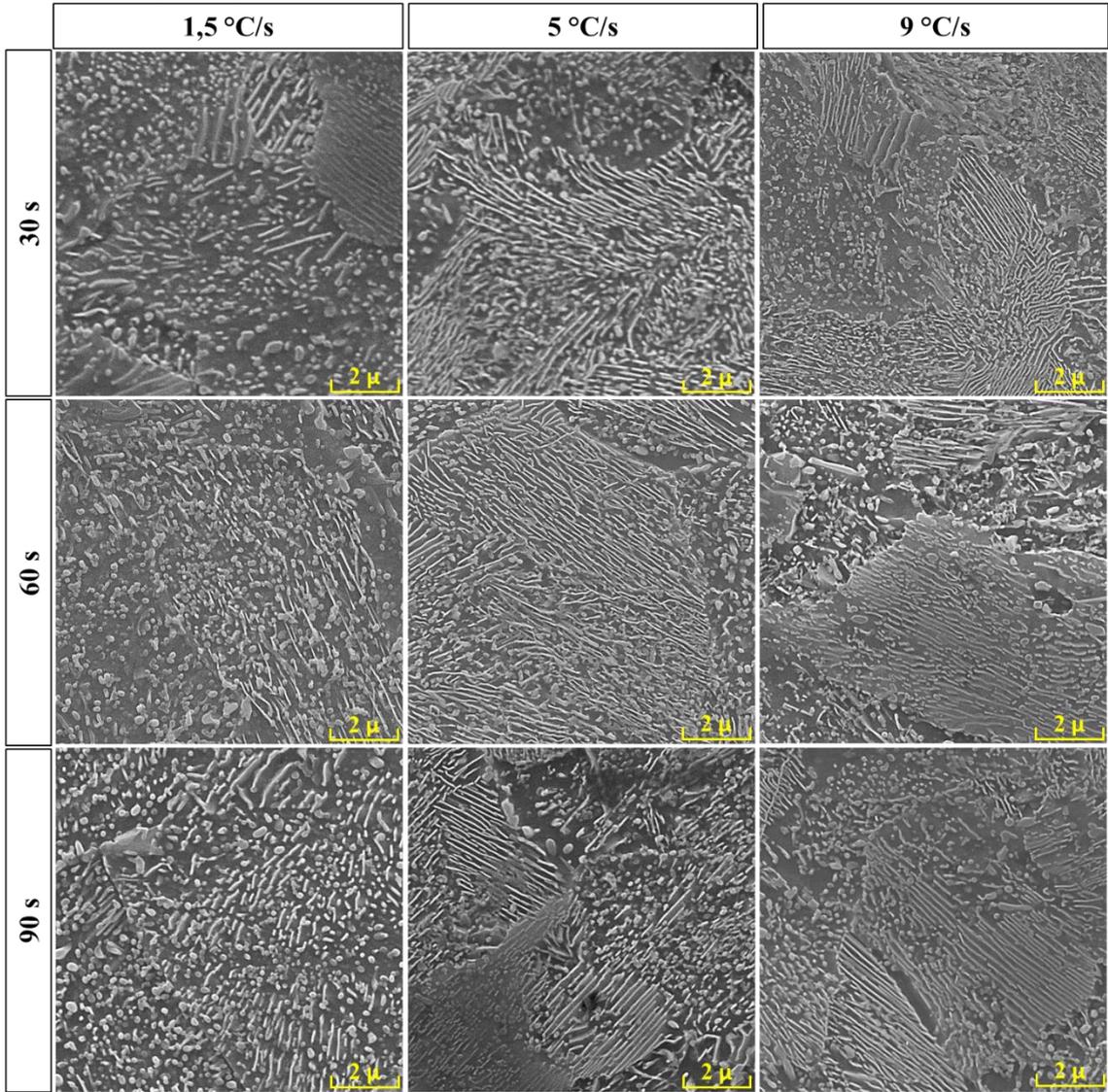
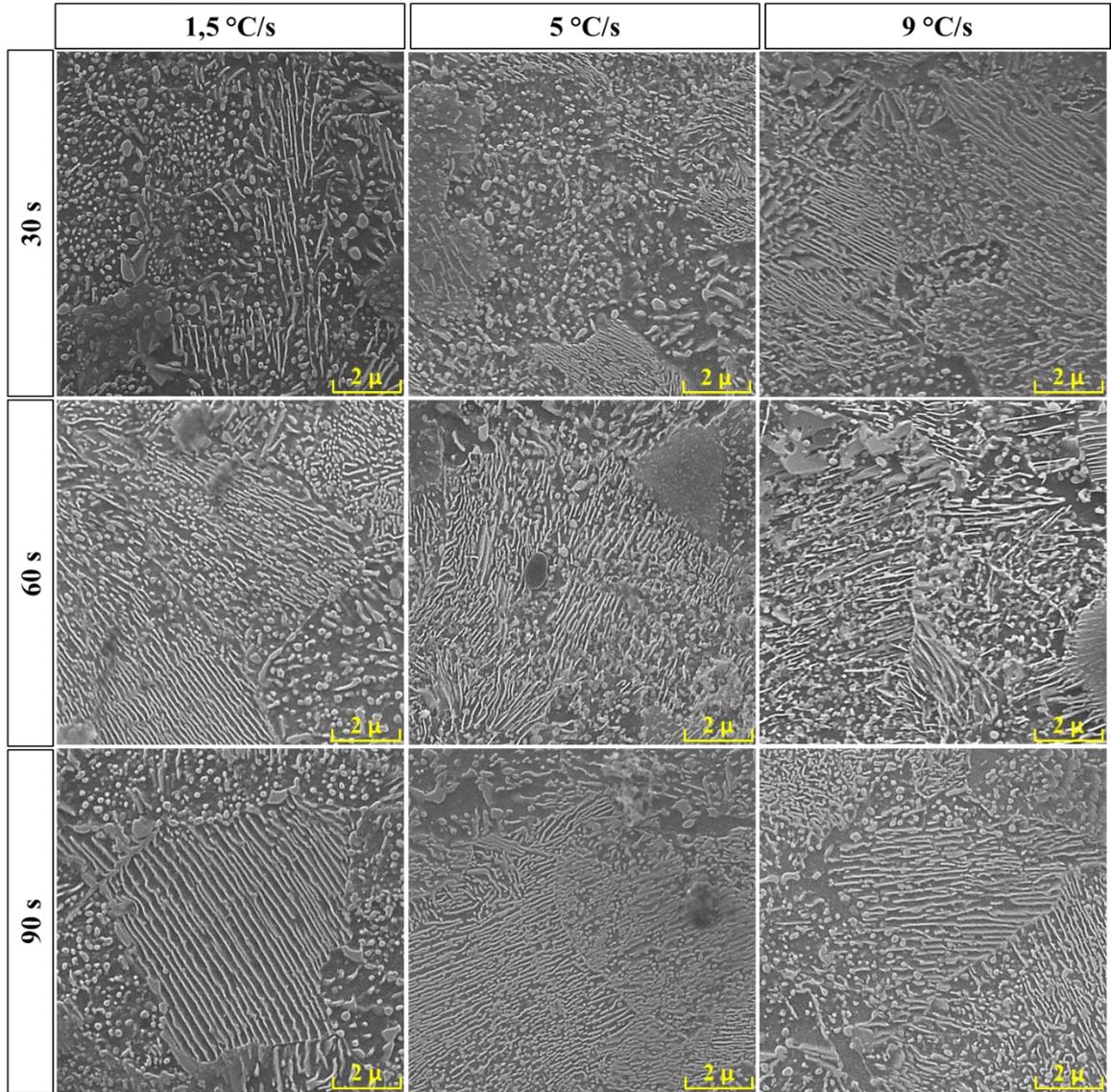


Figura 91. Imagens capturadas do trilho *SUPERPREMIUM* simuladas a 750°C. com aumento de 20kx.



APENDICE III

Figura 92. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *premium* simuladas a 730°C.

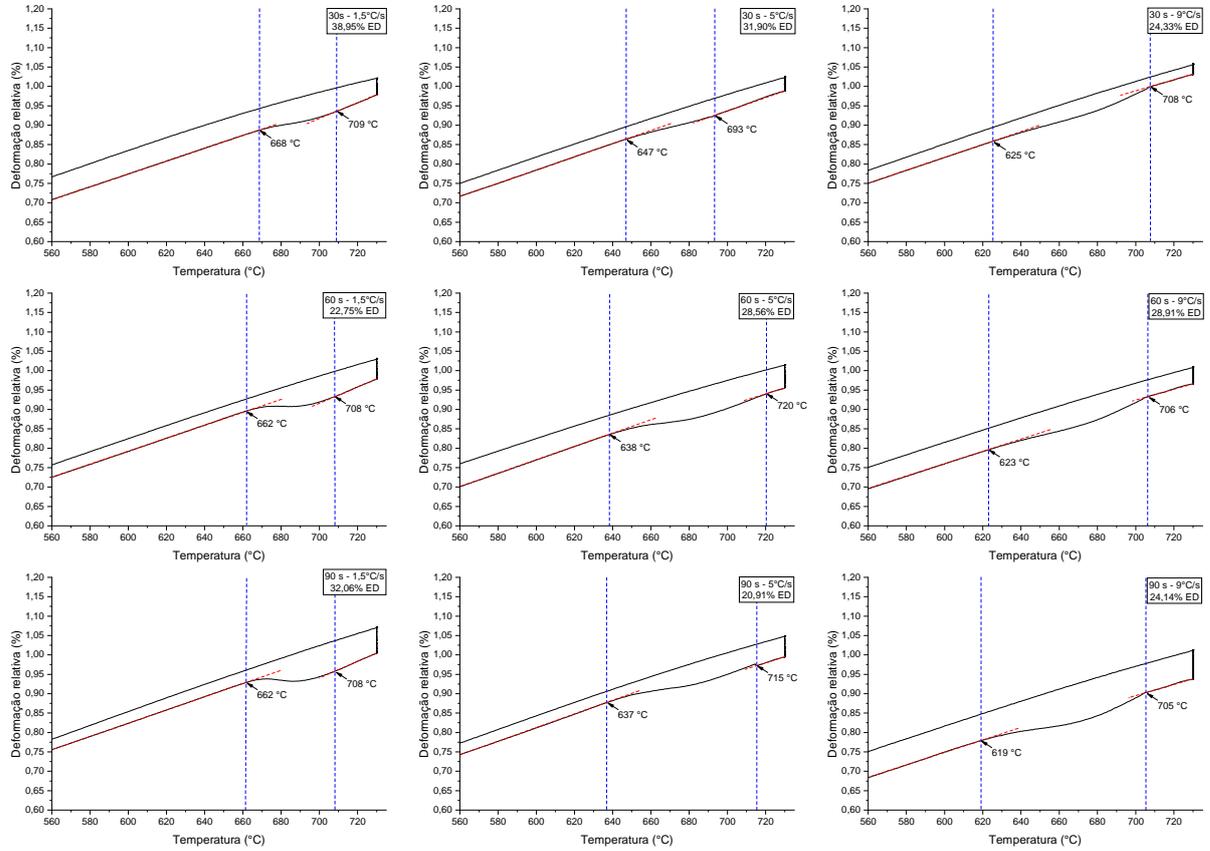


Figura 93. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *premium* simuladas a 740°C.

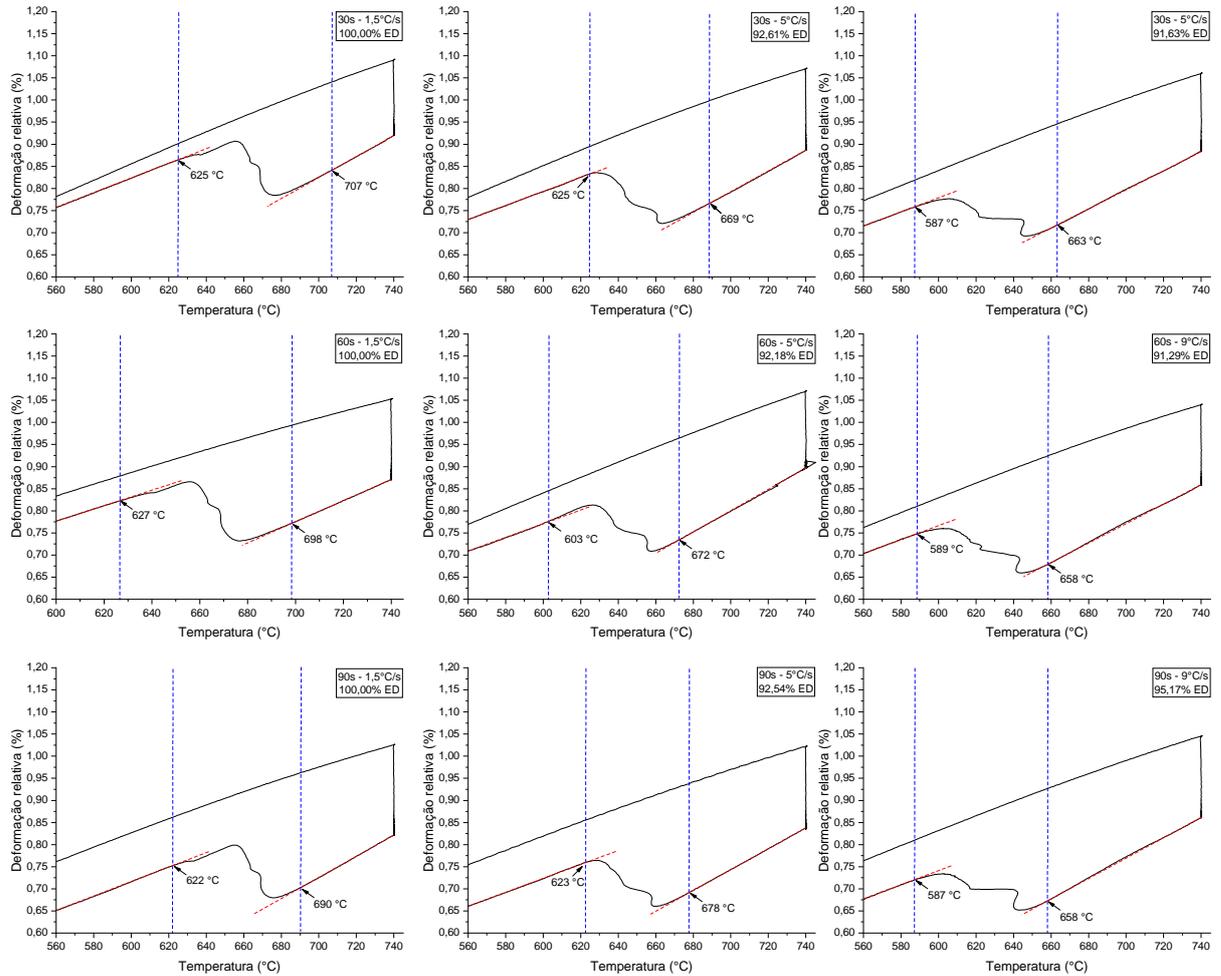


Figura 94. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *premium* simuladas a 750°C.

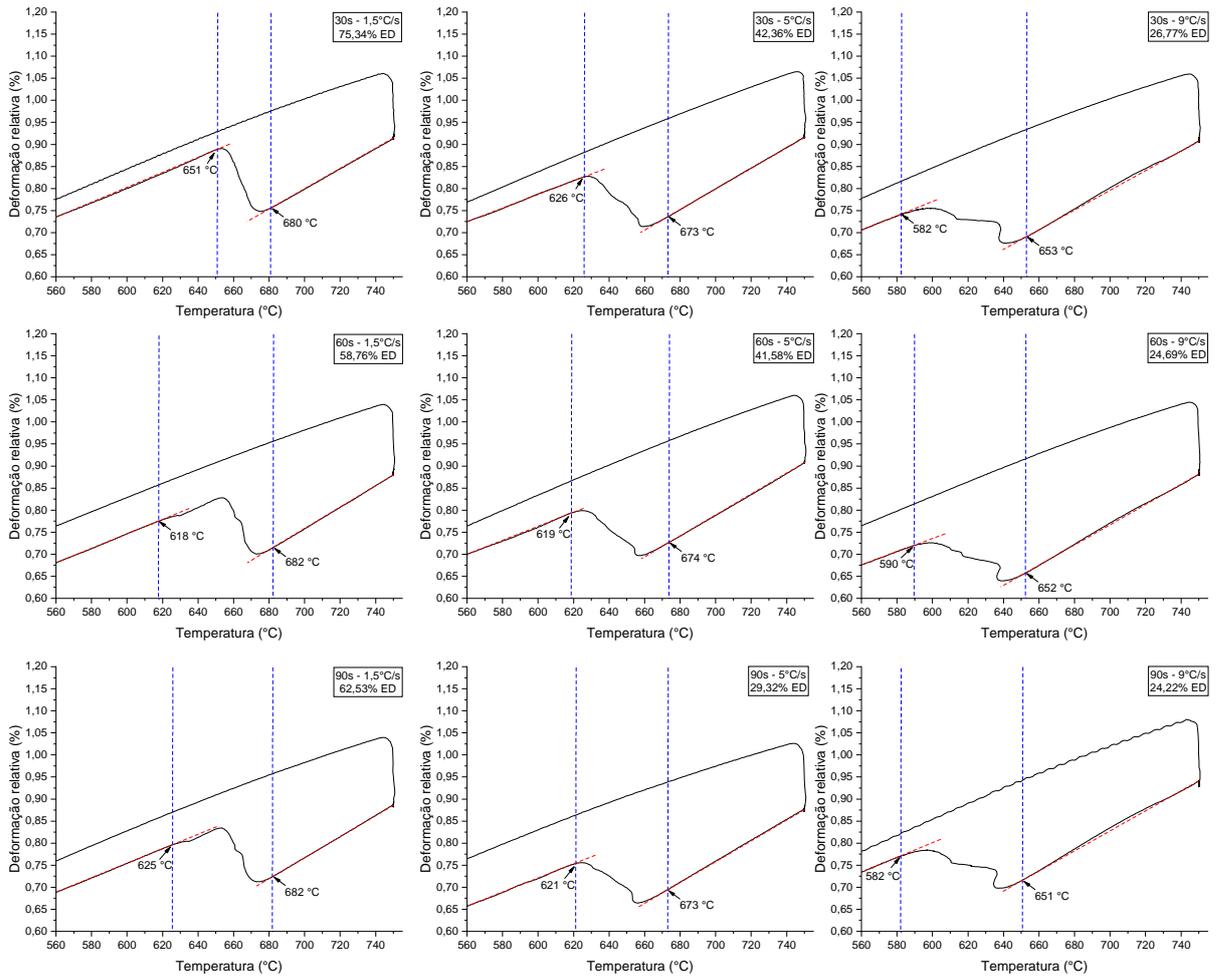


Figura 95. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *superpremium* simuladas a 730°C.

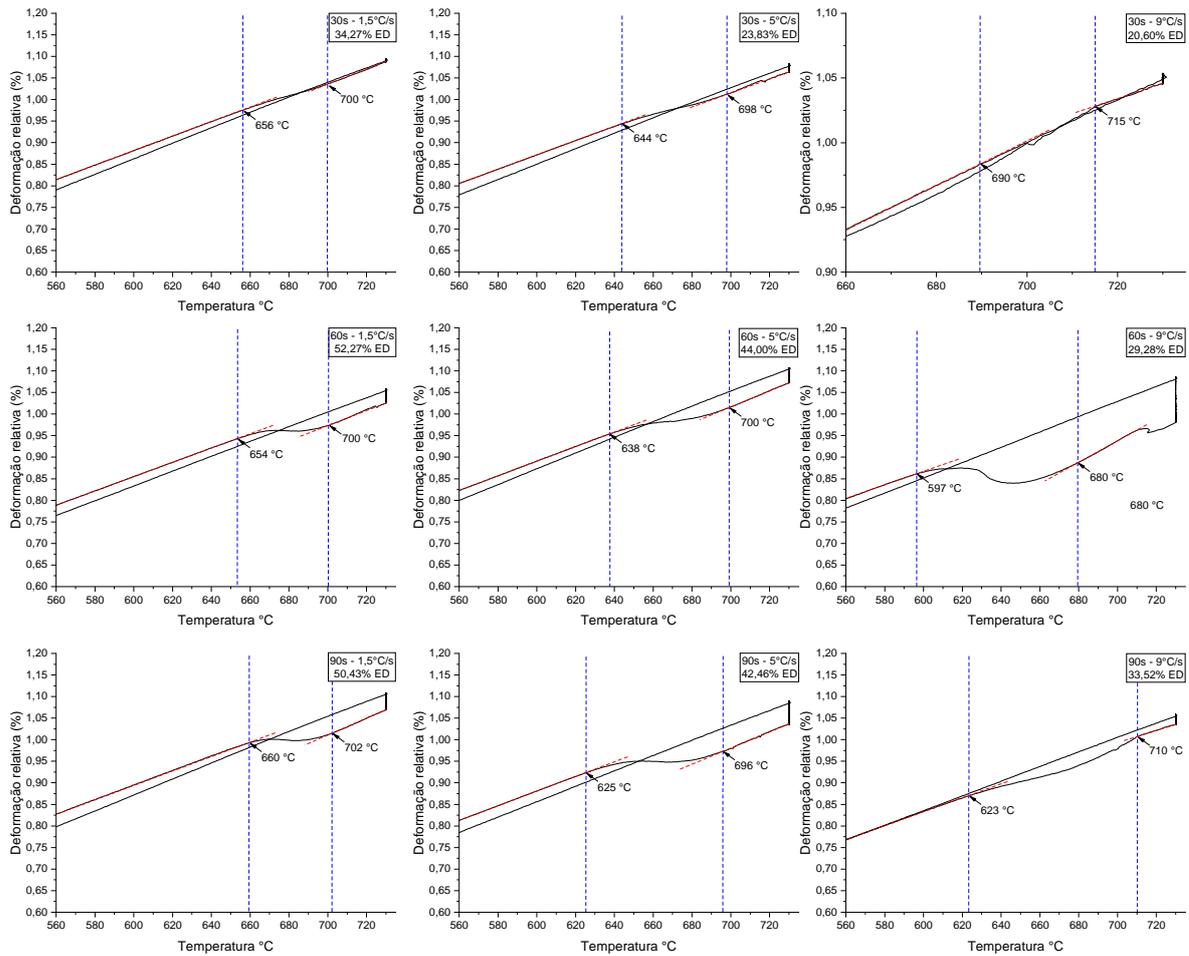


Figura 96. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *superpremium* simuladas a 740°C.

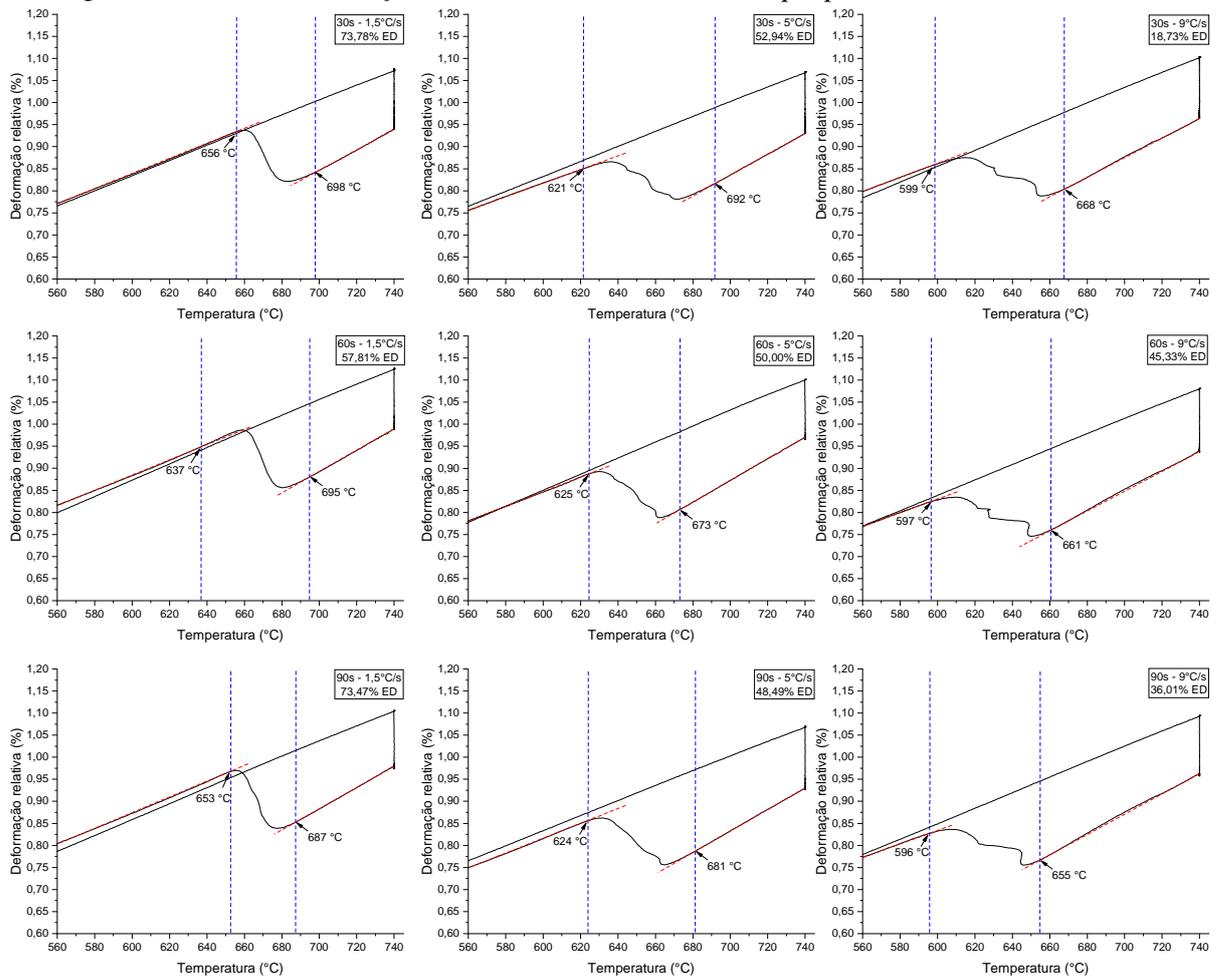


Figura 97. Curvas de deformação relativa das amostras do trilho *superpremium* simuladas a 750°C.

