LUCAS PINTOL NISHIKAWA

SOLDAGEM DE TRILHOS FERROVIÁRIOS PERLÍTICOS: ORIGEM DAS MICROESTRUTURAS

São Paulo

2018

LUCAS PINTOL NISHIKAWA

SOLDAGEM DE TRILHOS FERROVIÁRIOS PERLÍTICOS: ORIGEM DAS MICROESTRUTURAS

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de mestre em Ciências

São Paulo

2018

LUCAS PINTOL NISHIKAWA

SOLDAGEM DE TRILHOS FERROVIÁRIOS PERLÍTICOS: ORIGEM DAS MICROESTRUTURAS

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de mestre em Ciências

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Helio Goldenstein

São Paulo

2018

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

São Paulo, ... de . . . . . de 2018

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

Catalogação-na-publicação

Nishikawa, Lucas Pintol
Soldagem de trilhos ferroviários perlíticos: origem das microestruturas / L. P. Nishikawa -- versão corr. -- São Paulo, 2018.
87 p.

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

1. Soldagem 2. Trilhos 3. Metalografia 4. Tratamento Térmico I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia de Metalúrgica e de Materiais II. t.

AGRADECIMENTOS

A todos meus colegas, amigos e professores pelo apoio, incentivo e confiança mesmo em meus momentos mais corrosivos.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo suporte financeiro ao autor; à VALE pelo financiamento da pesquisa por meio do projeto "Roda e Trilho", pertencente à Cátedra Vale, bem como o fornecimento de amostras.

Ao Professor Luiz Henrique Dias Alves (UFJF) pelo fornecimento de amostras e auxílio em testes de composição química.

RESUMO

Este estudo analisou, em um primeiro momento, soldas de trilhos perlíticos para carga pesada soldados pelo processo aluminotérmico e solda topo com centelhamento (*Flash butt-weld*) focando nas alterações macro e microestruturais, bem como alterações de dureza decorrentes do processo. Uma junta em situação de uso real também foi estudada comparando-se o comportamento de deformação e desgaste à condição sem uso. Todos os casos apresentaram comportamento semelhante na zona afetada pelo calor possuindo perda de dureza em região de microestrutura esferoidizada. A origem desta estrutura foi, então, discutida. A formação de esferoidização pelo fenômeno de redução de energia de interface por movimentação de interfaces sólidas é considerado incompatível com os tempos dos processos utilizados. A hipótese de formação da zona esferoidizada por transformação do eutetóide divorciado (*Divorced Eutectoid Transformation*, DET) foi testada por meio de simulações de ciclos térmicos em dilatômetro de têmpera, para três diferentes aços. Com base nos resultados é seguro afirmar que o processo envolvido na esferoidização ao final da zona afetada pelo calor de trilhos perlíticos soldados é, de fato, a transformação do eutetóide divorciado. Confirmando esta hipótese, observa-se que o aumento do teor de carbono nos trilhos aumenta a faixa de esferoidização.

Palavras-chave: Soldagem de trilhos. Perlita. Esferoidização. Eutetóide divorciado.

ABSTRACT

This work analyzed, initially, pearlitic heavy haul rail thermite welds and flash butt-welds, focusing in macro and microstructural changes as well as hardness changes occurring due to the processes. A weld in real use was also studied comparing the deformation behavior and wear to the unused condition. All cases presented similar behavior at the heat-affected zone with hardness loss associated to a spheroidized microstructure. The mechanisms for the formation of this structure, was discussed. The spheroidization by solid interface movement, driven by interface energy reduction, is not compatible with the processing times for welding. The hypothesifs of spheroidized region formation by a divorced eutectoid transformation (DET) was tested by simulated heat-treatments using a dilatometer and three different steels. Based on that it is safe to conclude that the process for the formation of an spheroidized zone at the end of the heat-affected zone on welded pearlitic rails is, indeed, the divorced eutectoid transformation. Furthermore, the carbon content was shown to increase spheroidization range.

Keywords: Rail welding. Pearlite. Spheroidization. Divorced Eutectoid Transformation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 Representação do perfil de trilho "Vignole" indicando a nomenclatura das regiões. 19

Figura 2 Macrografia da região do boleto de solda FBW atacada com reativo de iodo, adaptada de (16). 24

Figura 3 Linha central de solda FBW indicada em microscopia ótica com formação de ferrita pró-eutetóide, adaptada de (16). 25

Figura 4 Microscopia eletrônica de varredura de solda FBW na A) região austenitizada B) região intermediária C) região de menor dureza e D) material base (17). 26

Figura 5 Macroestrutura de corte longitudinal de trilho soldado por aluminotermia tendo sofrido tratamento pós-soldagem a fim de recuperar a dureza da zona fundida (19). 27

Figura 6 Esferoidização em função do tempo de tratamento a 700 °C para perlita fina, média e grosseira, em aço contendo 0,74 % de carbono (22). 28

Figura 7 Esquema da formação de a) Eutetóide clássico e b) Eutetóide divorciado, adaptado de (25). 29

Figura 8 Microscopia eletrônica de varredura de amostra a) austenitizada a 800 °C e mantida a 710 °C, b) austenitizada a 777 °C e mantida a 660 °C c) austenitizada a 850 °C e mantida a 685 °C e d) austenitizada a 830 °C e mantida a 660 °C, adaptada de (27). 29

Figura 9 Estrutura formada a depender da temperatura de austenitização e composição de carbono do aço, exibindo regiões de microestrutura lamelar, completa esferoidização e esferoidização parcial, adaptado de (31). 31

Figura 10 Representação do perfil do trilho indicando a região de remoção da fatia para análise química do material. 32

Figura 11 Representação da localização da fatia retirada dos trilhos soldados para caracterização. 36

Figura 12 Representação da malha de pontos utilizados para construir o perfil de dureza do trilho Tn 1. 37

Figura 13 Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 1, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ). . . . 39
Figura 14 Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 3, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ). . . . 40
Figura 15 Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 4, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ). . . . 40
Figura 16 Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tu 1, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ). . . . 41
Figura 17 Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 1. 42
Figura 18 Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 3. 42
Figura 19 Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 4. 43
Figura 20 Microestrutura vista em microscópio ótico de aço Tn 1 austenitizado e resfriado lentamente mostrando cementita pró-eutetóide. 44
Figura 21 Macrografia do perfil transversal do trilho Tn 1 revelada com reativo de iodo. 44
Figura 22 Imagem de lupa estereoscópica de região do boleto do trilho Tn 1 a) mais longe da alma e b) mais perto da alma, atacadas com reativo de iodo. 45
Figura 23 Imagem de lupa estereoscópica de regiões da alma do trilho Tn 1 a) mais próximo ao boleto e b) mais próximo ao patim, atacadas com reativo de iodo. 45

Figura 24 Imagem de lupa estereoscópica de região do patim do trilho Tn 1, atacado com reativo de iodo. 46
Figura 25 Mapa de dureza a) Rockwell C e b) Brinell do trilho Tn 1. 46
Figura 26 a) Imagem macrográfica de fatia retirada da região soldada e vizinhanças (trilhos Tn 1 e Tn 2), atacada usando nital 2% indicando a profundidade da superfície onde as medidas de dureza foram realizadas e b) respectivo perfil de dureza obtido. 48
Figura 27 Mapa de dureza da solda topo com centelhamento do trilho Tu 1 com diferentes escalas. 49
Figura 28 Aspecto de macrografia revelada com reativo de iodo na condição EX1 C2 mostrando clara divisão em 3 regiões (da esquerda para a direita, região fundida, afetada pelo calor e base). . . 50
Figura 29 Aspecto de macrografia com reativo de iodo na condição EX15 C4 visto sob lupa estereoscópica mostrando a) o início da zona fundida (à direita) e b) A região do centro, onde as frente de solidificação se encontram. 51
Figura 30 Perfis de dureza Rockwell C realizados na amostra EX1 C2. . . 52
Figura 31 Perfis de dureza Rockwell C a 2 mm da superfície do boleto para diversas soldas EX1 C2, EX3 C3, EX14 C7 e EX15 C4. . . . 53
Figura 32 Microestrutura martensítica observada em região de dureza alterada na amostra EX15 C4. 54
Figura 33 Microscopia ótica da região base do trilho Tn 1 indicando estruturas alongadas no material base. 54
Figura 34 Microscopia ótica mostrando a região de transição brusca entre a zona afetada e o material base do trilho Tn 1. 55
Figura 35 Microscopia ótica indicando formação de ferrita pró-eutetóide na região de ligação entre os trilhos Tn 1 e Tn 2. 55

Figura 36 Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a) a estrutura do metal base, b) do região esferoidizada com menor dureza e c) com menor perda de dureza, d) da zona afetada sem perda de dureza, e) cavidades na região de ligação e f) formação de ferrita pró-eutetóide na região de ligação da solda entre os trilhos Tn 1 e Tn 2. . . . 56
Figura 37 Microscopia ótica mostrando a região de transição brusca entre a zona afetada (à direita) e o material base Tu 1 (à esquerda). 57
Figura 38 Microscopia ótica mostrando a região de ligação para a solda do aço Tu 1 indicando a presença de ferrita pró-eutetóide. . . . 58
Figura 39 Microscopia ótica mostrando deformação na superfície devido ao uso, levando à formação de trincas de fadiga, para o aço Tu 1. 58
Figura 40 Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a microestrutura base do trilho Tu 1 a) sem deformação e b) com deformação. 59
Figura 41 Microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura de região de microestrutura mista (esferoidização parcial) do trilho Tu 1 a) sem deformação, b) com baixa, c) média, e d) alta deformação. 60
Figura 42 Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a microestrutura da região do trilho Tu 1 totalmente esferoidizada a) sem deformação e b) com deformação. 61
Figura 43 Microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura, contendo ferrita pró-eutetóide e poros, da região de ligação do trilho Tu 1 a) sem deformação e b) com deformação. . . . 61
Figura 44 Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando, no trilho Tu 1, a) o final da zona afetada pelo calor (á direita) e b) a presença de estruturas alongadas identificadas como sulfetos. 62

Figura 45 Microscopia eletrônica de varredura mostrando a) trinca formada na superfície de trilho Tu 1 e b) em maior detalhe mostrando deformação no entorno da trinca. 62
Figura 46 Imagens de microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários da amostra EX9 C1 nas regiões A) fundida, B) recuperada, C) mista de perlita e eutetóide divorciado e D) esferoidizada 63
Figura 47 Inclusões mistas de sulfeto de manganês e alumina vistas por microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários na amostra a) EX2 C5 e b) EX6 C8 e sinal EDS da c) região externa desta última e d) a região interna. 64
Figura 48 Contaminação vista em microscopia eletrônica de varredura da amostra EX9 C1 e respectivo sinal de EDS indicando se tratar de KCl. 64
Figura 49 Dureza e esferoidização para o aço Tn 1 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria. 65
Figura 50 Dureza e esferoidização para o aço Tn 3 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria. 66
Figura 51 Dureza e esferoidização para o aço Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria. 66
Figura 52 Dureza para os aços Tn 1, Tn 3 e Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos. 67
Figura 53 Esferoidização para os aços Tn 1, Tn 3 e Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos. 67
Figura 54 Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 1 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico. 68

Figura 55 Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 3 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico. 68
Figura 56 Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 4 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico. 69
Figura 57 Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários de amostra de trilho Tn 1 tratada a 732 °C e temperada. 70
Figura 58 Mapa de dureza Brinell da seção transversal dos trilhos Tn 3, Tn 4 e Tu 1, respectivamente (37). 71
Figura 59 Macrografia da seção do trilho Tn 3 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37). 72
Figura 60 Macrografia da seção do trilho Tn 4 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37). 72
Figura 61 Macrografia da seção do trilho Tu 1 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37). 73
Figura 62 Esquema representativo da sequência de reações envolvidas na formação do eutetóide divorciado. 76
Figura 63 Esquema representativo das regiões presentes na solda topo com centelhamento e vizinhanças. 78
Figura 64 Esquema representativo das regiões presentes na solda aluminotérmica e vizinhanças. 78
Figura 65 Curva de transformações em resfriamento contínuo (CCT) para o aço Tn 1, adaptado de (41). 80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Faixas de composição (em porcentagem mássica) para trilhos ferroviários estabelecidas em norma ASTM A1-00 (10). . . . 20
Tabela 2 Classificação de trilhos definida pela IHHA (11). 21
Tabela 3 Composição química (em porcentagem mássica) dos trilhos utilizados. 33
Tabela 4 Condições de soldagem dos diversos experimentos aluminotérmicos utilizados no trabalho (32, 33) 34
Tabela 5 Formulação para preparação de reativo de iodo. 36
Tabela 6 Tabela de conversão de durezas para trilhos presente em manual AREMA (36) 47

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 16
1.1 JUSTIFICATIVA 16
1.2 OBJETIVOS 17

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 18
2.1 INDÚSTRIA FERROVIÁRIA 18
2.2 TRILHOS 19
2.3 SOLDAGEM DE TRILHOS 21
2.3.1 Soldagem Aluminotérmica 22
2.3.2 Soldagem Topo com Centelhamento 22
2.3.3 Alterações na Zona Afetada pelo Calor 23
2.4 ESFEROIDIZAÇÃO 25
2.4.1 Transformação do Eutetóide Divorciado 27
2.4.1.1 Efeito de Elementos de Liga 30

3 MATERIAIS E MÉTODOS 32
3.1 MATERIAL E ANÁLISE QUíMICA 32
3.2 SOLDAS ALUMINOTÉRMICAS 33
3.3 DILATOMETRIA 34
3.4 MACROGRAFIAS 35
3.5 DUREZA DA SEÇÃO 37
3.6 DUREZA DA ZAC 37
3.7 MICROGRAFIAS 38

4 RESULTADO 39
4.1 CÁLCULOS TERMODINÂMICOS 39
4.2 TEMPERATURAS CRíTICAS 41
4.3 MACROGRAFIA E DUREZA DA SEÇÃO 43
4.4 MACROGRAFIA E DUREZA DA ZAC 45
4.5 MICROESTRUTURA DA ZAC 52
4.6 ZAC SIMULADA 61

5 DISCUSSÃO 71

5.1 QUALIDADE DOS TRILHOS 71
5.2 TEMPERATURAS CRíTICAS 72
5.3 TRANSFORMAÇÕES NA ZAC 73
5.3.1 Macrografias e Durezas dos Trilhos Soldados 73
5.3.2 Microscopia dos Trilhos Soldados 74
5.3.3 Transformação do Eutetóide Divorciado 75
5.3.4 Formas de Abordar o Problema 79
5.4 DEFORMAÇÃO E ENCRUAMENTO 80
5.5 SOLDA ALUMINOTÉRMICA 81

6 CONCLUSÕES 82

Referências 84

1 INTRODUÇÃO

1.1 JUSTIFICATIVA

A indústria ferroviária possui enorme importância histórica e econômica. O Brasil, tendo sofrido um período de abandono, está retomando o crescimento do transporte sobre trilhos liderado, principalmente, pela demanda de escoamento de minérios, grãos e outras produções. Desta forma a malha ferroviária brasileira dedicada a aplicações pesadas cresce continuamente uma vez que a quantidade de vias no país ainda é considerada altamente deficitária. O volume e, principalmente, carga de produtos transportado pelas mineradoras no território nacional é alto e a pressão do mercado é para que haja sempre o aumento do peso transportado por eixo, o que minimizaria os custos de transporte aumentando, assim, o lucro das partes envolvidas. Tendo em vista os grandes montantes envolvidos nas operações das indústrias de mineração uma pequena redução do custo por viagem acarreta, em valores absolutos, em grande quantidade monetária (1, 2).

Os trilhos, sendo o componente principal das ferrovias, são alvo de constante pesquisa e melhoramento. A prática de soldagem dos trilhos, introduzida nos anos 70, evita problemas associados ao vãos e juntas presentes nas antigas ferrovias. A região do entorno da solda é, no entanto, ponto de ocorrência de vários defeitos e falhas. A substituição destes trilhos gera custo considerável para as operadoras de ferrovias, tanto na aquisição de novos trilhos, quanto pela parada temporária da linha de transporte. Como consequência, reduzir a ocorrência de falhas é um objetivo claro das mineradoras e transportadoras. Para tal, deve-se entender as alterações da região soldada e os motivos para os defeitos. O entendimento destas alterações, de aplicação altamente tecnológica, recai em questões básicas da ciência de materiais (3, 4).

Considerando-se estas questões, este trabalho procura entender os fenômenos básicos que ocorrem na zona afetada pelo calor (ZAC) de trilhos soldados à luz do conhecimento atual, explicando a sequência de reações que levam a seu aparecimento. Estudos posteriores que visem alterar ou evitar qualquer forma de defeito na zona soldada de trilhos perlíticos deve manter ciência das situações discutidas neste trabalho.

1.2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo analisar e caracterizar as soldas e zonas afetadas pelo calor de trilhos para aplicações pesadas, de microestrutura perlítica, submetidos a soldagem topo com centelhamento e soldagem aluminotérmica de forma a compreender as alterações microestruturais e de dureza de cada região.

Testar, então, a hipótese de formação da zona esferoidizada pela transformação do eutetóide divorciado por meio de ciclos simulados em dilatômetro de têmpera com diferentes composições de trilhos. Por fim comparar as estruturas obtidas pelos ciclos simulados com os casos reais, validando os experimentos e identificar os fenômenos atuantes da formação da zona esferoidizada da zona afetada pelo calor de trilhos perlíticos.

Os resultados de tal discussão tornarão possível a sugestão de métodos para se evitar a perda de dureza na zona afetada pelo calor embasando, assim, trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 INDÚSTRIA FERROVIÁRIA

O transporte sobre trilhos começou a se popularizar no século XVII para transporte de carvão em vagões puxados por animais sobre trilhos de madeira. A era das ferrovias, no entanto, só se inicia com o desenvolvimento da máquina a vapor (no século XIX) e dos trilhos e rodas de ferro e aço. Seja gerando caminhos, conectando mercados ou gerando demanda por aço e combustível, as estradas de ferro tiveram papel chave na industrialização dos séculos posteriores. A expansão da malha gerou empregos tanto na construção quanto na manutenção; cidades cresceram como centros de manutenção de ferrovias e a necessidade de pontes e túneis impulsionou a engenharia da época. Atualmente, embora sofra competição com outras formas de transporte, o transporte ferroviário ainda se mantém competitivo para longas distâncias e grande volume de cargas devido ao baixo custo de operação (5).

No Brasil, apesar das diversas tentativas anteriores, a primeira ferrovia só seria inaugurada em 1854, ligando Petrópolis ao porto de Mauá, por investimento quase que exclusivo do Barão de Mauá (6). As primeiras ferrovias implantadas no Brasil tinham como objetivo transportar as safras de café do interior dos estados do Rio de Janeiro e São Paulo para os portos, de onde eram exportadas. As regiões agroexportadoras, desta forma, desenvolveram sistemas ferroviários formando corredores de exportação enquanto que no sul se estabeleceu um sistema radial a fim de servir o mercado interno da pequena produção mercantil e os principais núcleos produtores (1).

A partir da década de 1930, no entanto, o setor nacional enfrentou uma fase de estagnação e na década de 1970 todo o sistema ferroviário brasileiro entrou em decadência devido à concorrência com o sistema rodoviário. Como consequência, no ano de 1995, deu-se início ao processo de desestatizações das ferrovias federais (RFFSA, Ferronorte, Norte-Sul e outras) e estaduais (Fepasa – Ferrovia Paulista S/A e Ferropar – Ferrovia Paraná S/A), concedidas à iniciativa privada gerando, assim, forte processo de reestruturação do setor ferroviário brasileiro, com destaque para a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), a Companhia Vale do Rio Doce (atual Vale) e o Grupo Garantia (2).

2.2 TRILHOS

O trilho é o componente principal da via permanente ferroviária constituindo a superfície de rolamento para as rodas dos veículos, servindo de guia e suportando os esforços. São vigas longas que devem possuir resistência ao desgaste, choques e ações mecânicas possuindo, assim, dureza, tenacidade e resistência à flexão, que são obtidos com o uso de aços. Inicialmente pensados como duplo T, o perfil dos trilhos migrou para o modelo "Vignole" (também conhecido como *Flat Bottom*) (6), idealizado pelo engenheiro inglês Charles Vignoles, composto por boleto, alma e patim, definido no Brasil pela norma ABNT NBR 7590 (7), dentre diversas outras normas internacionais, conforme apresentado na Figura 1.

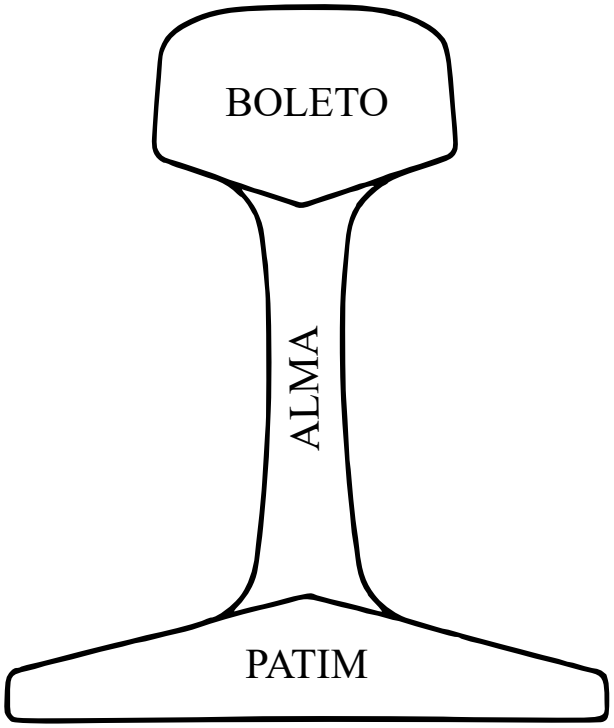

Figura 1 - Representação do perfil de trilho "Vignole" indicando a nomenclatura das regiões.

O boleto é a parte destinada ao apoio da roda ferroviária e possui perfil desenhado para se ajustar ao perfil desta última. A alma transmite os esforços do boleto ao patim e deve possuir resistência mecânica, principalmente à flexão, para suportar os esforços submetidos. O patim, sendo a base inferior do trilho, é largo para dar estabilidade ao conjunto, sofrendo forças laterais e de torção (produzidas pela do tração do trem); é através desse que o trilho é fixado nos dormentes, transmitindo os esforços

para a subestrutura (8).

Os trilhos para transporte de cargas são usualmente perlíticos, com carbono em torno de 0,7% C, uma vez que esta estrutura apresenta resistência ao desgaste consideravelmente superior ao de outras estruturas, como martensita revenida, possuindo, ainda, maior taxa de encruamento. A demanda por novos materiais, no entanto, é constante tendo a carga por eixo, particularmente na América do Norte e Austrália, dobrado entre 1985 e 2010 (3). De uma forma geral os trilhos perlíticos apresentam maior resistência tanto à abrasão quanto à fadiga de contato com rolamento (*Rolling Contact Fatigue*, RCF) com o aumento da dureza (9). Historicamente o aumento do teor de carbono, cromo e manganês era utilizado para obter aumento de dureza dos trilhos; essa abordagem, no entanto, limita a dureza máxima atingida em cerca de 350 HB, de forma que, a partir dos anos 90 o processo de tratamento térmico dos trilhos foi introduzido levando a dureza máxima a valores superiores a 400 HB (4).

Os trilhos, de acordo com a norma ASTM A1-00 (10), devem ser fornecidos como laminados, com tratamento de endurecimento de boleto (*on-line* ou *off-line*) ou completamente tratados, como acordado entre o fabricante e o comprador, além de diversas outras especificações de produção. As faixas de composição também são delimitadas pela mesma norma, como visto na Tabela 1.

Tabela 1 - Faixas de composição (em porcentagem mássica) para trilhos ferroviários estabelecidas em norma ASTM A1-00 (10).

Elemento	Peso Nominal (kg/m)		
	29,8 a 41,7	42,2 a 56,6	acima de 57
Carbono	0,55 a 0,68	0,70 a 0,80	0,74 a 0,84
Manganês	0,60 a 0,90	0,70 a 1,00	0,80 a 1,10*
Fósforo (max.)	0,040	0,035	0,035
Enxofre (max.)	0,050	0,040	0,040
Silício	0,10 a 0,50	0,10 a 0,50	0,10 a 0,50

*O valor máximo de manganês pode se estender a 1,25% para atender dureza Brinell especificada. Quando o valor exceder 1,10% o valor residual de liga deve ser de 0,25% níquel máximo; 0,25% cromo máximo; 0,10% molibdênio máximo; e 0,03% vanádio máximo.

Dentre as diversas classificações de trilhos destaca-se a definida pela *International Heavy Haul Association* (IHHA) mostrada na Tabela 2, muito difundido na

indústria. Embora a classificação faça referência somente à dureza a tabela inclui o processamento e formulação típicas dos trilhos para dada classe.

Tabela 2 - Classificação de trilhos definida pela IHHA (11).

Classificação	Característica	Dureza
Super Premium	Tratado termicamente (perlita ultra-fina)	HB$\geq$388; Rc$\geq$42
Premium	Microligado, perlítico, de grão fino	HB=341-388; Rc$\geq$36,5
Standard	Trilho de aço-carbono	HB>300-340; Rc$\geq$32

2.3 SOLDAGEM DE TRILHOS

A fim de eliminar problemas de impacto e ruido, bem como outros problemas relacionados ao vão entre trilhos ou junções por talas e parafusos, os trilhos atualmente são soldados, reduzindo os custos de manutenção da via. O processo é considerado de baixo custo e produz junções de alta qualidade, quando corretamente realizado. A região de solda tornou-se, portanto, importante fator a se considerar no custo de vida dos trilhos e a soldabilidade característica importante dos mesmos (4).

Seja para junção ou reparo, um trilho precisa ser soldável de tal forma que todo novo trilho desenvolvido deve passar por diversos testes de soldagem, atendendo a limites pré-estabelecidos. Os testes incluem ensaios de flexão, dureza e análise microestrutural e os limites diferem para as diferentes técnicas de soldagem. Idealmente a dureza no entorno da solda deve ser a mesma do material base, no entanto, perdas de dureza nos limites da zona afetada pelo calor (ZAC) não podem ser evitadas. Independentemente da classe do trilho a dureza da região dita esferoidizada atinge cerca de 300 HB. O processo, no entanto, pode ser ajustado a fim de reduzir a extensão desta região, permitindo que o trilho resfrie-se mais rapidamente após a soldagem, por exemplo. Se o resfriamento for muito acelerado, no entanto, corre-se o risco de formar martensita frágil (4).

Os tipos mais comum de soldas para trilhos são a solda elétrica topo com centelhamento (*flash butt-welding*) e a soldagem aluminotérmica (também conhecida como *thermite*). O primeiro é um processo semi-automatizado sendo geralmente aplicado em estaleiros para a união de trilhos novos, embora hajam equipamentos móveis.

O segundo é um processo predominantemente manual e é geralmente aplicado para soldagem em campo e de manutenção.

Trilhos especiais e de cabeça endurecida requerem atenção especial durante o resfriamento; ao mesmo tempo que não devem ser resfriados muito rapidamente após a soldagem a fim de evitar a formação de regiões martensíticas frágeis, necessitam de resfriamento acelerado a fim de manter a dureza do conjunto em valores adequados, o que pode ser atingido aplicando-se jatos de ar à superfície do boleto (12).

2.3.1 Soldagem Aluminotérmica

A soldagem aluminotérmica é um processo de soldagem por fusão que se aproveita da reação de oxi-redução entre alumínio metálico e óxido de ferro, que convertem-se em alumina e ferro metálico. O processo se inicia com o alinhamento dos trilhos e instalação do molde no vão (de cerca de 20 a 25 mm). Os trilhos são então pré-aquecidos até temperaturas próximas a 1000 °C utilizando-se maçaricos, a reação é iniciada por meio de um pavio (ou outra fonte calor). O calor da reação exotérmica, que se dá em um cadinho, funde a mistura em pó (que inclui ferro-liga e outros aditivos que não participam da reação) levando o banho a altas temperaturas (cerca de 2500 °C). O banho é vazado no molde após alguns segundos de reação, preenchendo o vão. A temperatura do banho é suficiente para fundir parcialmente os trilhos gerando a solda ao solidificar-se. Por fim o molde é retirado e a solda é esmerilhada. A qualidade da solda, neste caso, é altamente dependente das habilidades do soldador e condições de soldagem, o que, muitas vezes, é negligenciado (4, 12, 13).

As soldas aluminotérmicas podem desenvolver defeitos decorrentes de penetração incompleta, falta de fusão dos trilhos, aprisionamento de escória, rechupe ou descontinuidades. Grande parte destes problemas se originam em inadequações no alinhamento, pré-aquecimento ou uso de mistura inadequada (13).

2.3.2 Soldagem Topo com Centelhamento

A soldagem topo com centelhamento (*flash butt-welding*) é uma das formas mais empregadas de soldagem de trilhos. O processo é mais robusto que o ante-

rior e produz soldas confiáveis, tipicamente realizada em estaleiros, embora existam opções recentes para uso em campo. O processo consiste na passagem de corrente elétrica entre dois trilhos (com fechamento de arco elétrico no espaço entre os trilho, produzindo o centelhamento), o que aquece a região a temperaturas próximas á fusão quando os trilhos são caldeados pela aplicação de pressão (13, 14).

O processo inicia-se com a etapa de pré-aquecimento onde as faces sofrem curto-circuito e há a passagem de grande densidade de corrente, aquecendo o conjunto. Na etapa de centelhamento é aplicada tensão entre os trilhos que se aproximam com velocidade determinada formando descargas elétricas entre as faces dos trilhos, que são repetidas um número controlado de vezes. Estas descargas aquecem e limpam as superfícies dos trilhos até que as faces atinjam temperatura de fusão. O metal fundido e óxidos são expulsos por forças eletromagnéticas. Quando as faces estão completamente fundidas há a etapa de caldeamento, na qual uma força é aplicada unindo as duas faces dos trilhos. O metal fundido e óxidos restantes são, então, expulsos pela força aplicada que gera deformação plástica das extremidades dos trilhos. Por fim uma ferramenta remove as rebarbas geradas pelo processo. Em algumas situações a etapa de pré-aquecimento é substituída por etapas de centelhamento sem fusão (14, 15).

É importante que os trilhos possuam dimensões similares e que as faces recebam uma limpeza inicial para evitar inclusões no interior da solda. O processo é considerado superior à solda aluminotérmica por eliminar os defeitos de solidificação como porosidades, inclusões e falta de fusão (13). No entanto este deve ser ajustado para as diversas classes de trilhos, uma vez que quanto maior o carbono equivalente do trilho menor deve ser a taxa de resfriamento do trilho pós soldagem a fim de evitar a formação martensítica. A melhor forma de controlar o resfriamento final é o controle do calor introduzido durante a soldagem. Estudos mostraram que a taxa de resfriamento pode ser facilmente controlada com uso de pulsos elétricos pré e pós soldagem (4).

2.3.3 Alterações na Zona Afetada pelo Calor

As regiões no entorno das soldas sofrem alterações microestruturais claras; como exemplo, para a solda FBW, observam-se facilmente as regiões em ataque

macrográfico (Figura 2). Há seis regiões distintas simétricas com relação à linha central mais clara. A linha central possui dureza reduzida por apresentar formação de ferrita pró-eutetóide (Figura 3) decorrente de descarbonetação da região. Próxima à linha de ligação não há grande perda de dureza e a microestrutura encontrada é perlítica (Figura 4-A), a região de menor dureza apresenta grande esferoidização (Figura 4-C) e a região intermediária apresenta carbonetos parcialmente deteriorados com cementita em contorno de grão (Figura 4-B). O material base (Figura 4-D), por sua vez, possui microestrutura perlítica (4, 16, 17).

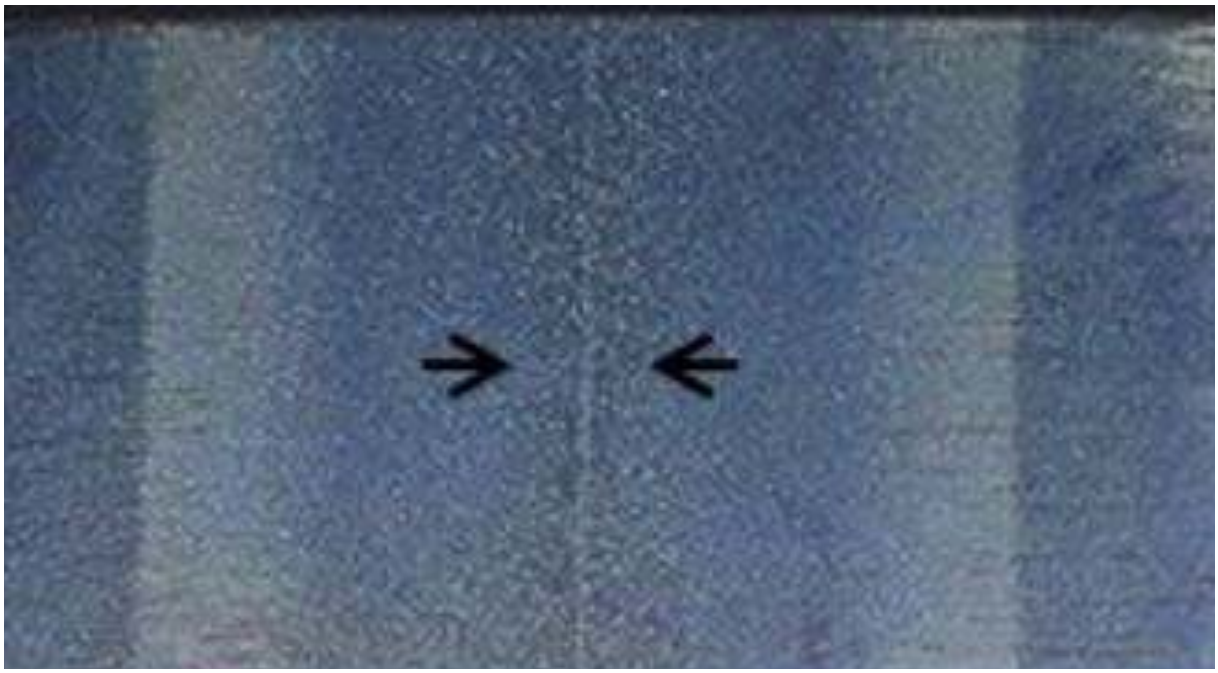

Figura 2 - Macrografia da região do boleto de solda FBW atacada com reativo de iodo, adaptada de (16).

A estrutura esferoidizada deve ser evitada e reduzida uma vez que, além da perda de resistência mecânica, esta estrutura possui resistência ao desgaste muito inferior à estrutura perlítica (18).

Em alguns casos um processo pós-soldagem pode ser aplicado para recuperar a dureza de certas regiões, especialmente a zona fundida de soldas aluminotérmicas. A macroestrutura resultando de tratamento pós-soldagem não especificado pode ser visto na Figura 5, cujo o objetivo é recuperar a dureza da zona fundida de solda aluminotérmica. Em outro exemplo de tratamento uma porção de mistura aluminotérmica é aplicada na superfície do boleto após a solda. O calor gerado pela reação re-austenitiza a região recuperando a dureza perdida e reformando a ZAC em outra

Figura 3 - Linha central de solda FBW indicada em microscopia ótica com formação de ferrita pró-eutetóide, adaptada de (16).

posição. A largura da nova zona afetada é reduzida uma vez que este processo é mais rápido. A solda resultante é menos suscetível a defeitos como o canoamento (4). Outra solução gira em torno de modificar a composição da mistura aluminotérmica de modo a produzir uma zona fundida com dureza comparável à do trilho, bruta de fusão, sem a necessidade de pós-tratamento (3).

2.4 ESFEROIDIZAÇÃO

Classicamente, o processo denominado recozimento de esferoidização, ou simplesmente esferoidização, utiliza tratamentos sub-críticos (i.e., abaixo da temperatura A_1) nos quais há movimentação das interfaces das fases sólidas e crescimento difusional. A força motriz pra esse processo é diminuição de energia de interface; em

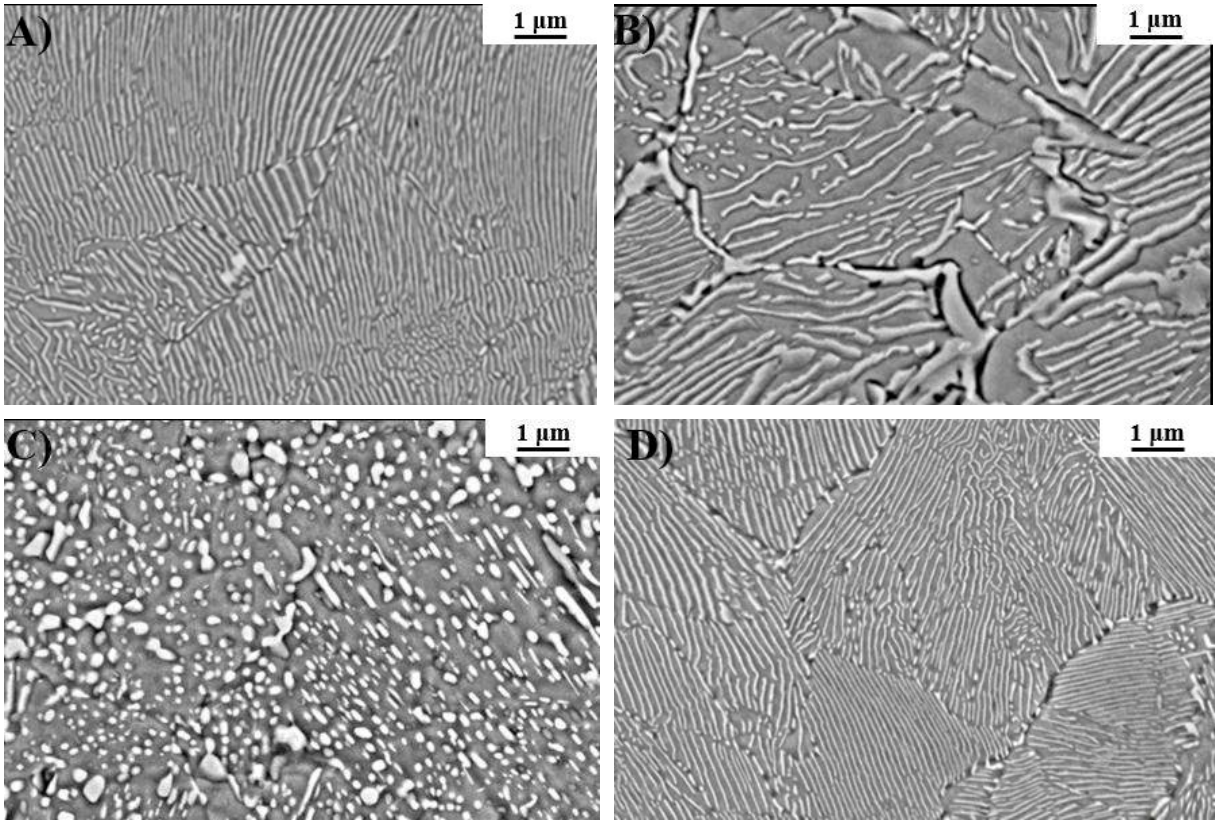

Figura 4 - Microscopia eletrônica de varredura de solda FBW na A) região austenitizada B) região intermediária C) região de menor dureza e D) material base (17).

outras palavras, a perlita perde sua estrutura lamelar de forma a reduzir a área de interface e, assim, reduzir a energia livre associada. Em uma segunda etapa do mesmo tratamento as partículas maiores tendem a crescer em detrimento das menores por difusão de carbono pela matriz (20, 21).

Embora a microestrutura de partida possa ser martensítica ou bainítica, nas quais a esferoidização ocorre com maior facilidade, a estrutura de partida para o tratamento com esta denominação é usualmente perlítica (20).

A estrutura esferoidizada é, muitas vezes, objetivada por fornecer melhor conformabilidade e usinabilidade que as estruturas perlíticas. A dispersão de carbonetos esféricos dispersos em matriz ferrítica possui mais baixa dureza uma vez que a matriz ferrita contínua oferece baixa resistência à deformação (20).

Esse processo, no entanto, é lento podendo levar centenas de horas (20) e, portanto, não explica a esferoidização observada na soldagem de trilhos uma vez que os processos (especialmente FBW, que demora, usualmente 1,5 a 4 min (15)) não expõem a ZAC a altas temperaturas por tempo suficiente; mesmo todo o processo

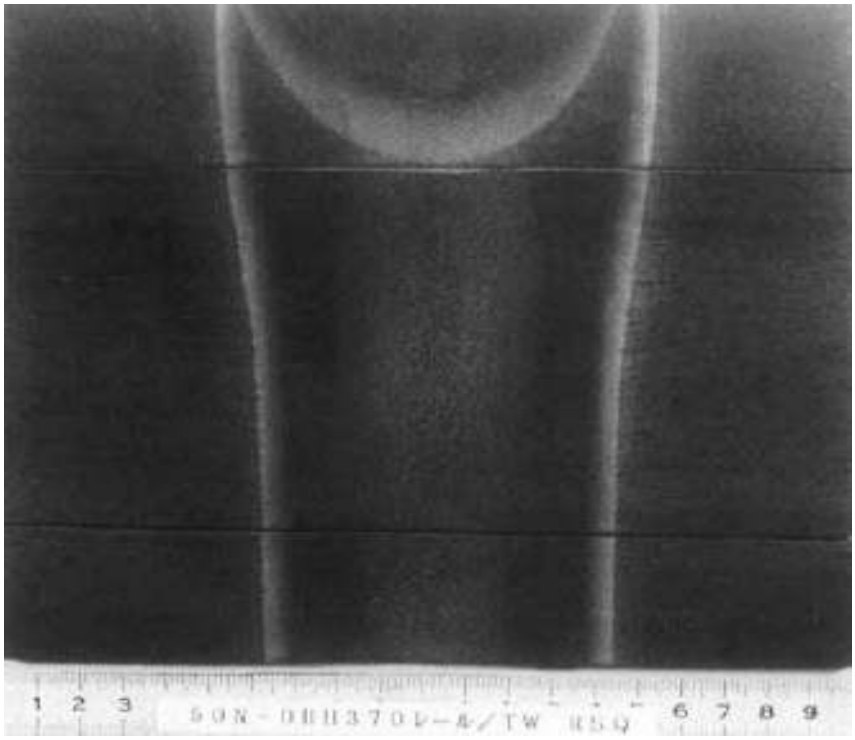

Figura 5 - Macroestrutura de corte longitudinal de trilho soldado por aluminotermia tendo sofrido tratamento pós-soldagem a fim de recuperar a dureza da zona fundida (19).

aluminotérmico não excede 30 min (14).

Ainda, a adição de elementos de ligas (como silício e manganês) tende a aumentar o tempo necessário para completa esferoidização, que também depende do espaçamento interlamelar da perlita, como visto na Figura 6 (20).

2.4.1 Transformação do Eutetóide Divorciado

Desde os anos 40 (23) a possibilidade de induzir esferoidização em aços utilizando tratamentos ligeiramente acima da temperatura crítica é conhecida. Nos anos 80 ficou claro (24) que a precipitação e crescimento poderia ocorrer sem um novo evento de nucleação, in-situ, sobre carbonetos não dissolvidos contidos na matriz.

Foi demonstrado que se um aço for austenitizado quase completamente, deixando aproximadamente 4% de partículas de cementita, durante o resfriamento subsequente a cementita restante atuará como núcleo para a formação da cementita eutetóide, que tende a crescer por uma transformação eutetóide absorvendo carbono rejeitado pela ferrita em formação. A microestrutura resultante consiste de cementita

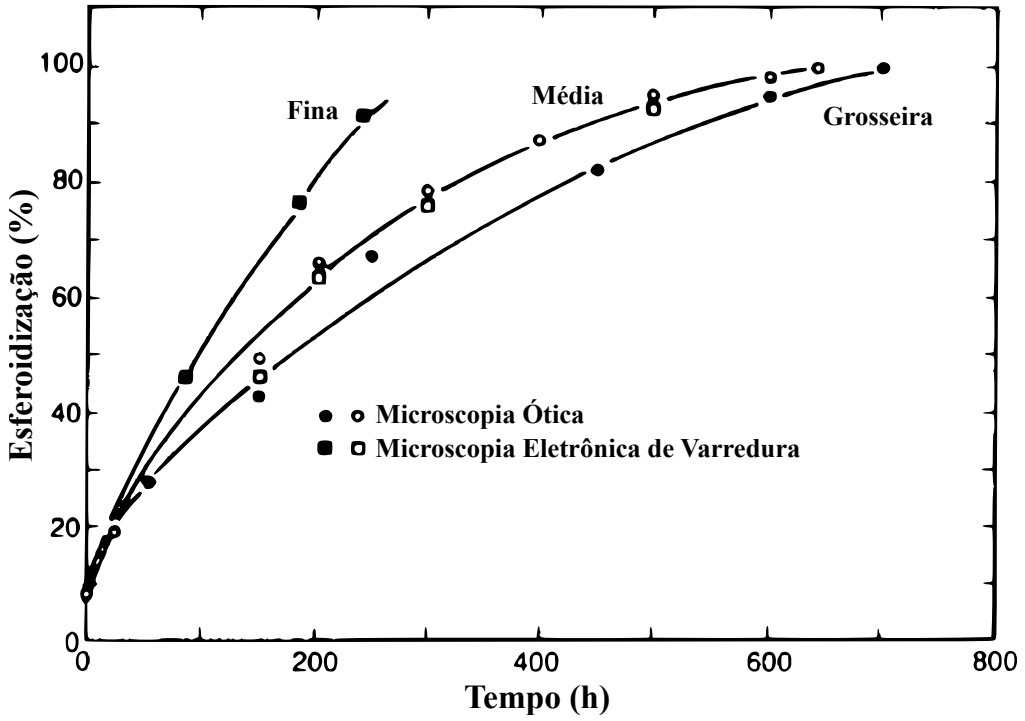

Figura 6 - Esferoidização em função do tempo de tratamento a 700 °C para perlita fina, média e grosseira, em aço contendo 0,74 % de carbono (22).

esferoidizada em uma matriz ferrítica; esta transformação é conhecida como transformação do eutetóide divorciado (*Divorced Eutectoid Transformation*, ou DET, em inglês), uma vez que as fases não crescem cooperativamente como na transformação perlítica, que é uma transformação acoplada. A Figura 7 mostra esquematicamente os dois tipos de morfologias de eutetóide, clássica (a) e divorciada (b) (25).

Apesar da grande importância industrial do eutetóide divorciado há falta de informações sobre o fenômenos em revisões e livros texto, como já criticado por Verhoeven e Gibson (25).

Tratamentos similares, também conhecidos desde os anos 80, aplicam ciclos térmicos curtos de aquecimento acima da temperatura de dissolução da cementita (A_{cm}) e resfriamento antes da completa dissolução por vários ciclos (26).

A formação do eutetóide divorciado também é afetado por outros fatores tais como a temperatura de austenitização e o super-resfriamento com relação à temperatura eutetóide. As Figuras 8-a e b mostram, apesar das condições de tratamento serem confusas, que o aumento do super-resfriamento favorece a formação do eutetóide acoplado. Enquanto que as Figuras 8-c e d (ou Figuras 8-b e d mostram que o

aumento da temperatura de austenitização diminui a taxa de esferoidização, uma vez que a quantidade de carbonetos presentes na matriz austenítica é menor (27).

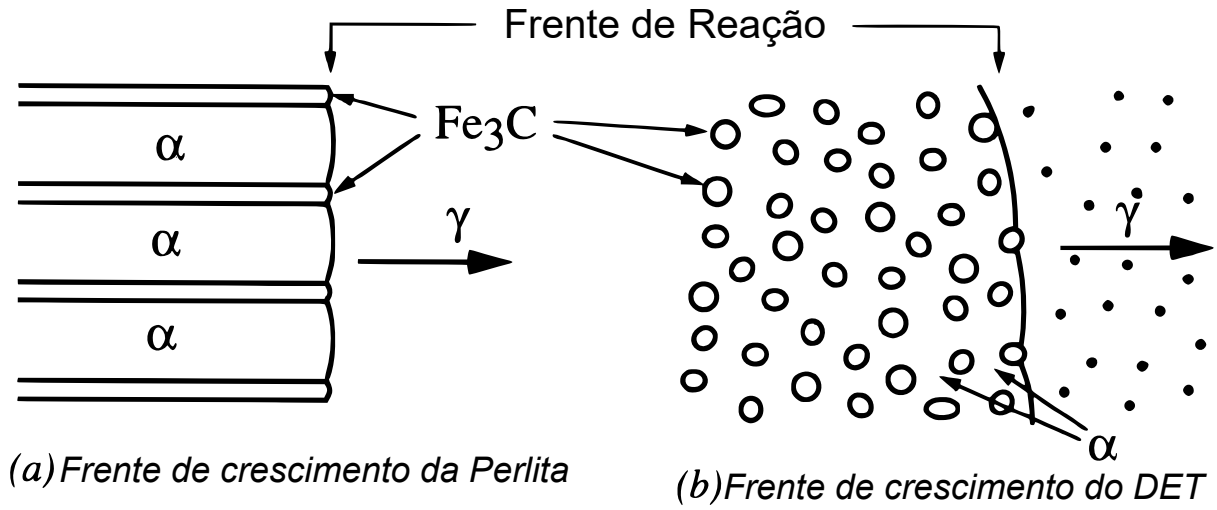

Figura 7 - Esquema da formação de a) Eutetóide clássico e b) Eutetóide divorciado, adaptado de (25).

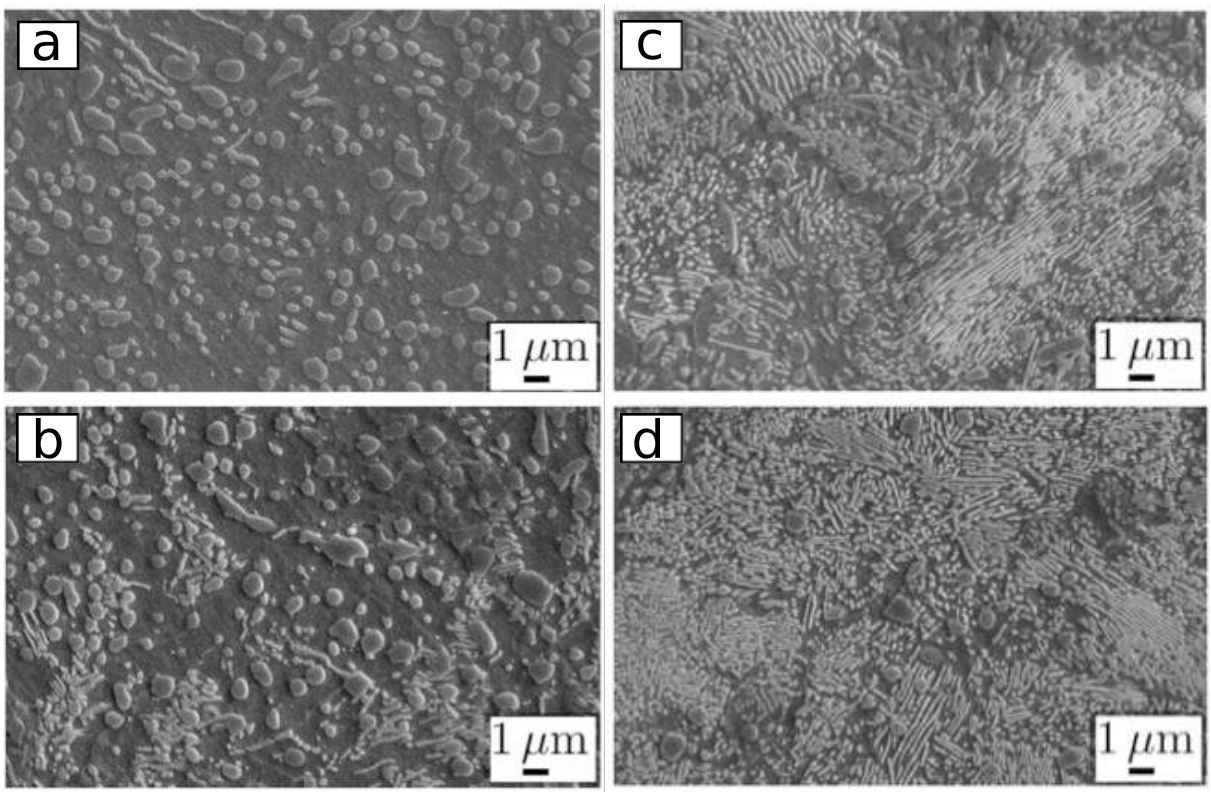

Figura 8 - Microscopia eletrônica de varredura de amostra a) austenitizada a 800 °C e mantida a 710 °C, b) austenitizada a 777 °C e mantida a 660 °C c) austenitizada a 850 °C e mantida a 685 °C e d) austenitizada a 830 °C e mantida a 660 °C, adaptada de (27).

2.4.1.1 Efeito de Elementos de Liga

Como o fenômeno do eutetóide divorciado é diretamente relacionado à estabilidade dos carbonetos, elementos de liga que dissolvem na cementita ou fortes formadores de carbonetos (tais como cromo e, em menor grau, o manganês) reduzem a cinética de dissolução da cementita facilitando o processo de esferoidização (24, 28, 29). Adições de cromo tendem a aumentar a faixa de temperaturas na qual o eutetóide divorciado se forma no resfriamento (30) e retardar a formação da perlita lamelar tornando possível a formação do eutetóide divorciado para maiores super-resfriamentos (27).

A quantidade de carbono apresenta influência direta na formação do eutetóide divorciado. O aumento do teor de carbono, acima da composição eutetóide, aumenta a faixa de estabilidade termodinâmica do carboneto em matriz austenítica (região intercrítica), por tal motivo o tratamento de esferoidização por DET é comumente utilizado para aços hipereutetóides. No entanto a formação é possível para aços hipoeutetóides, como discutido por Honda e Saito (31). A Figura 9 mostra as estruturas previstas de acordo com a temperatura de austenitização indicando, não somente a formação de esferoidização para composições de médio carbono, como o aumento da faixa de temperaturas para esferoidização com o aumento do teor de carbono, bem como a existência de uma faixa de temperaturas de microestrutura final mista.

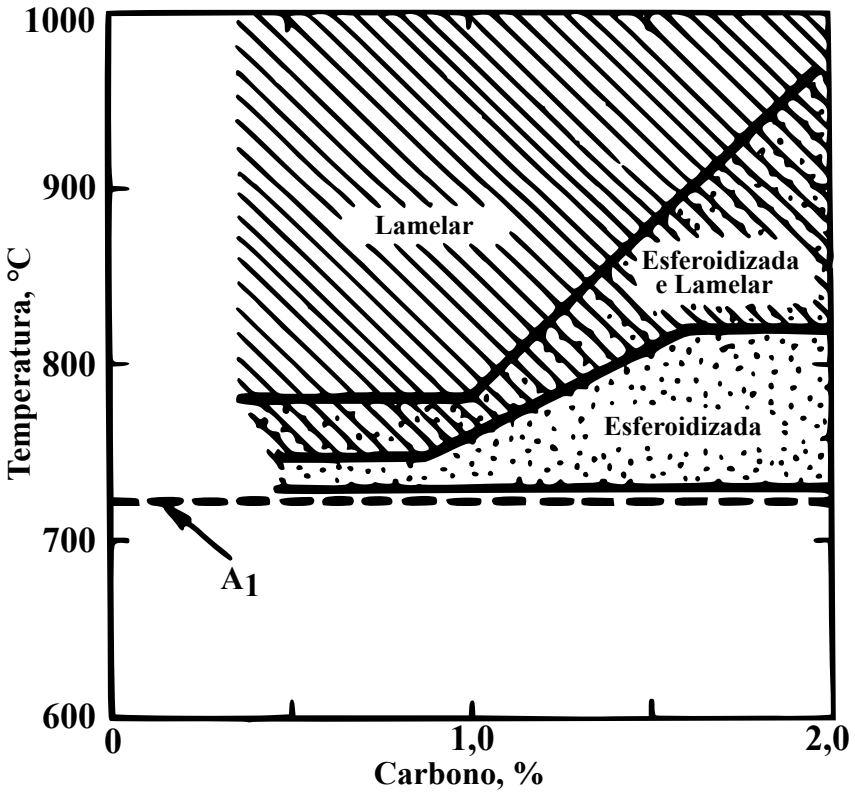

Figura 9 - Estrutura formada a depender da temperatura de austenitização e composição de carbono do aço, exibindo regiões de microestrutura lamelar, completa esferoidização e esferoidização parcial, adaptado de (31).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL E ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas foram realizadas em seções quadradas de cerca de 400 mm^2 retiradas do patim dos trilhos, próximas à alma, como visto na Figura 10, analisadas em espectrômetro de emissão ótica "ARLW".

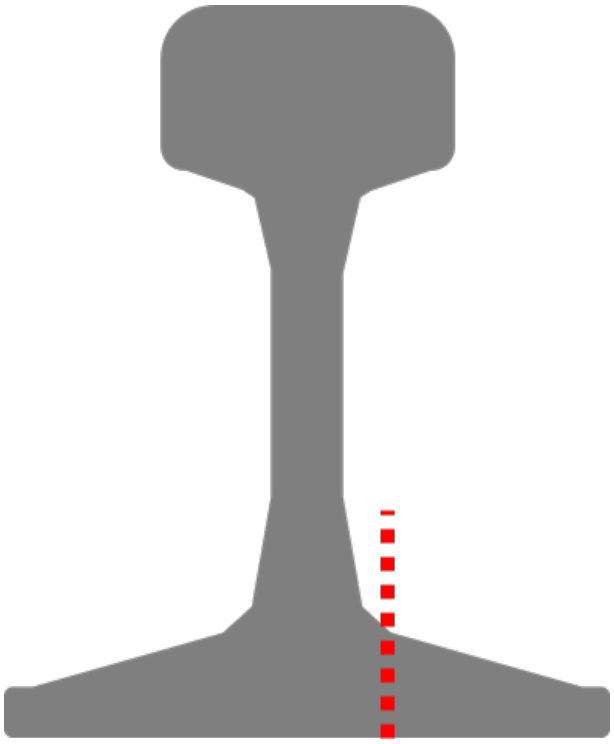

Figura 10 - Representação do perfil do trilho indicando a região de remoção da fatia para análise química do material.

Os trilhos foram denominados Tn 1, Tn 2, Tn 3, Tn 4 e Tu 1 e suas composições são apresentadas na Tabela 3. Os trilhos novos "Tn" foram ordenados de acordo com a composição em carbono para facilitar a interpretação e o trilho denominado "Tu 1" foi retirado da linha férrea e, portanto, possui desgaste de uso. Os trilhos Tn 1 e Tn 2, nominalmente iguais, estavam unidos por solda topo com centelhamento. A variação entre estes pode ser atribuída a diferença de corrida, posição de retirada de amostra e imprecisão de medida. O trilho Tu 1 também possuía solda topo com centelhamento entre trilho nominalmente igual.

Para determinação das temperaturas críticas (dos aços utilizados para a simu-

lação da ZAC, Tn 1, Tn 3 e Tn 4) utilizou-se inicialmente o software Thermo-Calc® (fazendo uso do banco de dados TCFE) para prever, por cálculos termodinâmicos, as fases em equilíbrio para dada temperatura e composição. Decidiu-se por utilizar isopletas Fe-C (fixando-se os outros elementos) como representação gráfica pela familiaridade de visualização.

Tabela 3 - Composição química (em porcentagem mássica) dos trilhos utilizados.

Tn 1	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni
	0,770	1,02	0,220	0,230	0,010	0,017	0,015
Tn 2	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni
	0,790	0,990	0,240	0,222	0,006	0,019	0,014
Tn 3	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni
	0,810	0,960	0,290	0,240	0,011	0,012	0,011
Tn 4	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni
	0,922	1,27	0,224	0,270	0,014	0,018	0,067
Tu 1	C	Mn	Si	Cr	S	P	Ni
	0,750	1,03	0,220	0,200	0,005	0,019	0,005

3.2 SOLDAS ALUMINOTÉRMICAS

As soldas aluminotérmicas analisadas são parte integrante de outros trabalhos (32). As condições seguiram a matriz de experimentos apresentada na Tabela 4, variando-se tempo de pré-aquecimento, vão entre-trilhos e composição dos trilhos, sendo C1 correspondente a valores de carbono equivalente (de acordo com a *American Welding Society*) menores que 1% e C2 maiores que 1,2%, possuindo uma réplica para cada condição. Para este trabalho foram utilizadas somente as condições EX1 C2, EX2 C5, EX3 C3, EX6 C8, EX9 C1, EX12 C6, EX14 C7 e EX15 C4. Perfis de dureza foram realizados somente para as condições EX1 C2, EX3 C3, EX14 C7 e EX15 C4.

Tabela 4 - Condições de soldagem dos diversos experimentos aluminotérmicos utilizados no trabalho (32, 33)

Experimento	Condição	Tempo de Pré-aquecimento	Vão Entre-trilhos	Carbono Equivalente
1	2	7 min	23 mm	C1
2	5	5 min	23 mm	C2
3	3	5 min	27 mm	C1
4	8	7 min	27 mm	C2
5	3	5 min	27 mm	C1
6	8	7 min	27 mm	C2
7	2	7 min	23 mm	C1
8	5	5 min	23 mm	C2
9	1	5 min	23 mm	C1
10	7	5 min	27 mm	C2
11	4	7 min	27 mm	C1
12	6	7 min	23 mm	C2
13	1	5 min	23 mm	C1
14	7	5 min	27 mm	C2
15	4	7 min	27 mm	C1
16	6	7 min	23 mm	C2

3.3 DILATOMETRIA

Todos os ensaios dilatométricos foram realizados em dilatômetro de têmpera Bähr DIL 805L, de aquecimento por indução. Todas as amostras foram retiradas por eletroerosão a fio, do material base (não afetado), de regiões do boleto que apresentaram dureza próxima do máximo detectado na amostra de forma a garantir estrutura de partida semelhante (perlitas com espaçamento interlamelar semelhantes) entre os diferentes ensaios. A geometria dos corpos de prova é cilíndrica com 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento. A altura do corpo de prova segue o sentido de laminação do trilho. As amostras tiveram a superfície levemente lixada antes da realização dos tratamentos de forma a reduzir qualquer alteração deixada pelo processo

de eletroerosão e garantir a qualidade da solda do termopar (fator crítico para a boa aquisição das medidas de temperatura).

As temperaturas críticas, inicialmente previstas por simulação termodinâmica, foram verificadas por uso de dilatometria, sob vácuo, com taxas de aquecimento de 10 °C s^{-1} até 650 °C e de 1 °C min^{-1} até 850 °C.

Os tratamentos de ciclos térmicos simulados foram novamente realizados em dilatômetro de têmpera Bähr DIL 805L, de aquecimento por indução, sob vácuo nas etapas de aquecimento e patamar isotérmico e resfriado com fluxo de hélio ou com auxílio de indução quando a taxa de resfriamento alvo for menor que a propiciada pela perda por radiação sob vácuo para a dada geometria ($\Delta t_{8/5}$ aproximadamente 60 s).

Para simulação das estruturas encontradas na ZAC as amostras de dilatometria foram aquecidas a uma taxa de 10 °C s^{-1} até temperaturas entre as temperaturas críticas obtidas (717, 727, 730, 732, 734, 736, 738, 741, 751 e 800 °C) e mantidas à temperatura por 1 min. O resfriamento objetivou reproduzir taxas reais do processo FBW, com preocupação especial à faixa de temperatura entre 800 e 500 °C (taxa usualmente utilizada em processos de soldagem), $\Delta t_{8/5}$ de 200 s, como verificado em literatura (14, 15, 17, 34), equivalente a uma rampa de resfriamento de 1,5 °C s^{-1}. As estruturas foram então comparadas com a estrutura original quanto a esferoidização e dureza.

A esferoidização foi quantificada utilizando-se imagens de microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários em aumentos de 5000x. A identificação das regiões esferoidizadas foi realizada pelo usuário e a quantificação feita com auxílio do software ImageJ. A medida de dureza representa uma média de sete valores de dureza Vickers utilizando carga de 3 kg.

Uma amostra do trilho Tn 1, ainda, foi tratada a 732 °C por 1 min e temperada com fluxo de hélio a uma taxa de 200 °C s^{-1} a fim de determinar a estrutura de alta temperatura para a condição.

3.4 MACROGRAFIAS

A macrografia do trilho Tn 1 foi realizada em corte transversal com superfície retificadas e levemente lixada. A superfície foi imersa em reativo de Iodo (Tabela 5),

até que a superfície se tornasse totalmente escurecida e opaca, e posteriormente levemente polida com solução de diamante 9 µm.

Tabela 5 - Formulação para preparação de reativo de iodo.

Reativo de Iodo	
10 g	Iodo sublimado
20 g	Iodeto de Potássio
100 g	Água

A macrografia da zona afetada pelo calor das soldas topo com centelhamento foi realizada em fatia longitudinal do boleto do trilho, como visto na Figura 11, com a superfície retificada e atacada com nital 2% por vários minutos. As fatias de solda aluminotérmica foram retiradas da mesma forma, no entanto, por serem maiores, foram cortadas ao meio (centro da solda) e somente uma das metades foi analisada. Supõe-se que, por simetria, o outro lado apresente características equivalentes. As soldas aluminotérmicas foram atacadas com nital 2% ou reativo de iodo. O procedimento para o uso do reativo de iodo foi o mesmo adotado para a seção transversal do trilho.

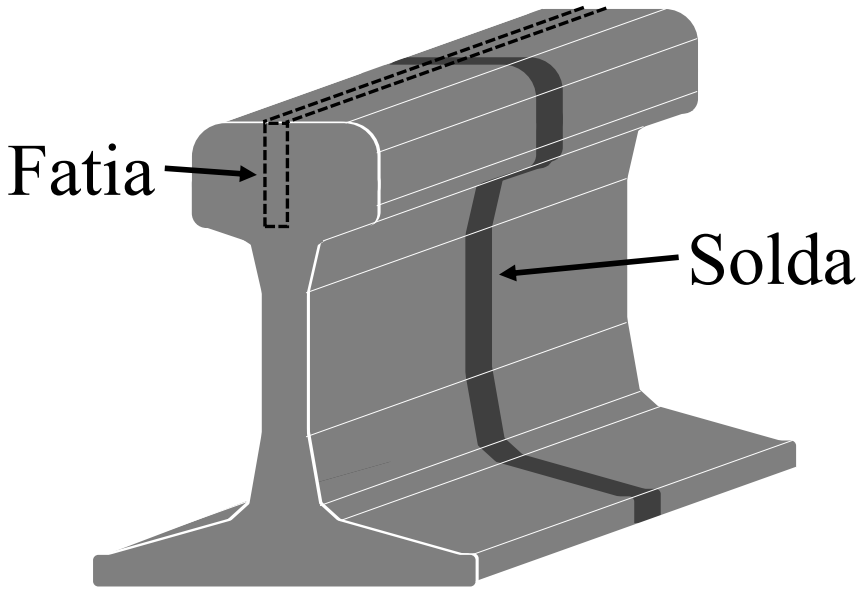

Figura 11 - Representação da localização da fatia retirada dos trilhos soldados para caracterização.

3.5 DUREZA DA SEÇÃO

O mapa de dureza foi feito em um corte transversal do trilho Tn 1 com superfície retificada, utilizando dureza Rockwell C com pontos espaçados de 14 mm entre si na alma e patim e uma malha com concentração dobrada, cuja distância mínima é de 10 mm, no boleto, como visto na Figura 12.

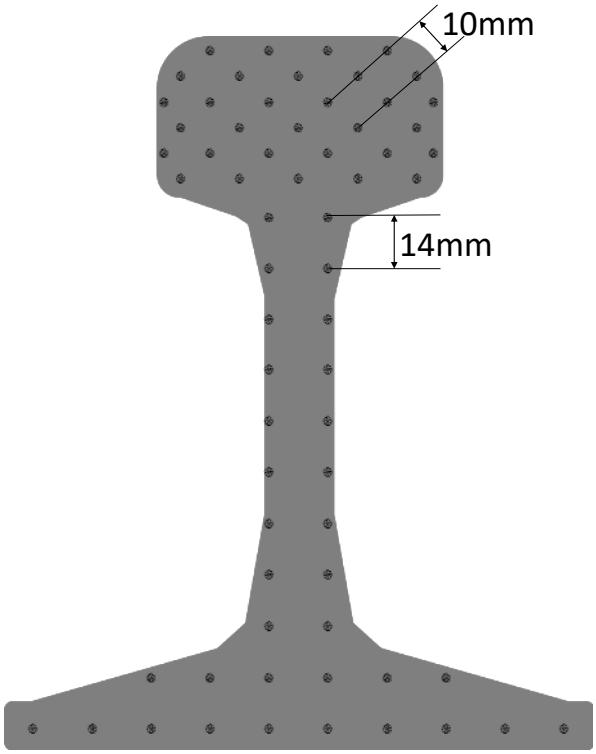

Figura 12 - Representação da malha de pontos utilizados para construir o perfil de dureza do trilho Tn 1.

3.6 DUREZA DA ZAC

Os perfis de dureza foram realizados nas mesmas amostras de imagens macrográficas: fatias longitudinais retiradas do centro do boleto, com superfície retificada e polida. O perfil de dureza da solda topo com centelhamento de Tn 1 e Tn 2 foi realizado utilizando dureza Vickers com 3 kg de carga a 2 mm da superfície com espaçamento de 1 mm entre as medidas, num total de 51 medidas (50 mm entre o primeiro e último ponto).

Os perfis de dureza das amostras de solda aluminotérmica foram realizados

utilizando-se dureza Rockwell C a 2, 10 e 20 mm da superfície, espaçadas de 5 mm entre si, sendo o último ponto espaçado de, pelo menos, 80 mm do primeiro ponto.

O mapa de dureza da amostra Tu 1 (solda topo com centelhamento desgastada) foi realizado utilizando-se o equipamento de dureza automático Emco-Test DuraScan configurado para realizar medidas de dureza Vickers com carga de 3 kg, com pontos espaçados de 0,375 mm formando uma grade quadrada de cerca de 8000 pontos (devido a exclusões de pontos onde a amostra apresentava perda de material decorrente do processo de desgaste original) cobrindo uma área de 45x25 mm, sendo a distância maior a direção longitudinal e a distância menor a altura a partir da superfície do boleto.

3.7 MICROGRAFIAS

Para a obtenção de imagens metalográficas todas as amostras foram lixadas (lixas 80, 100, 180, 220, 320, 400 e 600 #), polidas com solução de diamante (9, 6, 3, 1 μm^2) e polimento final com sílica coloidal; atacadas com nital 2% e observadas em microscópio ótico Olympus, microscópios eletrônicos de varredura Philips XL-30 (PMT-USP) e JEOL/EO (PME-USP) e microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (MEV-FEG) FEI Inspect F50 (PMT-USP). Toda as imagens de microscopia eletrônica foram feitas utilizando-se elétrons secundários.

4 RESULTADO

4.1 CÁLCULOS TERMODINÂMICOS

Utilizando a composição obtida por espectrometria, com o uso do software Thermo-Calc® (banco de dados TCFE), isopletas Fe-C foram simuladas fixando-se a composição dos outros elementos para os aços Tn 1, Tn 3 e Tn 4, utilizados nos tratamentos posteriores. Os cortes podem ser vistos nas Figuras 13, 14 e 15, respectivamente.

Nota-se que todos os aços possuem composição prevista como hipereutetóide. Os cálculos também prevêm que todos os aços, Tn 1, Tn 3 e Tn 4, apresentam uma faixa de temperatura eutetóide aproximadamente entre 715 °C e 725 °C, 715 °C e 725 °C e 710 °C e 720 °C, respectivamente, e uma região intercrítica estendendo-se até aproximadamente 755 °C, 770 °C e 810 °C.

Da mesma forma o aço Tu 1 também é previsto com composição hipereutetóide (Figura 16), com faixa de eutetóide entre 710 °C e 720 °C e região intercrítica até 745 °C.

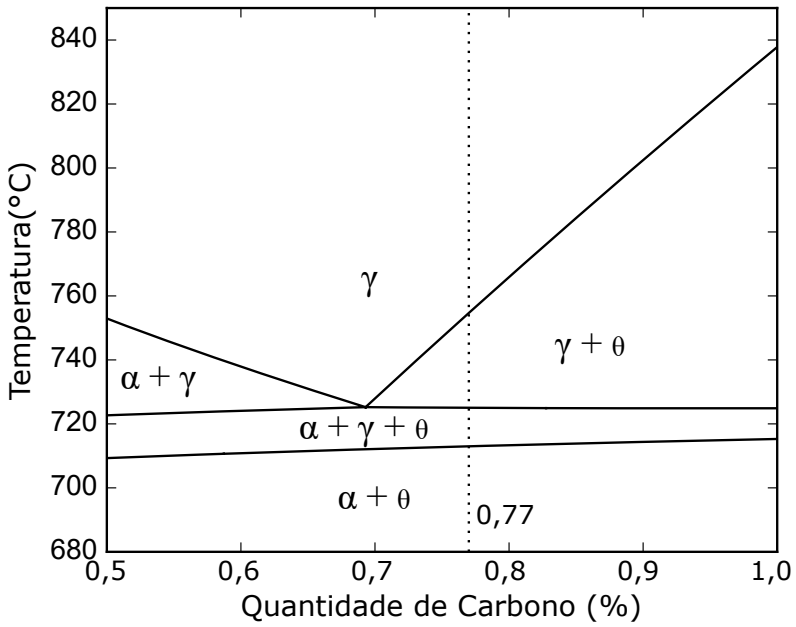

Figura 13 - Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 1, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ).

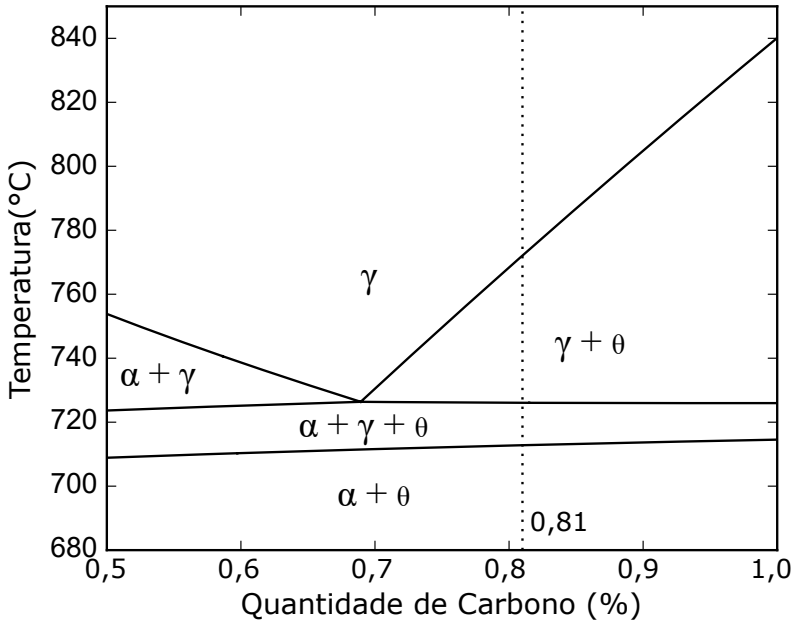

Figura 14 - Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 3, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ).

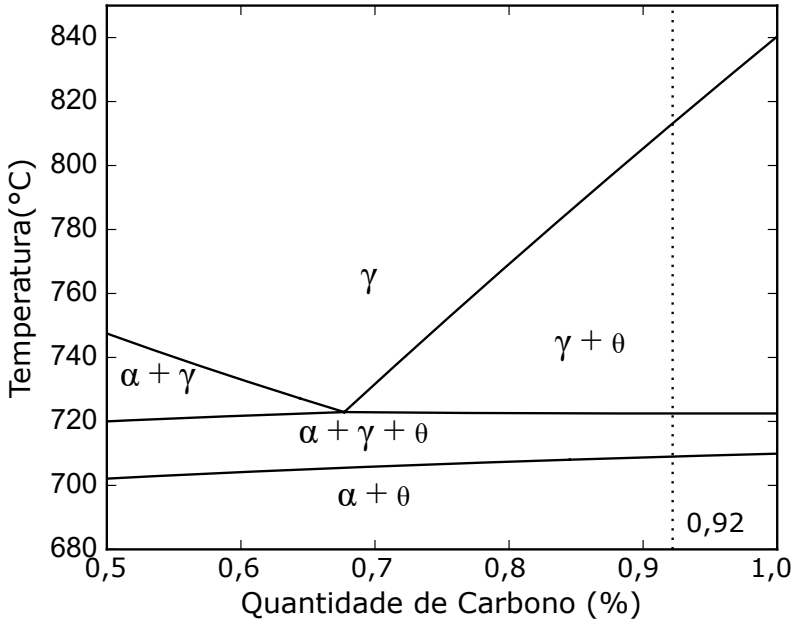

Figura 15 - Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tn 4, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ).

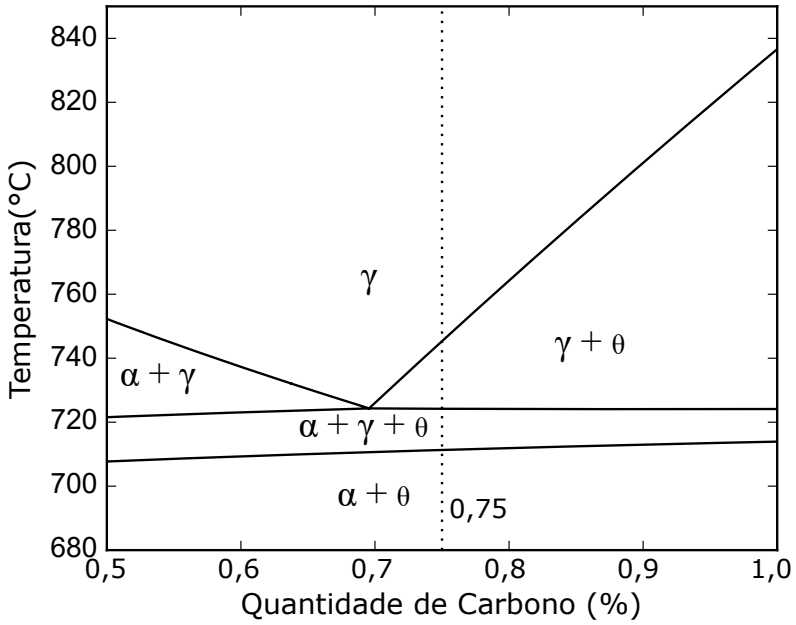

Figura 16 - Corte isopleta prevista para a composição de trilho Tu 1, indicando a composição de carbono, apresentando regiões de equilíbrio entre ferrita (α), austenita (γ) e cementita (θ).

4.2 TEMPERATURAS CRÍTICAS

As temperaturas críticas foram determinadas por dilatometria para os aços Tn 1 (Figura 17), Tn 3 (Figura 18) e Tn 4 (Figura 19). Os aços apresentaram contração bem pronunciada entre 728 °C e 740 °C, 723 °C e 735 °C e entre 725 °C e 733 °C, respectivamente. Este primeiro comportamento é associado à faixa do eutetóide. Em temperaturas mais elevadas observamos comportamento linear associado à expansão térmica da austenita; entre estes comportamentos, no entanto, observa-se um comportamento não linear associado à dissolução da cementita, gerando expansão do corpo de prova (35), o ponto onde há a transição para o comportamento linear marca o fim de tal dissolução e, portanto, a temperatura A_{cm} experimental para a dada taxa de aquecimento. Esta temperatura é de certa de 775 °C, 800 °C e 860 °C para os trilhos Tn 1, Tn 3 e Tn 4, respectivamente.

A fim de comprovar que todos os aços possuam composição hipereutetóide uma amostra do aço Tn 1 (sendo o aço com menor composição de carbono utilizado) foi austenitizada a 900 °C por 20 min e resfriada lentamente (0,2 °C s^{-1}. A microestrutura observada em microscópio ótico pode ser vista na Figura 20. Embora em pequena

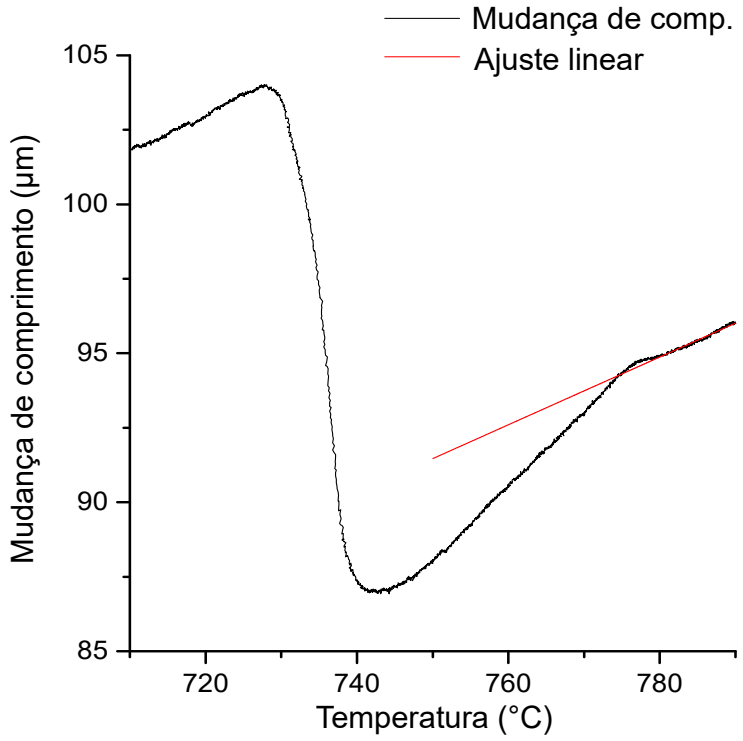

Figura 17 - Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 1.

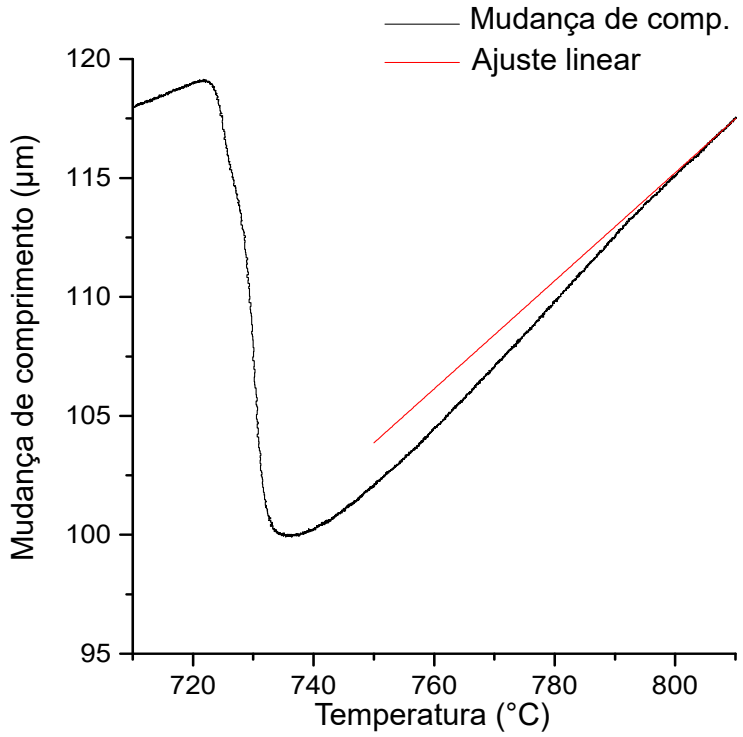

Figura 18 - Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 3.

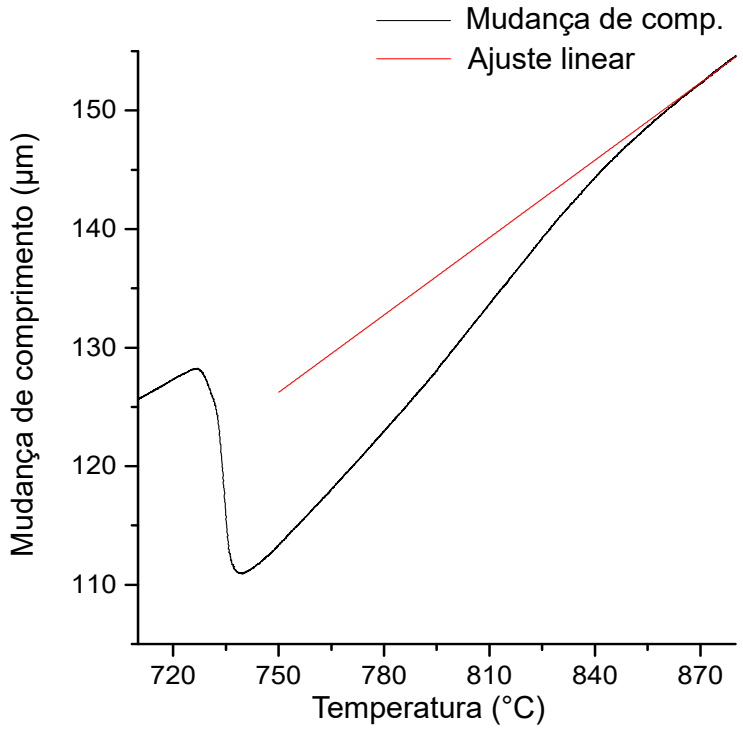

Figura 19 - Ensaio dilatométrico realizado em aquecimento constante e ajuste linear correspondente ao comportamento de expansão térmica da austenita para o trilho Tn 4.

quantidade, é possível notar a precipitação de fase pró-eutetóide cuja morfologia é compatível com a da cementita.

4.3 MACROGRAFIA E DUREZA DA SEÇÃO

O ataque macrográfico com reativo de iodo, que possui a característica de revelar segregações no material, foi utilizado no perfil de trilho Tn 1 revelando a estrutura de solidificação deformada pela laminação, bem como uma linha central de segregação (Figura 21).

No boleto podemos observar estruturas dendríticas (Figura 22-a), remanescentes da solidificação, que se deformam próximo à alma do trilho (Figura 22-b). Na alma (Figura 23) não são observadas estruturas dendríticas, no entanto, observa-se uma linha de segregação no centro desta região. O patim, por sua vez, (Figura 24) também apresenta estrutura dendrítica grosseira.

O mapa de dureza Rockwell C para o mesmo trilho pode ser visto na Figura 25-a. Utilizando-se a Tabela 6 de conversão de durezas, específica para este uso, podemos

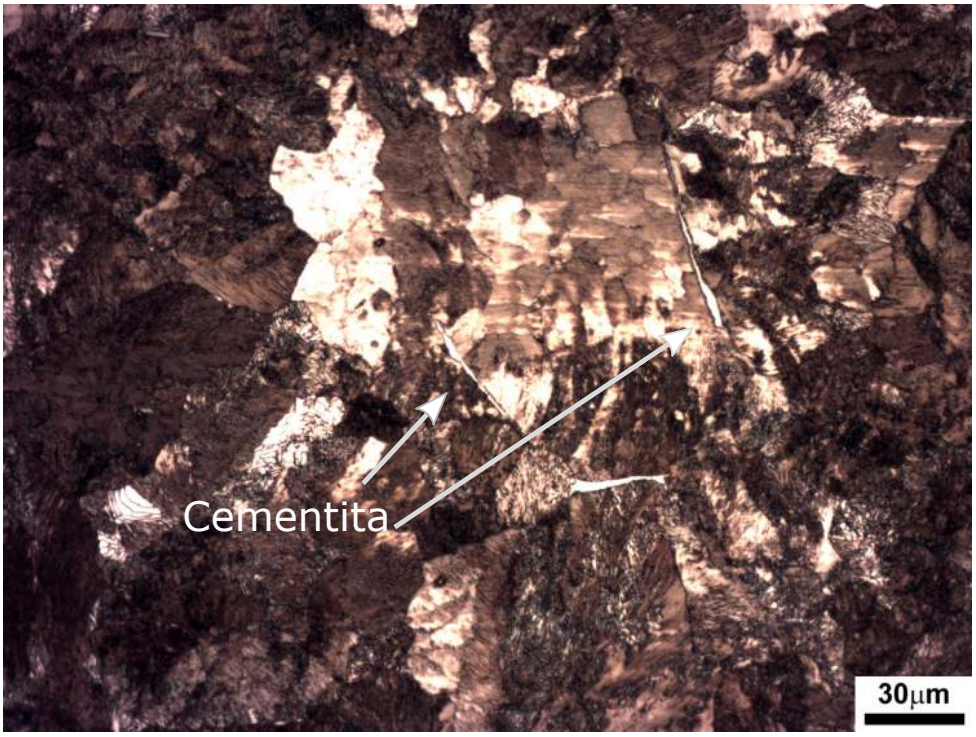

Figura 20 - Microestrutura vista em microscópio ótico de aço Tn 1 austenitizado e resfriado lentamente mostrando cementita pró-eutetóide.

Figura 21 - Macrografia do perfil transversal do trilho Tn 1 revelada com reativo de iodo.

construir o mapa de dureza Brinell do trilho (Figura 25-b). O resultado mostra que o trilho possui dureza mais elevada na superfície do boleto diminuindo gradativamente em direção à alma. Há também alguns pontos de dureza elevada no patim.

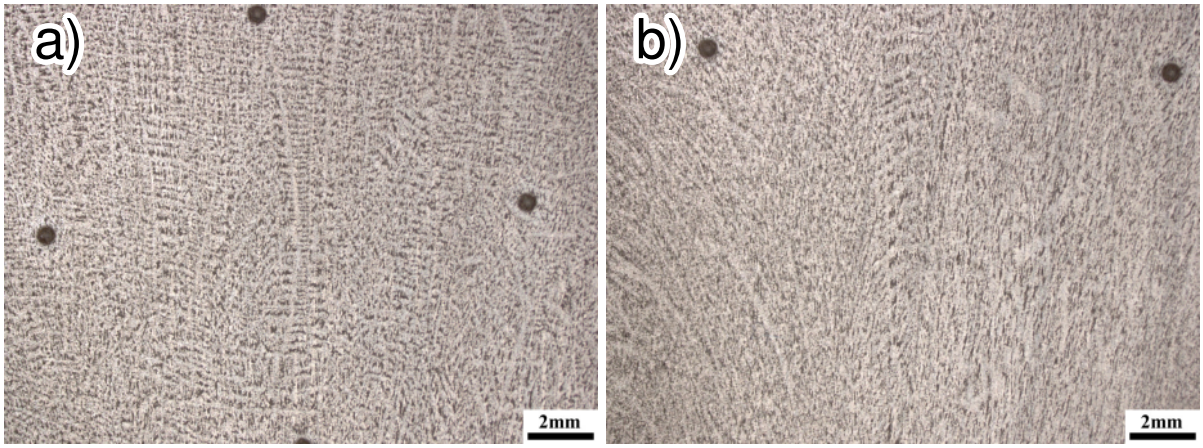

Figura 22 - Imagem de lupa estereoscópica de região do boleto do trilho Tn 1 a) mais longe da alma e b) mais perto da alma, atacadas com reativo de iodo.

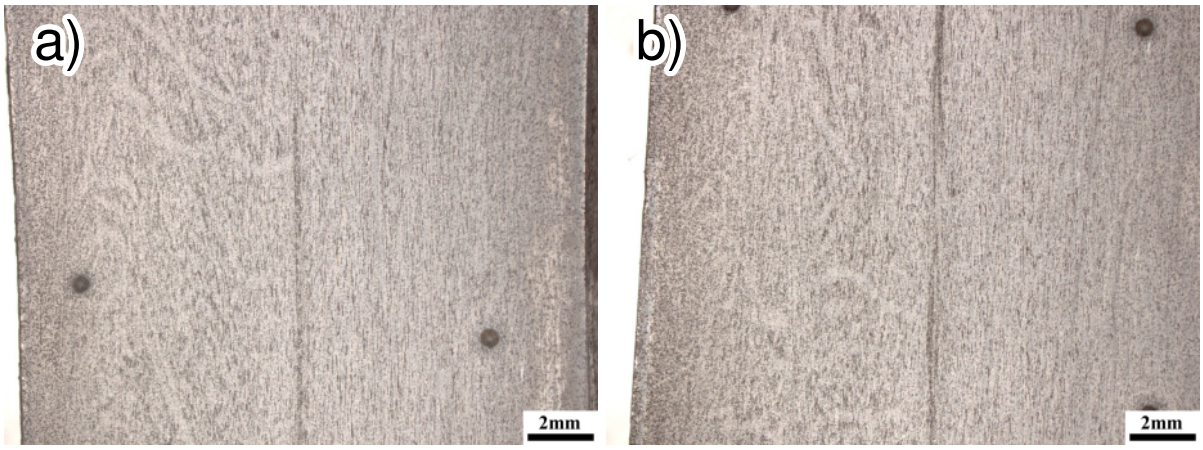

Figura 23 - Imagem de lupa estereoscópica de regiões da alma do trilho Tn 1 a) mais próximo ao boleto e b) mais próximo ao patim, atacadas com reativo de iodo.

4.4 MACROGRAFIA E DUREZA DA ZAC

A macroestrutura da fatia longitudinal da ZAC da solda unindo os trilho Tn 1 e Tn 2, atacada com nital 2%, é observada na Figura 26-a. Pode-se observar sete diferentes áreas: uma linha fina e sutil, mais clara que as demais, ao centro da amostra; duas áreas próximas ao centro com coloração acinzentada; duas faixas escuras logo após estas áreas cinzas e finalmente uma nova região acinzentada. A faixa escurecida apresenta transição gradativa em direção ao centro e abrupta em direção ao trilho base.

O perfil de dureza (Figura 26-b) apresenta valores reduzidos na linha central e

Figura 24 - Imagem de lupa estereoscópica de região do patim do trilho Tn 1, atacado com reativo de iodo.

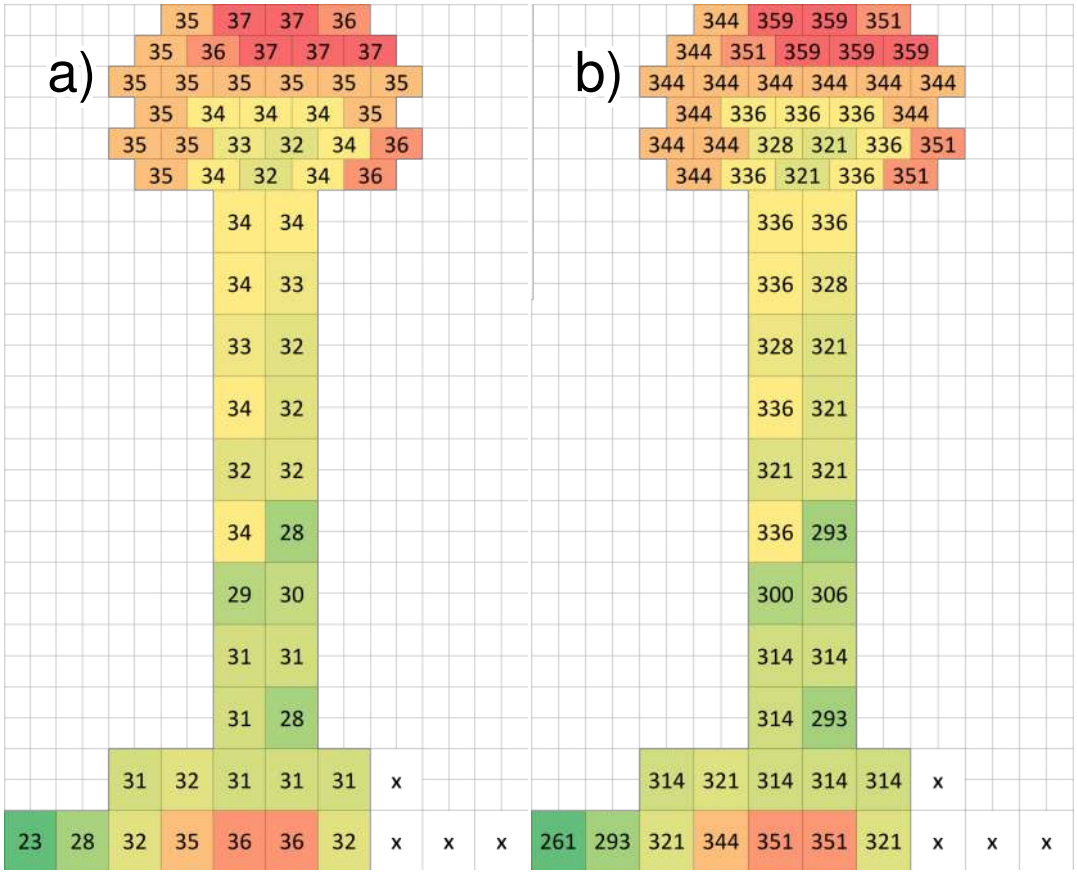

Figura 25 - Mapa de dureza a) Rockwell C e b) Brinell do trilho Tn 1.

nas regiões escurecidas; a dureza desta última acompanha a tonalidade, i.e. a dureza é menor onde o ataque apresenta-se mais escurecido e apresenta, também, transição gradativa em direção ao centro da amostra e abrupta afastando-se do centro. As

Tabela 6 - Tabela de conversão de durezas para trilhos presente em manual AREMA (36)

HRC	HB	HRC	HB	HRC	HB
20	244	30	306	41,8	400
21	250	31	314	42	402
22	255	32	321	43	411
23	261	33	328	44	420
24	267	34	336	45	429
25	273	35	344	46	439
26	280	36	351	47	448
27	286	37	359	48	458
28	293	38	368	49	468
29	300	39	376	50	478
		40	384		
$HB = 165{,}77 + 2{,}3597HRC + 0{,}0777HRC^2$					

demais regiões apresentam dureza relativamente constante próximas a 330 HV.

Para o trilho Tu 1, também possuindo solda topo com centelhamento com trilho de composição nominalmente idêntica, foi realizado mapa de dureza visto na Figura 27. Esta solda encontrava-se em uso e apresenta, portanto, desgaste e encruamento; assim a superfície da amostra apresenta durezas mais elevadas. O mapa apresenta as mesmas regiões que o caso linear anterior: uma linha central de perda de dureza acentuada, duas faixas laterais com perda de dureza gradativa em direção ao centro e mais abrupta afastando-se do centro e as demais áreas com durezas relativamente constantes e próximas. Nota-se que as diferenças de dureza entre as diferentes regiões são menores na superfícies.

As amostras de soldas aluminotérmicas, atacadas com nital 2%, revelaram somente a região final da zona afetada pelo calor que se apresentou como uma faixa esbranquiçada. Nas macrografias reveladas por reativo de iodo podemos observar estruturas de segregação formadas na solidificação e laminação. As imagens mostram clara divisão em 3 regiões (Figura 28); a zona fundida, onde observamos dendritas de solidificação; zona afetada pelo calor, onde já observamos estrutura alongada pelo processo de laminação, delimitada pela faixa esbranquiçada característica da região esferoidizada e por fim o trilho sem alterações.

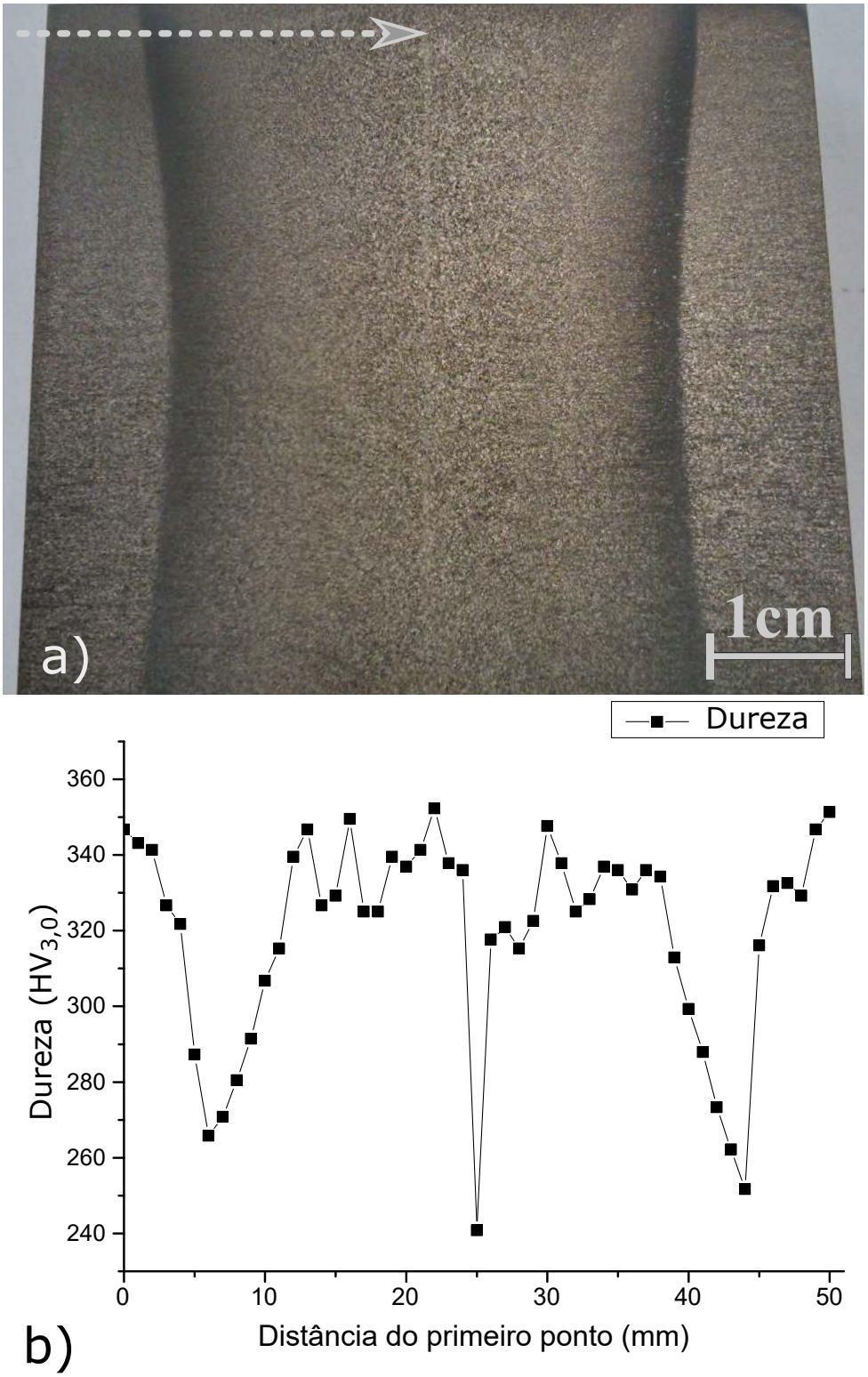

Figura 26 - a) Imagem macrográfica de fatia retirada da região soldada e vizinhanças (trilhos Tn 1 e Tn 2), atacada usando nital 2% indicando a profundidade da superfície onde as medidas de dureza foram realizadas e b) respectivo perfil de dureza obtido.

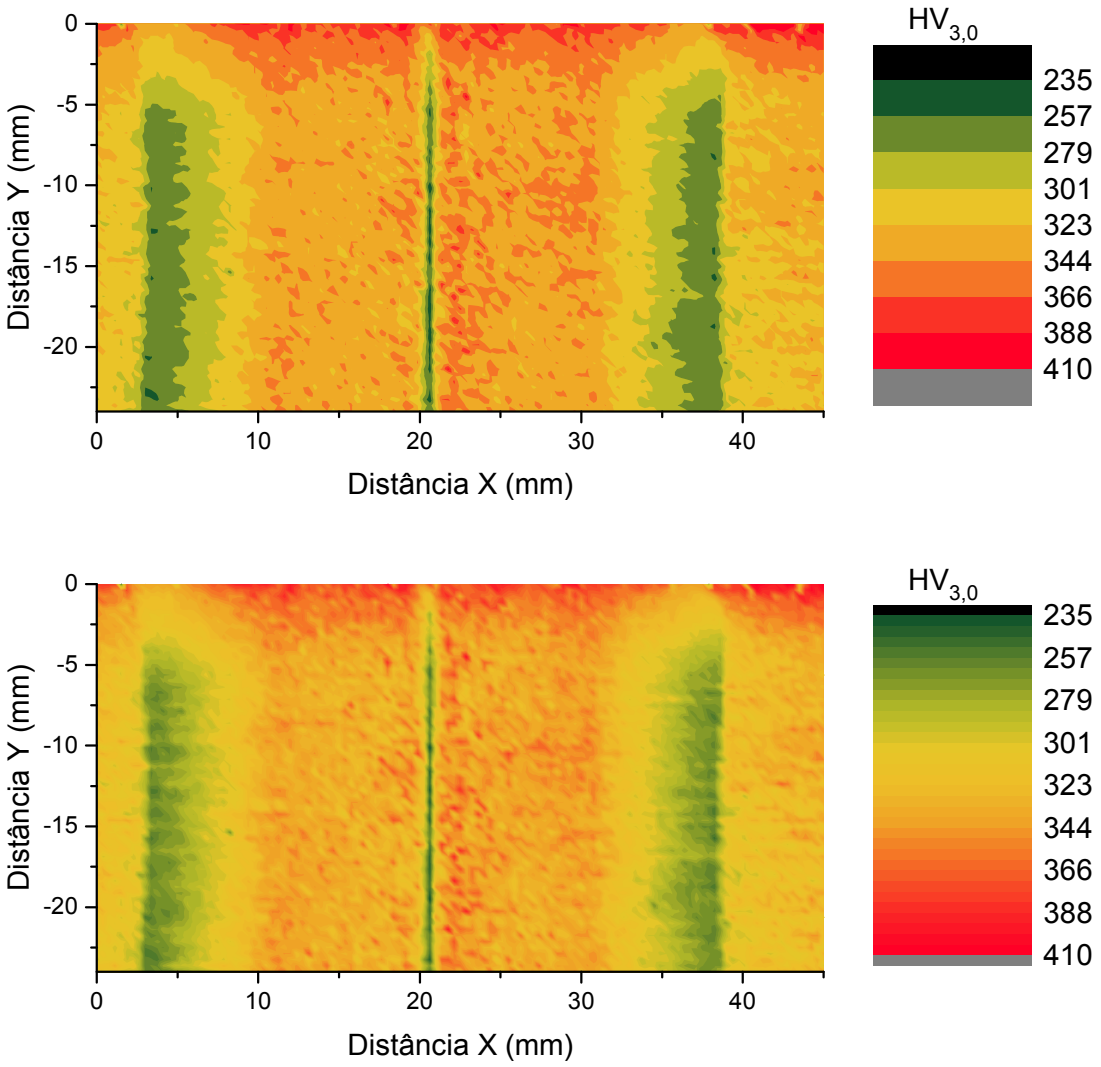

Figura 27 - Mapa de dureza da solda topo com centelhamento do trilho Tu 1 com diferentes escalas.

A zona central, apresentando estrutura de dendritas de solidificação, inclui o metal de adição e a zona diluída. A posição das dendritas indica que a solidificação ocorreu a partir do trilho em direção ao centro da solda (Figura 29-a) e superfície do boleto, seguindo o esperado sentido de extração de calor. As frente de solidificação se encontram no centro (Figura 29-b).

Ao final da zona afetada pelo calor observamos uma faixa esbranquiçada semelhante ao revelado com ataque de nital. Na região não fundida observamos faixas paralelas alinhadas com o sentido de laminação indicativo do próprio processo. As faixas reveladas indicam segregação e a distância entre estas faixas sugerem que o trilho não sofre grande redução durante a laminação.

Figura 28 - Aspecto de macrografia revelada com reativo de iodo na condição EX1 C2 mostrando clara divisão em 3 regiões (da esquerda para a direita, região fundida, afetada pelo calor e base).

Os perfis de dureza revelaram pouca alteração com relação à profundidade a partir do boleto, como pode-se observar na Figura 30. O ponto de maior dureza, no entanto, ponto de transição entre o último ponto da zona diluída e o material não fundido, desloca-se para o centro da solda com o aumento da profundidade de análise. Este resultado é esperado uma vez que a zona diluída é visivelmente maior quanto mais próxima da superfície do boleto.

Ao compararmos os perfis a 2 mm das fatias de trilhos soldados nas condições EX1 C2, EX3 C3, EX14 C7 e EX15 C4 (Figura 31) notamos que estas apresentam comportamento muito semelhante. A dureza no centro da solda apresenta-se em crescente até um ponto máximo (cerca de 15 mm antes do início da perda de dureza da região esferoidizada). Os resultados anteriores indicam que este ponto de maior dureza corresponde à transição entre a região diluída e o metal não fundido.

Esta dureza mais elevada é esperada pois a composição do banho aluminotérmico é formulada para que gere durezas elevadas no centro da solda (comparáveis às do trilho), no entanto a região mais próxima ao trilho solidifica-se e refria mais rapidamente resultado em estruturas mais refinadas e durezas mais elevadas.

A dureza após este ponto mantém-se razoavelmente estável até o início da região esferoidizada, onde há uma perda pronunciada de dureza. A perda de dureza nesta região é semelhante para todas as amostras, no entanto a amostra EX14 C7 possui maior extensão de perda de dureza quando comparada com os outros casos. É importante ressaltar que a amostra EX14 C7 possui carbono equivalente maior que as demais condições analisadas com perfil de dureza. A mancha branca desta amostra também mostrou-se ligeiramente mais extensa quando atacada com nital 2%.

Ao final da amostra EX15 C4, na região mais afastada do centro da solda,

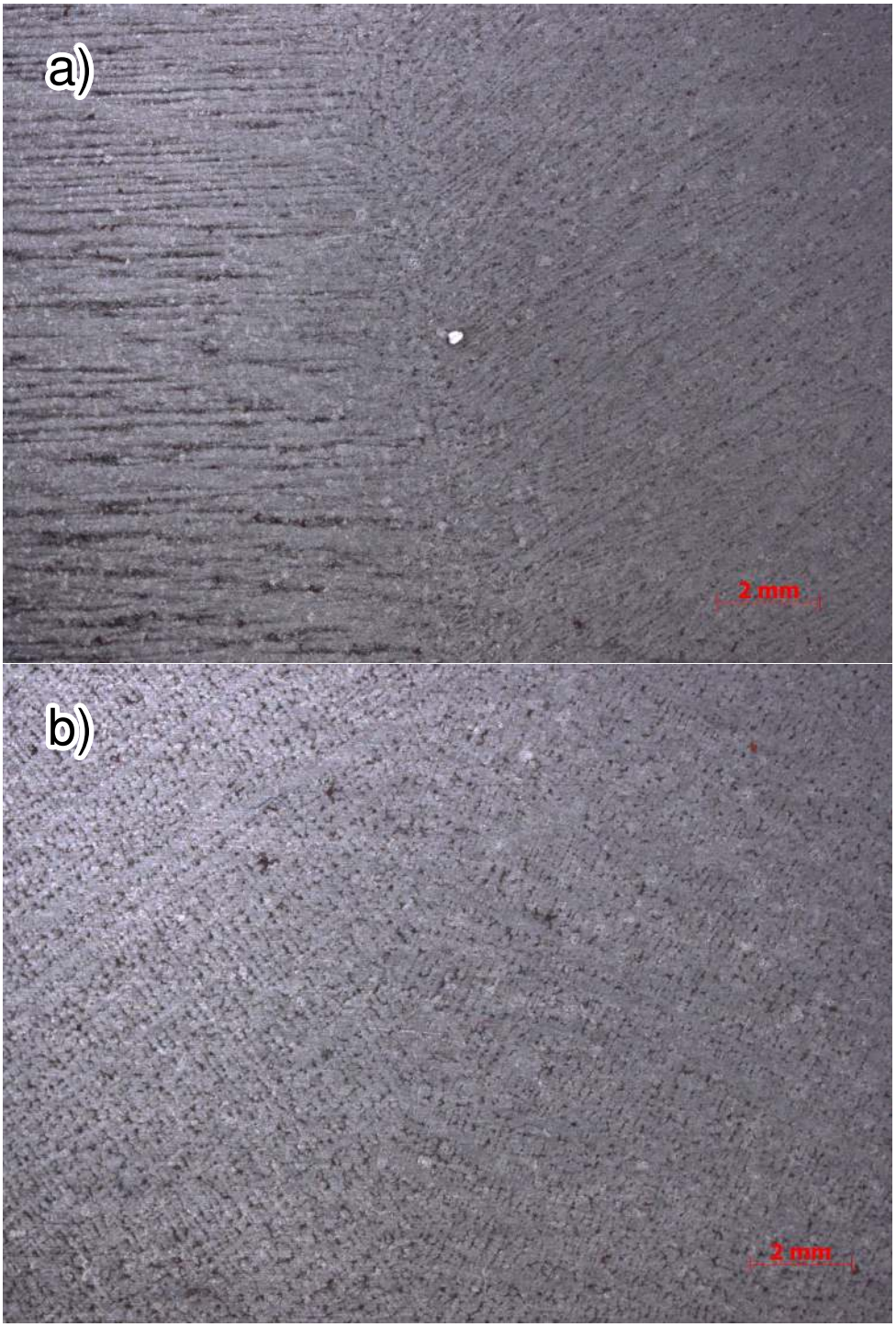

Figura 29 - Aspecto de macrografia com reativo de iodo na condição EX15 C4 visto sob lupa estereoscópica mostrando a) o início da zona fundida (à direita) e b) A região do centro, onde as frente de solidificação se encontram.

encontra-se um ponto de dureza elevada decorrente de alteração microestrutural (resultando em região martensítica, Figura 32) introduzida, provavelmente, durante o corte para retirada da amostra.

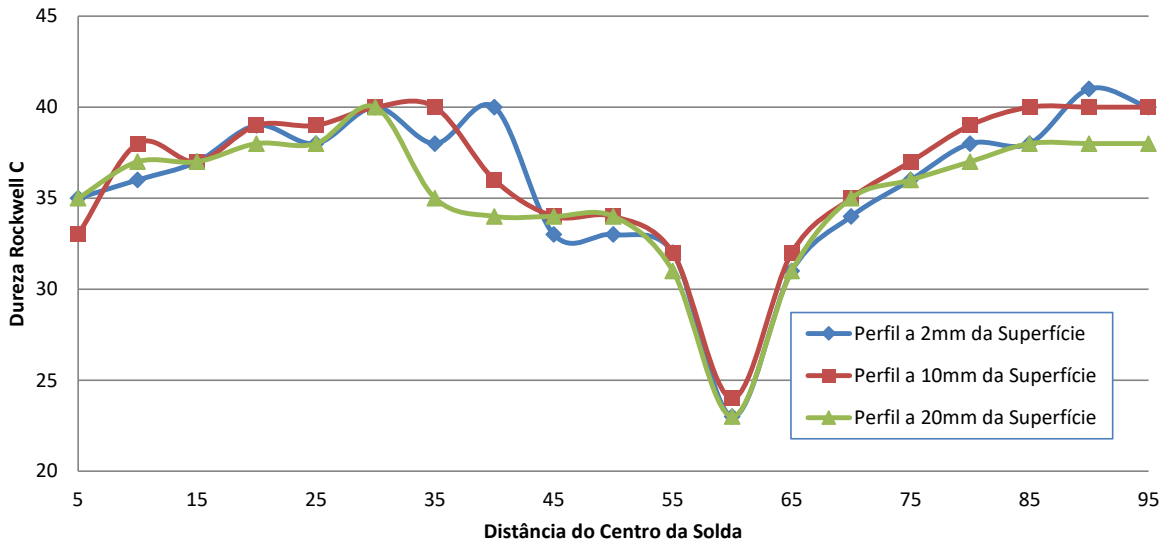

Figura 30 - Perfis de dureza Rockwell C realizados na amostra EX1 C2.

4.5 MICROESTRUTURA DA ZAC

As microestruturas formadas nas peças soldadas são mais refinadas que o limite de detecção da microscopia ótica. Desta forma pouco pode se dizer sobre a microestrutura matriz a partir destas imagens. Outros aspectos, no entanto, podem ser observados; a análise de microscopia ótica do material base do trilho Tn 1 (Figura 33) revela a presença de estruturas alongadas na direção de laminação (provavelmente MnS), no material base trilho Tn 1. Na Figura 34, para a solda FBW dos trilhos Tn 1 e Tn 2, vemos a transição entre a zona com perda de dureza (à esquerda) e o metal base (à direita), ou seja, o final da zona afetada pelo calor. A transição é clara marcada por uma brusca alteração de tamanho de grão ou célula eutetóide entre as duas regiões.

Já na Figura 35 observamos, para a mesma solda, a zona de ligação dos dois trilhos. Podemos ver uma linha central de precipitação de ferrita pró-eutetóide. Esta mesma região apresenta poros.

As microestruturas são mais facilmente observáveis com aumentos proporcionados pela microscopia eletrônica. Na Figura 36-a podemos observar que o material base é formado de perlita fina (espaçamento interlamelar de cerca de 0,1 µm). Na zona onde há perda de dureza podemos notar que próximo ao ponto de menor dureza a estrutura está amplamente esferoidizada (Figura 36-b). A parcela esferoidizada diminui quanto mais próxima da zona de ligação está a região observada. Ainda,

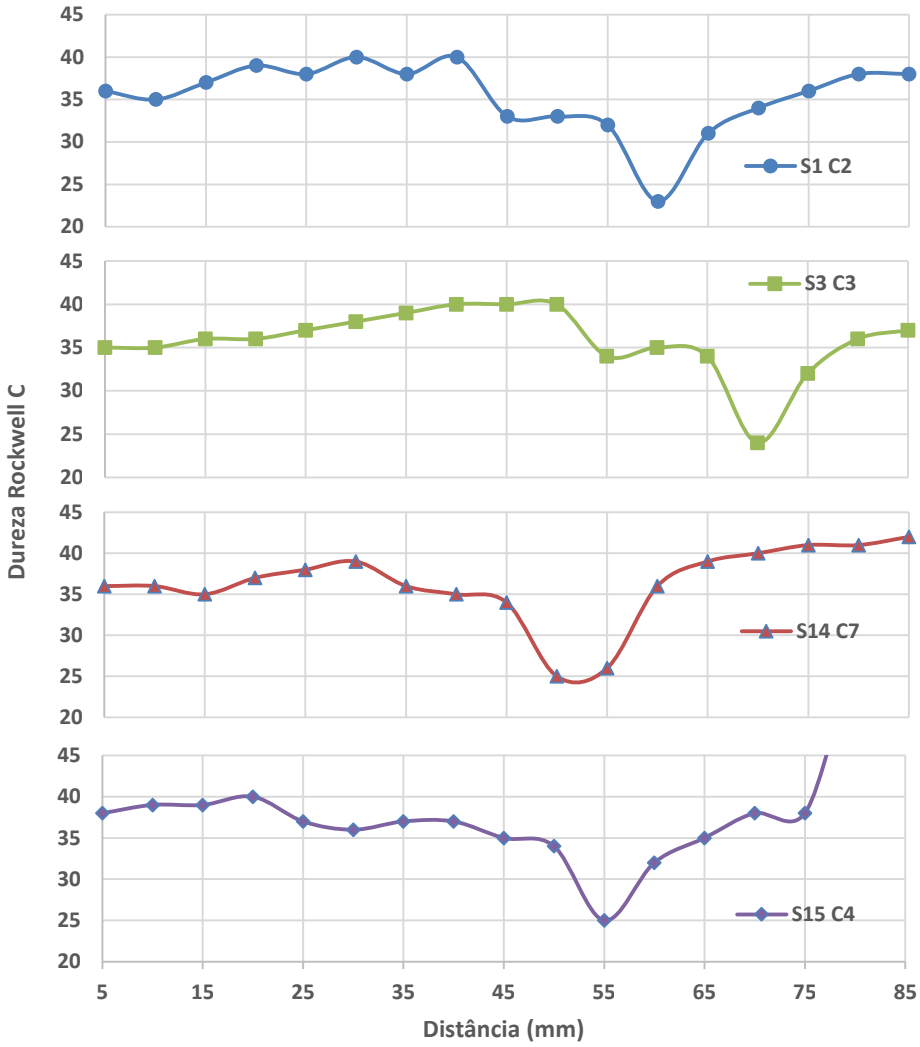

Figura 31 - Perfis de dureza Rockwell C a 2 mm da superfície do boleto para diversas soldas EX1 C2, EX3 C3, EX14 C7 e EX15 C4.

em algumas regiões (principalmente próxima à região recuperada) observa-se cementita pró-eutetóide (Figura 36-c).

Na zona posterior a esta, mais próxima à zona de ligação, região que não possui grande perda de dureza em relação ao material base, observa-se (Figura 36-d) microestrutura perlítica cerca de 25% mais grossa (0,125 µm de espaçamento interlamelar) que a estrutura base. Uma vez que esta região pertence à zona afetada pelo calor, no entanto possui microestrutura e dureza comparáveis ao metal base, esta será referida como "região recuperada". Novamente, na zona de ligação, observam-se poros (Figura 36-e) e ferrita pró-eutetóide (Figura 36-f) como visto por microscopia ótica.

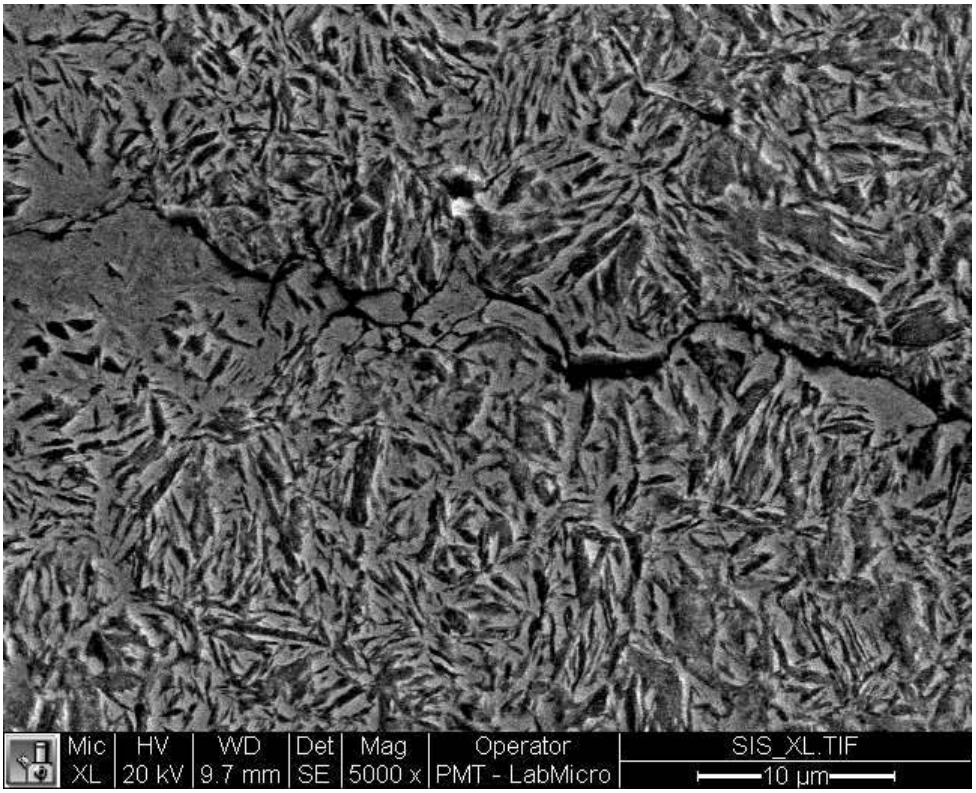

Figura 32 - Microestrutura martensítica observada em região de dureza alterada na amostra EX15 C4.

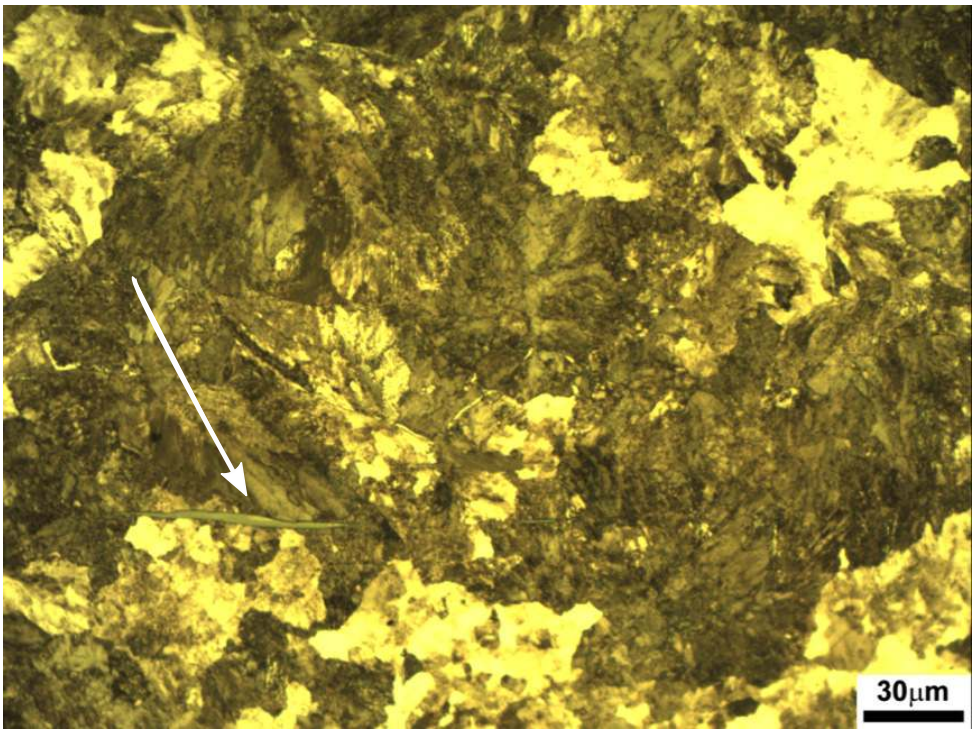

Figura 33 - Microscopia ótica da região base do trilho Tn 1 indicando estruturas alongadas no material base.

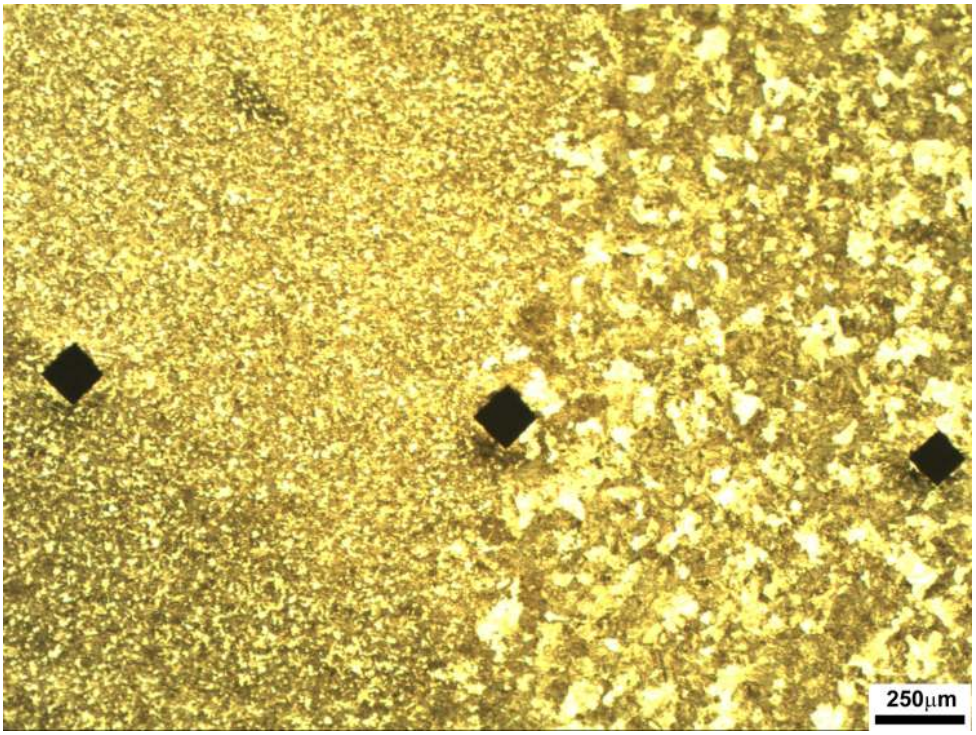

Figura 34 - Microscopia ótica mostrando a região de transição brusca entre a zona afetada e o material base do trilho Tn 1.

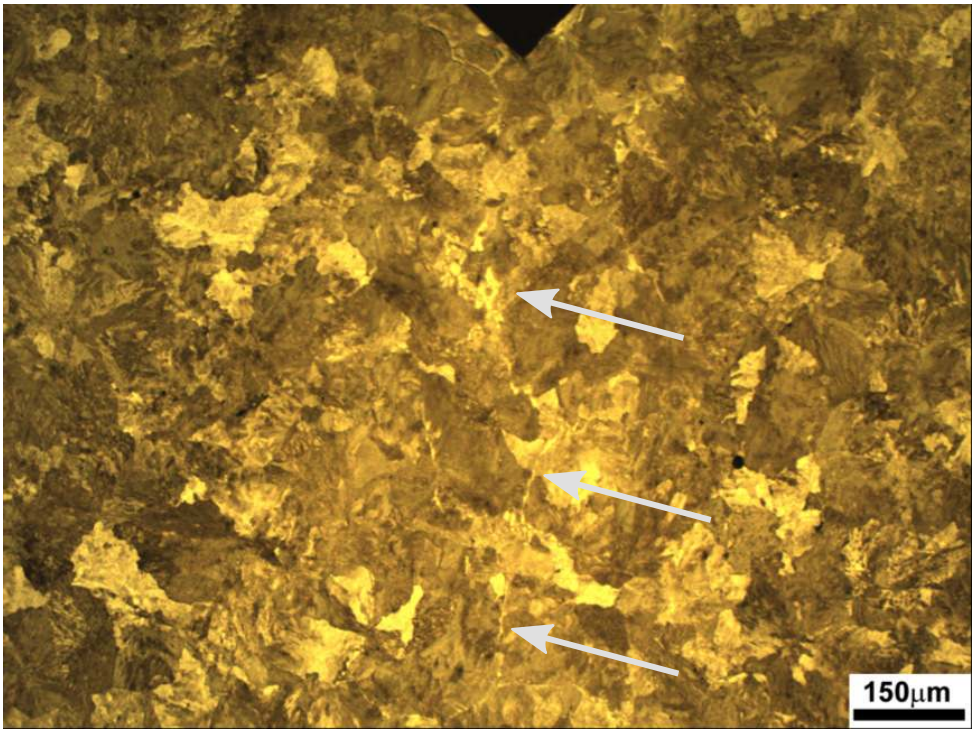

Figura 35 - Microscopia ótica indicando formação de ferrita pró-eutetóide na região de ligação entre os trilhos Tn 1 e Tn 2.

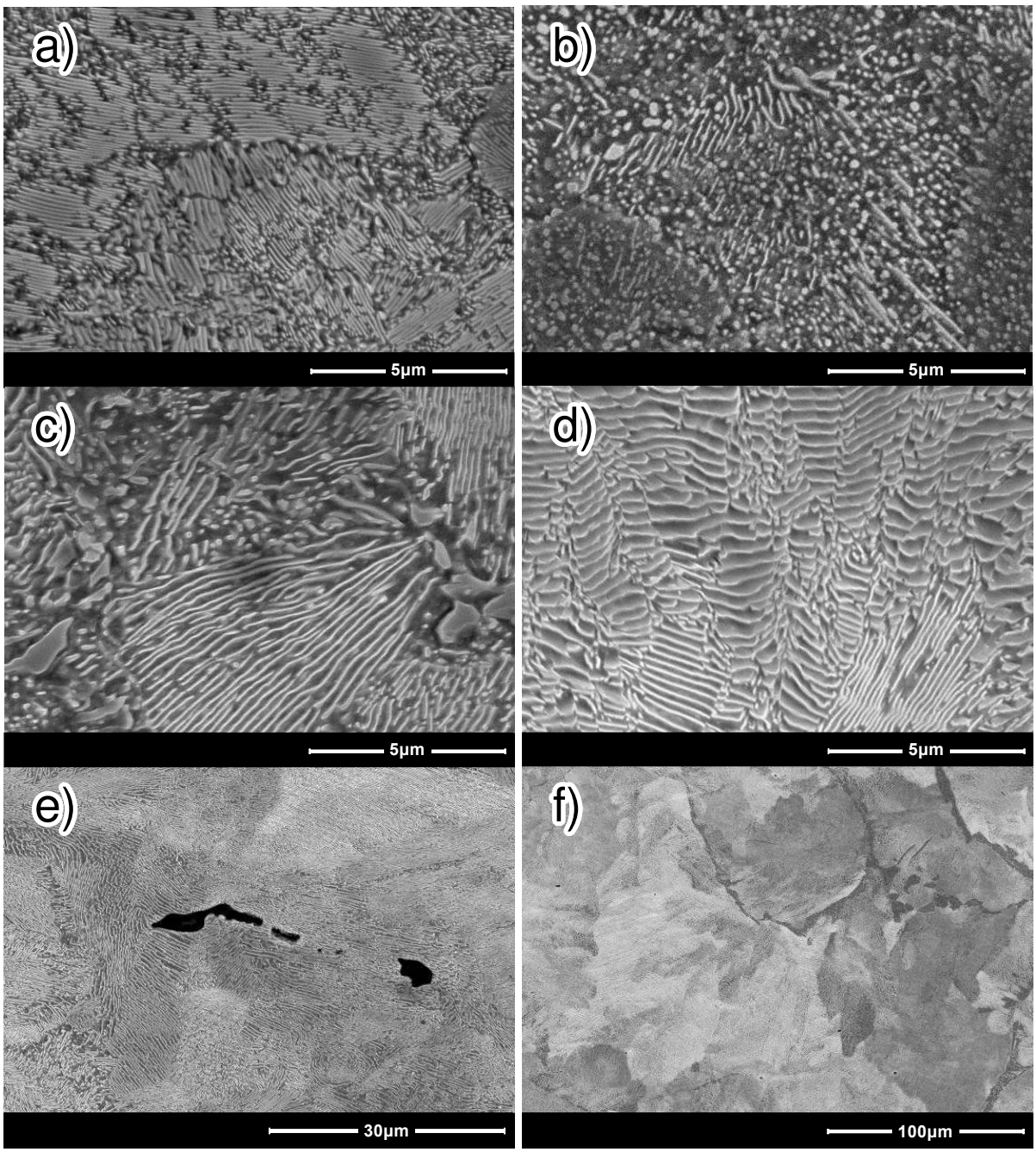

Figura 36 - Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a) a estrutura do metal base, b) do região esferoidizada com menor dureza e c) com menor perda de dureza, d) da zona afetada sem perda de dureza, e) cavidades na região de ligação e f) formação de ferrita pró-eutetóide na região de ligação da solda entre os trilhos Tn 1 e Tn 2.

As regiões se repetem para a solda topo com centelhamento do trilho Tu 1 (desgastado em uso), tanto em microscopia ótica, podendo-se observar a região de transição (Figura 37) entre o material base (à esquerda) e a região de perda de dureza (à direita) e zona de ligação (Figura 38) com formação de ferrita pró-eutetóide acrescido

da superfície desgastada com formação de trincas (Figura 39), inexistente nos outros casos; quanto em microscopia eletrônica de varredura onde podemos observar em detalhe a microestrutura base (Figura 40-a), regiões de esferoidização parcial (Figura 41-a) e total (Figura 42-a) e a zona de ligação (Figura 43-a).

A deformação que as microestruturas sofrem próximas à superfície, durante o uso, também foram observadas (Figura 40-b, 41-b, 42-b e 43-b). Nota-se que com o aumento da deformação (proximidade da superfície) a microestrutura torna-se menos definida, como podemos ver nas figuras 41-a a 41-d.

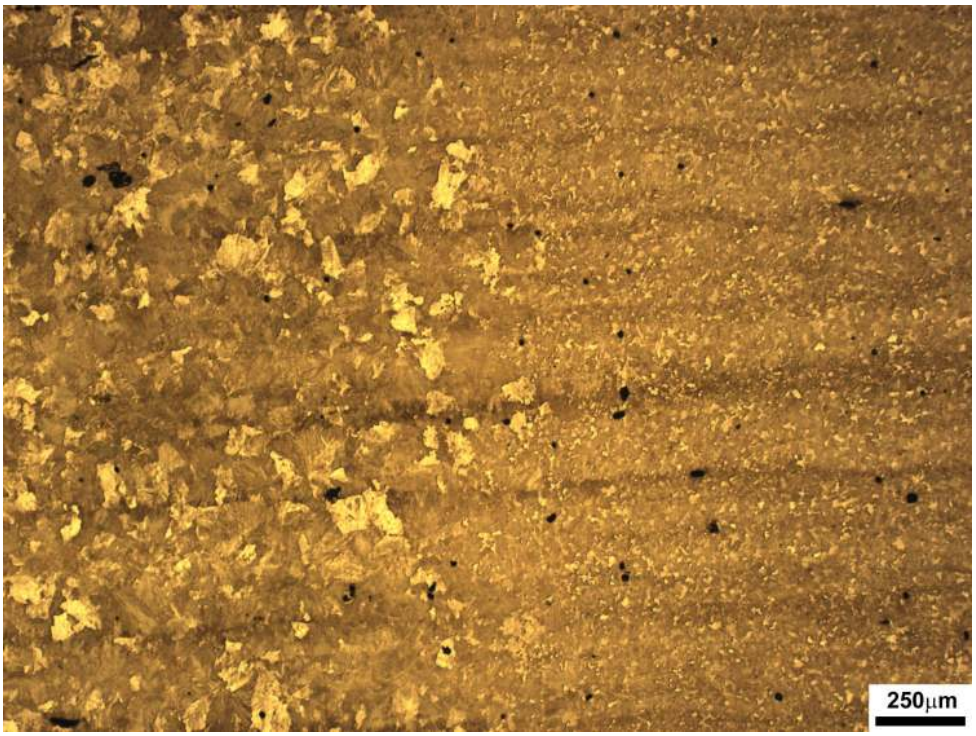

Figura 37 - Microscopia ótica mostrando a região de transição brusca entre a zona afetada (à direita) e o material base Tu 1 (à esquerda).

Somadas a estas informações imagens da transição (observada em microscopia ótica) separando o material base (à esquerda) e a região afetada pelo calor (à direita) foram obtidas (Figura 44-a), além de estruturas alongadas identificadas como sulfeto de manganês pelo uso do EDS.

Na região desgastada pode-se observar também intensa deformação na vizinhança da trinca, como visto na Figura 45-a e em mais detalhe na Figura 45-b. Nota-se que a estrutura perlítica da matriz possui espaçamento lamelar reduzido próximo à trinca.

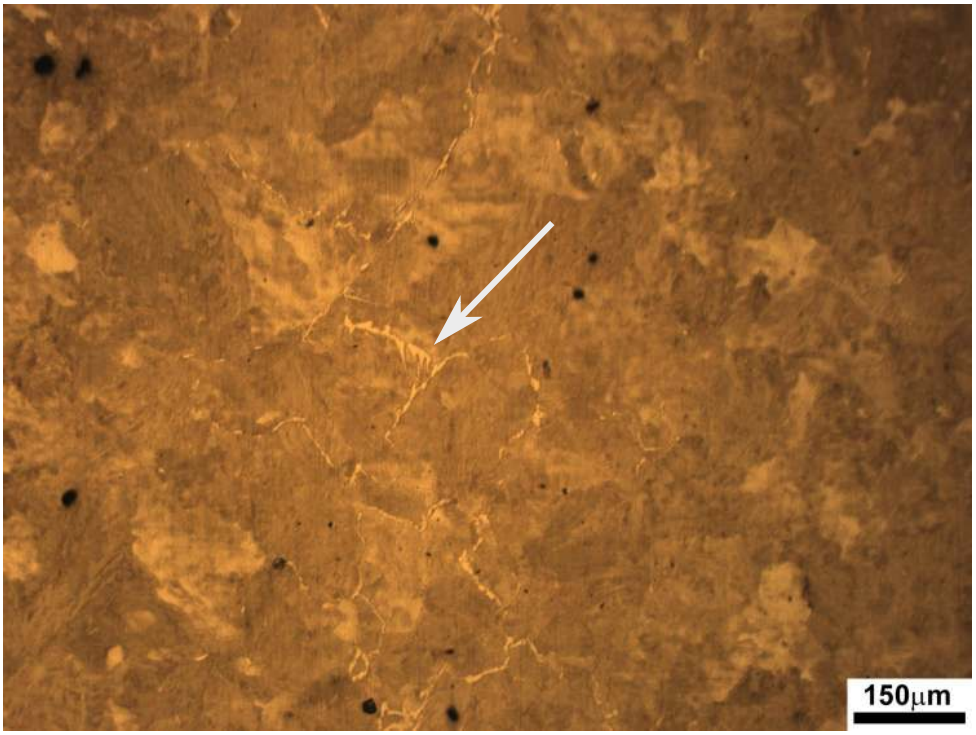

Figura 38 - Microscopia ótica mostrando a região de ligação para a solda do aço Tu 1 indicando a presença de ferrita pró-eutetóide.

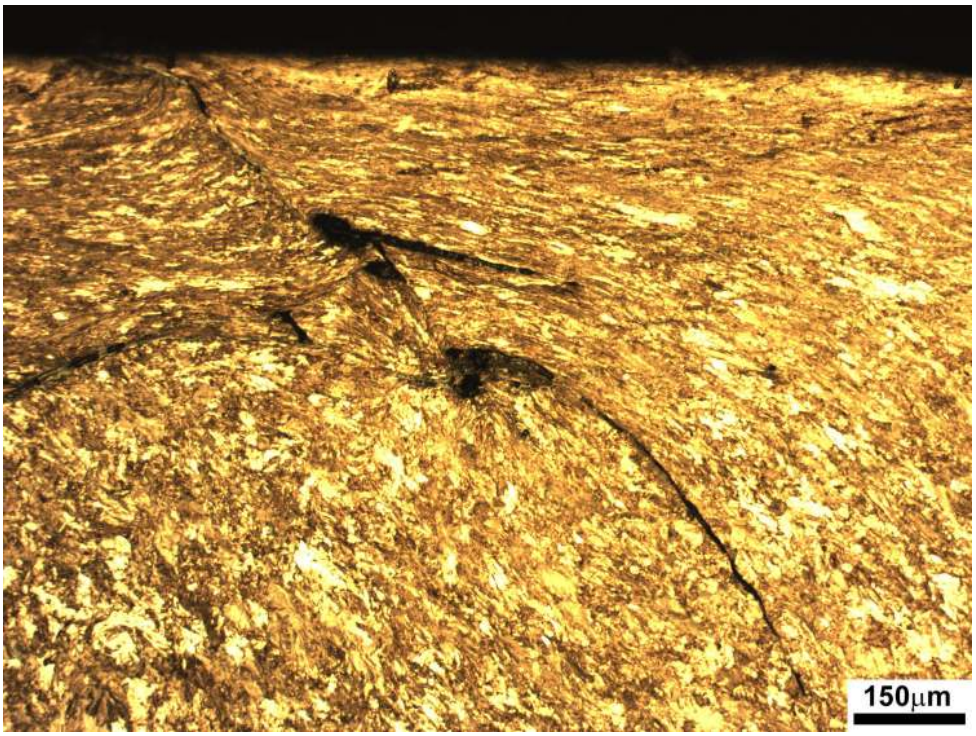

Figura 39 - Microscopia ótica mostrando deformação na superfície devido ao uso, levando à formação de trincas de fadiga, para o aço Tu 1.

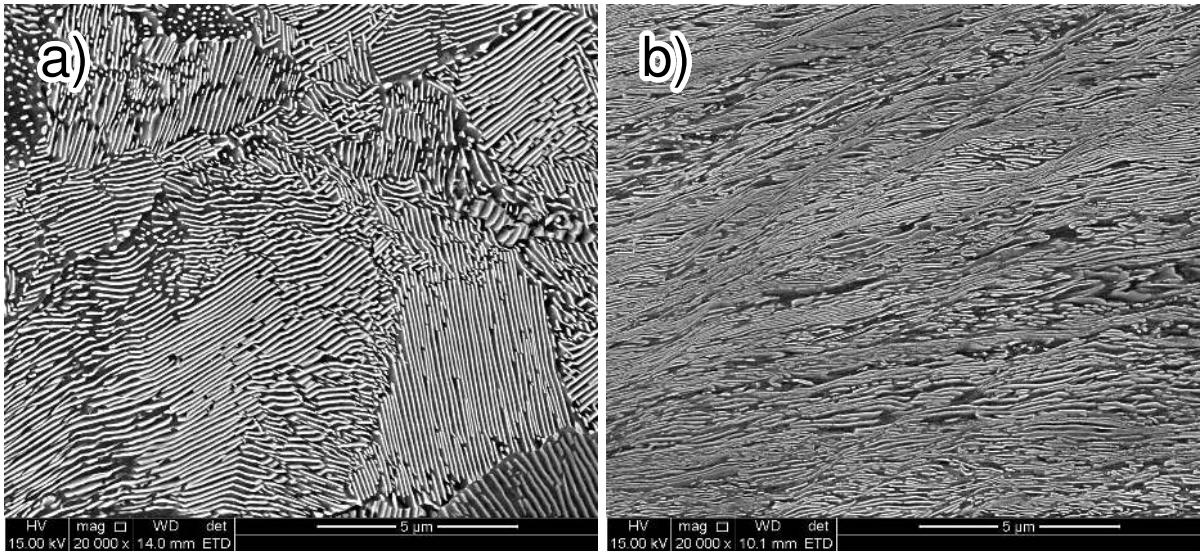

Figura 40 - Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a microestrutura base do trilho Tu 1 a) sem deformação e b) com deformação.

Os resultados se repetem em soldas aluminotérmicas, diferindo somente pela existência da zona fundida (substituindo a zona de ligação) que apresenta inclusões não metálicas, como visto na Figura 46-a.

Para todas as amostras observa-se na região recuperada, afetada pelo calor, microestrutura perlítica com cementita pró-eutetóide (Figura 46-b). Ao final da zona afetada pelo calor encontra-se a região de cementita esferoidizada que constitui-se de estrutura mista de perlita e cementita esferoidizada com esferoidização mais intensa quanto mais longe do centro da solda (Figura 46-c e 46-d).

Não foi possível notar sensível diferença entre a forma de esferoidização de trilhos com carbono equivalente maior ou menor, ou qualquer outro fator diferenciando as amostras. A estrutura do trilho base, pro sua vez, é perlítica fina para todos os casos, com raras ocorrências pró-eutetóides.

As imagens da zona fundida mostram grande concentração de inclusões; identificadas majoritariamente como alumina e sulfeto de manganês. Não foram raros, ainda, os casos em que os precipitados encontraram-se juntos. Na Figura 47 observam-se claramente dois precipitados distintos. O central, possui intenso picos de alumínio e oxigênio, enquanto o externo possui sinais mais fortes de enxofre e manganês.

Analisando-se a limpeza da região fundida notou-se que as soldas com menor tempo de pré-aquecimento apresentaram menor limpeza de solda; o pior caso, em

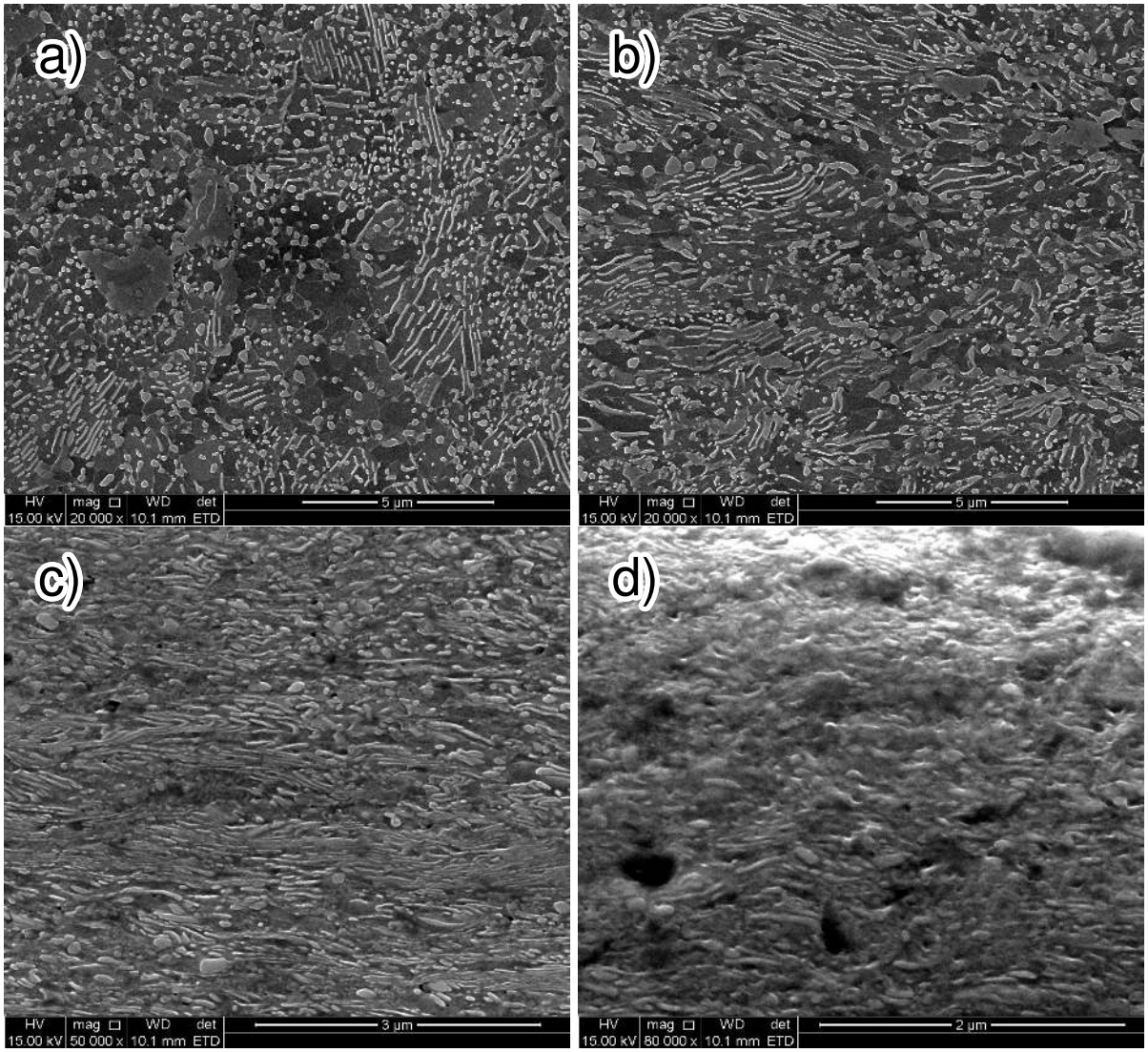

Figura 41 - Microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura de região de microestrutura mista (esferoidização parcial) do trilho Tu 1 a) sem deformação, b) com baixa, c) média, e d) alta deformação.

especial (EX9 C1) corresponde às condições de menor tempo de pré-aquecimento e menor valor de vão entre trilhos. As amostras EX6 C8 e EX15 C4, por outro lado, possuem melhor limpeza da zona fundida e correspondem a condições de tempo e vão maiores. Apesar de apresentar vão menor a amostra EX12 C6 também apresentou boa limpeza. A amostra EX9 C1 possui, ainda, contaminações de KCl (Figura 48).

A microestrutura base da região para todos os casos analisados é totalmente perlítica.

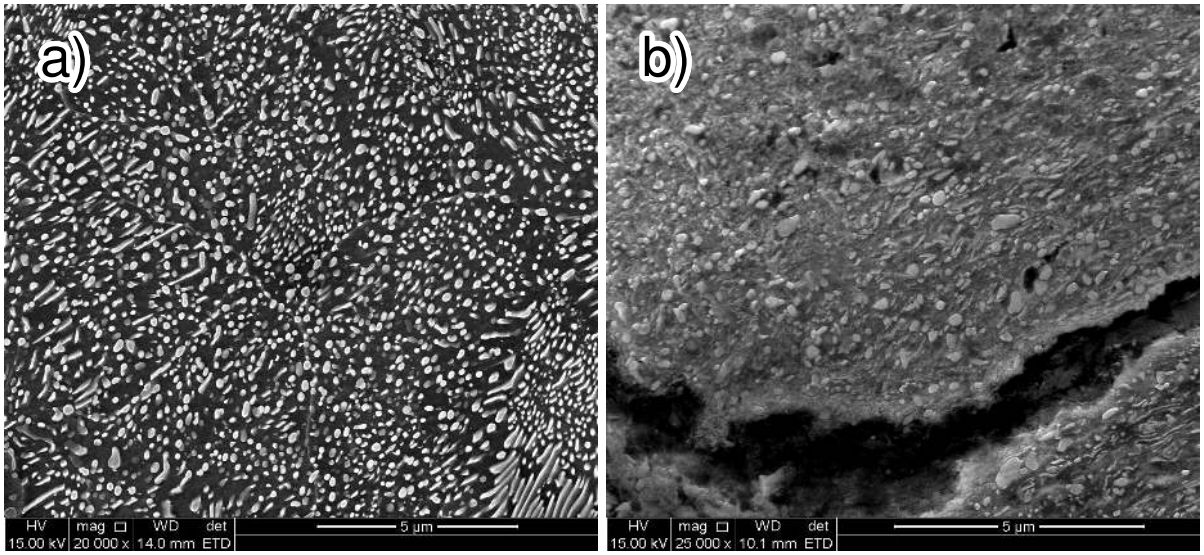

Figura 42 - Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando a microestrutura da região do trilho Tu 1 totalmente esferoidizada a) sem deformação e b) com deformação.

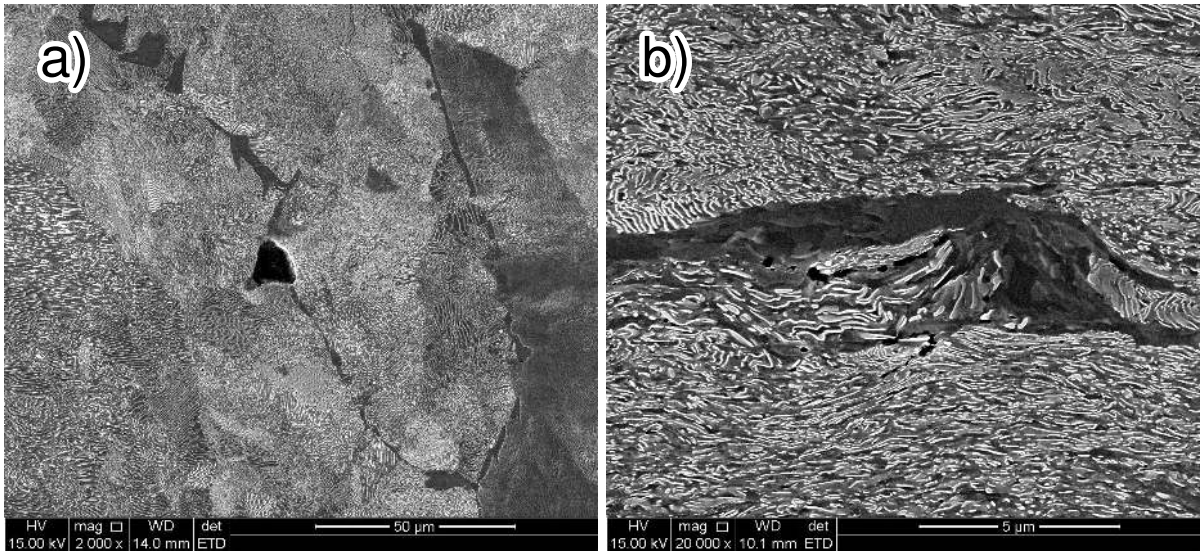

Figura 43 - Microscopia eletrônica de varredura mostrando a microestrutura, contendo ferrita pró-eutetóide e poros, da região de ligação do trilho Tu 1 a) sem deformação e b) com deformação.

4.6 ZAC SIMULADA

Ciclos térmicos (austenitização por 1 min a temperatura determinada) foram realizados para as amostras Tn 1, Tn 3 e Tn 4 gerando amostras com diferentes frações de esferoidização. Os resultados podem ser vistos nas figuras 49, 50 e 51, respectivamente. Observa-se clara relação entre a faixa de temperaturas A_1 e o comportamento da esferoidização, que é nula abaixo desta faixa e máxima próxima à maior tempera-

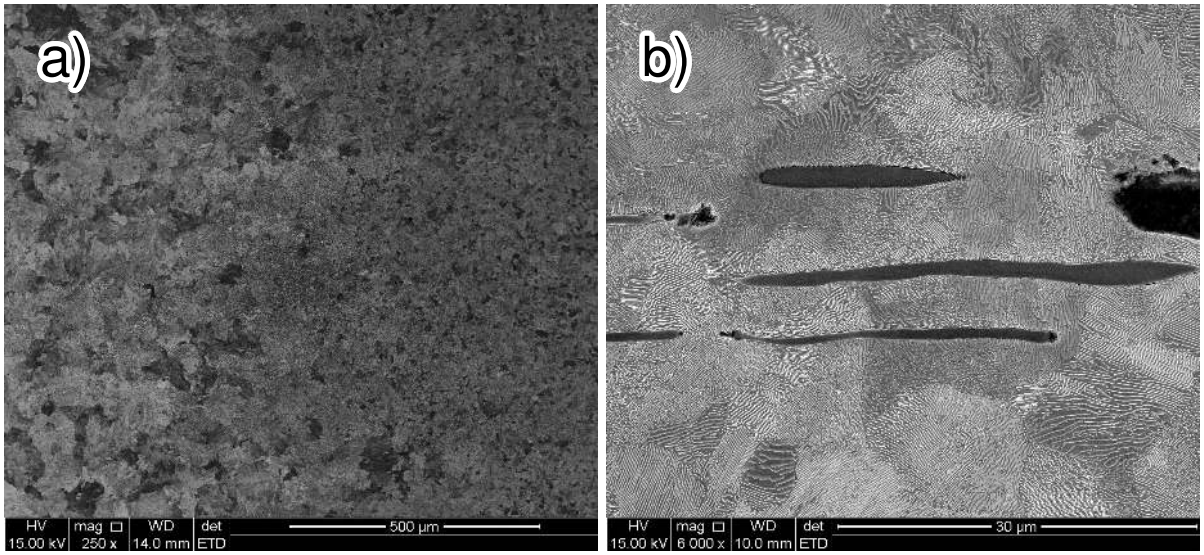

Figura 44 - Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários mostrando, no trilho Tu 1, a) o final da zona afetada pelo calor (á direita) e b) a presença de estruturas alongadas identificadas como sulfetos.

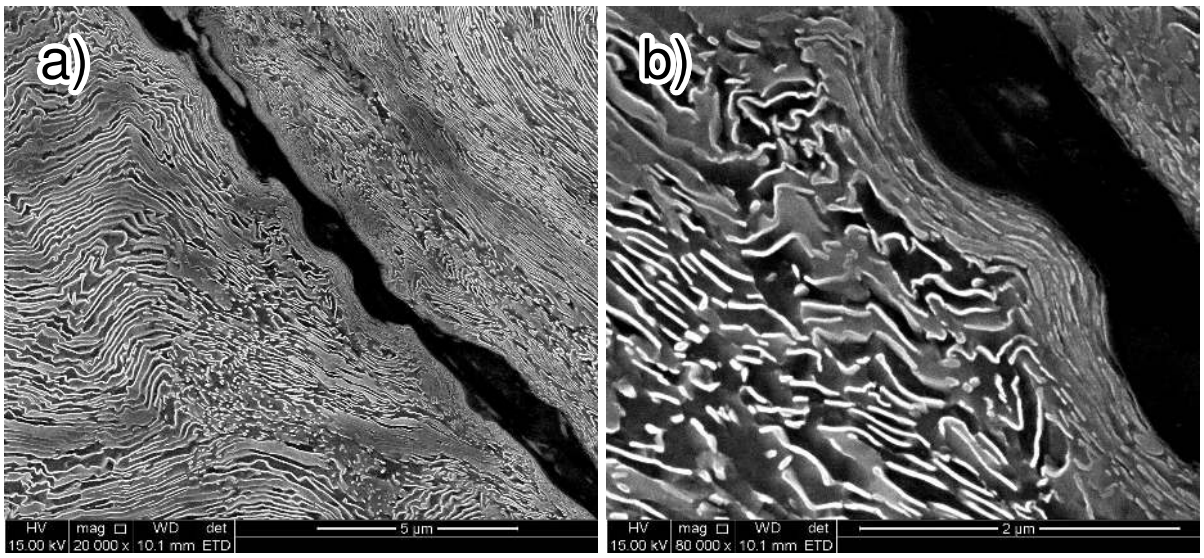

Figura 45 - Microscopia eletrônica de varredura mostrando a) trinca formada na superfície de trilho Tu 1 e b) em maior detalhe mostrando deformação no entorno da trinca.

tura A_1. Podemos observar que os comportamento de esferoidização e dureza são inversamente proporcionais. As amostras Tn 3 e Tn 4 atingiram 100% de esferoidização, enquanto a amostra Tn 1 atingiu máximo de esferoidização de cerca de 60%.

Em se comparando as durezas dos três aços (Figura 52) notamos comportamentos semelhantes. A queda de dureza é acentuada com a temperatura de tratamento até 730 °C quando a amostra começa a recuperar sua dureza. Notamos que a

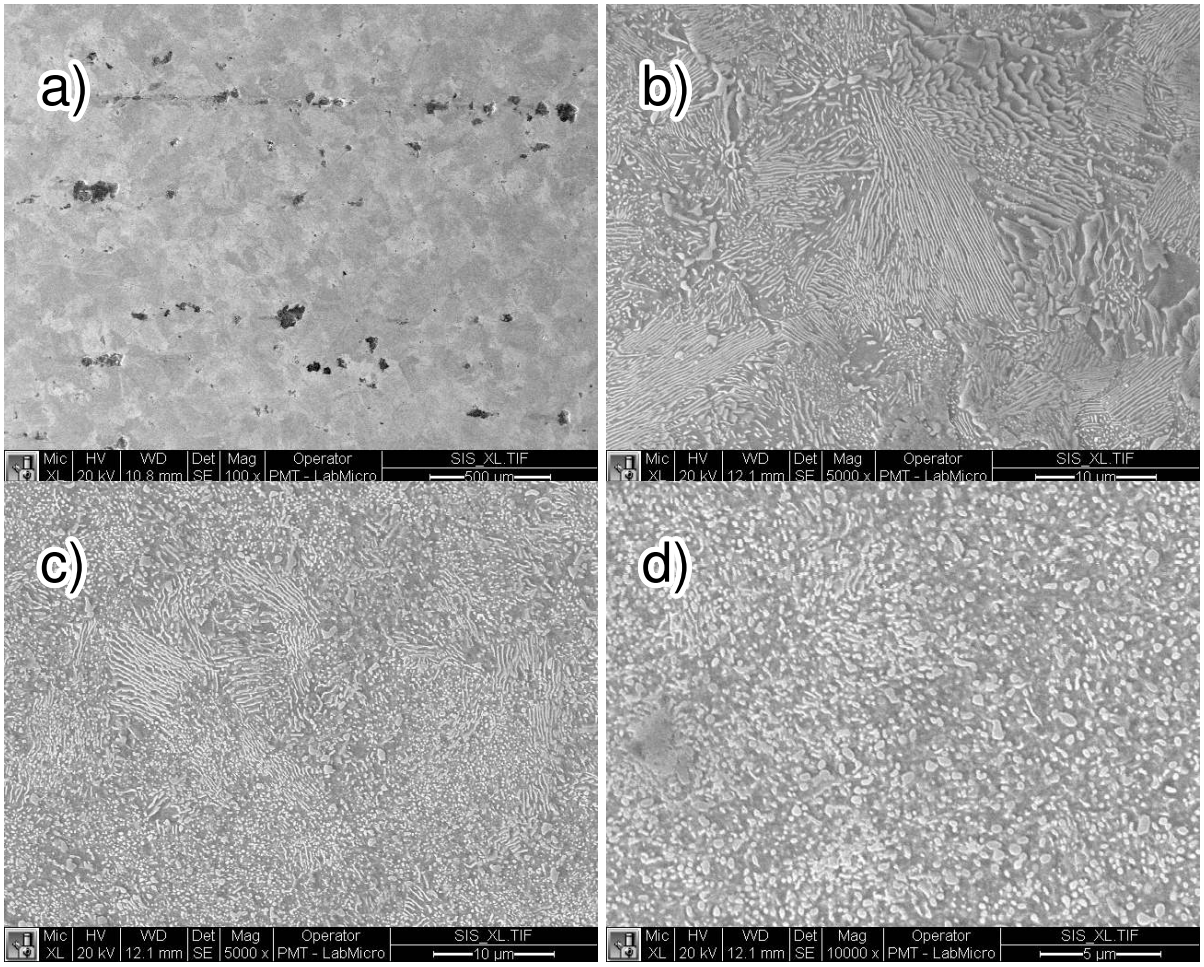

Figura 46 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários da amostra EX9 C1 nas regiões A) fundida, B) recuperada, C) mista de perlita e eutetóide divorciado e D) esferoidizada

amostra Tn 4 tem uma rampa de recuperação de dureza mais acentuada, enquanto a amostra Tn 3 tem rampa menos acentuada.

Em se observando a esferoidização (Figura 53) notamos que todas as amostras partem de estruturas com 0% de esferoidização (tratadas a 717 °C), atingindo o máximo de esferoidização próximo de 730 °C e recuperando estrutura lamelar após esta temperatura. Porém a amostra Tn 4 mantém cerca de 30% de esferoidização ao final do tratamento a 800 °C, diferentemente das amostras Tn 1 e Tn 3 que retornam a 0%. Assim a amostra Tn 4 possui uma rampa de recuperação de lamelarização menos acentuada; notamos que mesmo sendo a única amostra que mantém esferoidização com o tratamento a 800 °C é também a amostra com maior dureza após o mesmo.

As imagens de microscopia eletrônica das condições de máxima esferoidização

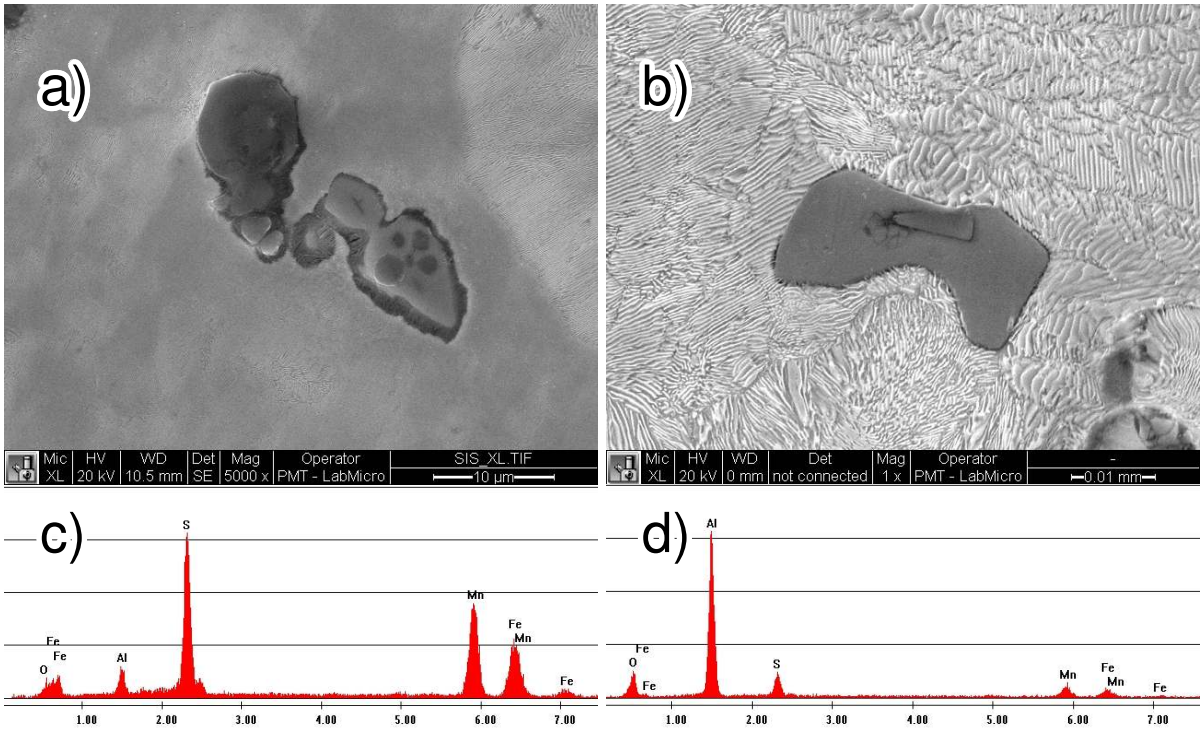

Figura 47 - Inclusões mistas de sulfeto de manganês e alumina vistas por microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários na amostra a) EX2 C5 e b) EX6 C8 e sinal EDS da c) região externa desta última e d) a região interna.

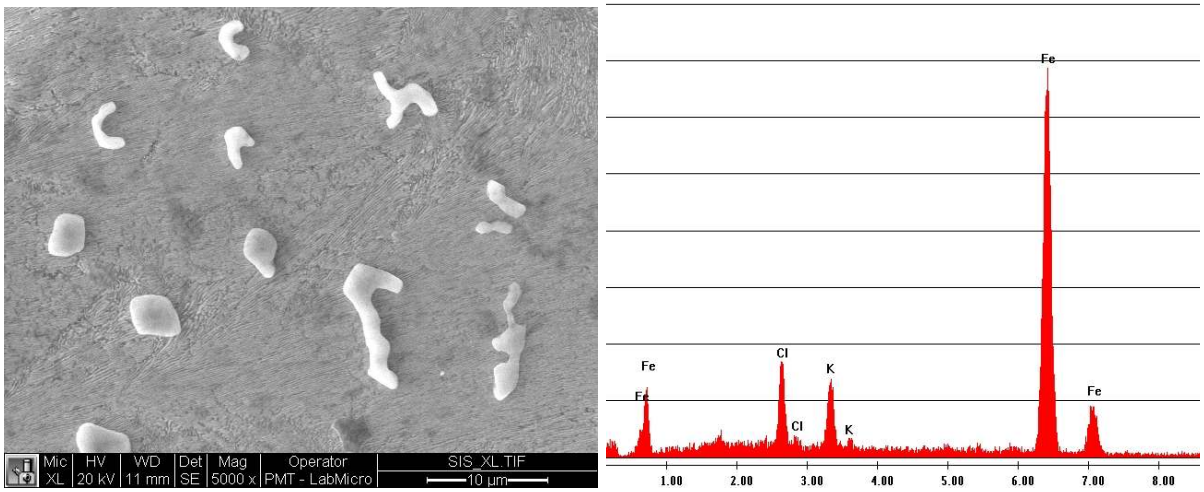

Figura 48 - Contaminação vista em microscopia eletrônica de varredura da amostra EX9 C1 e respectivo sinal de EDS indicando se tratar de KCl.

para a condição simulada podem ser vistas nas figuras 54, 55 e 56, que se apresentam semelhantes a casos reais de esferoidização em trilhos soldados.

Por fim uma amostra foi temperada a fim de entender a estrutura de alta temperatura. A amostra de trilho Tn 1 foi aquecida a 732 °C e temperada resultando na mi-

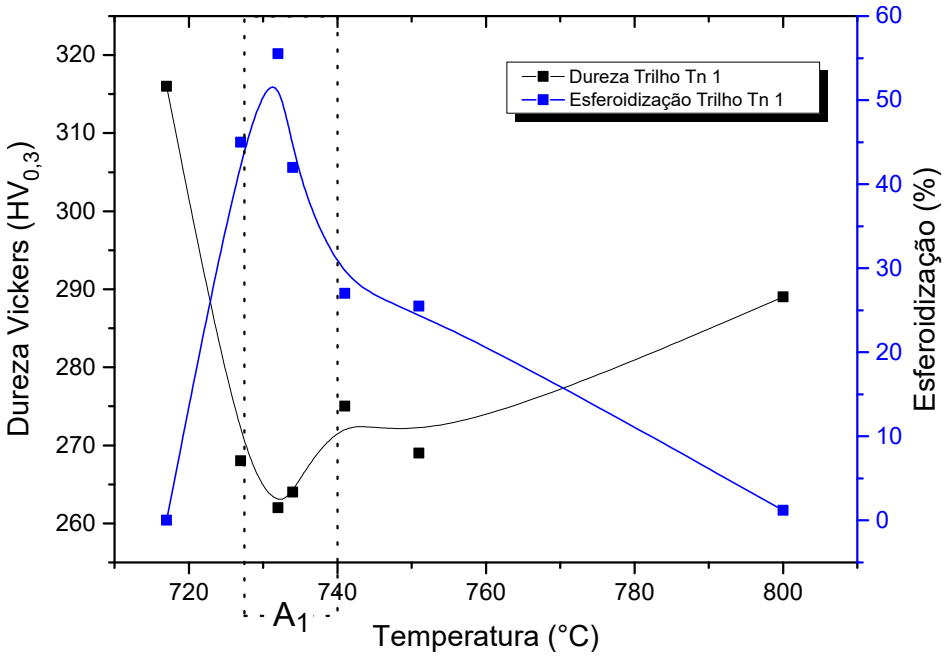

Figura 49 - Dureza e esferoidização para o aço Tn 1 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria.

croestrutura observada na Figura 57. Podemos claramente observar a distribuição de carbonetos junto à matriz martensítica. É possível observar, ainda, que neste estágio os carbonetos remanescentes apresentam morfologia facetada, diferindo da situação esferoidizada.

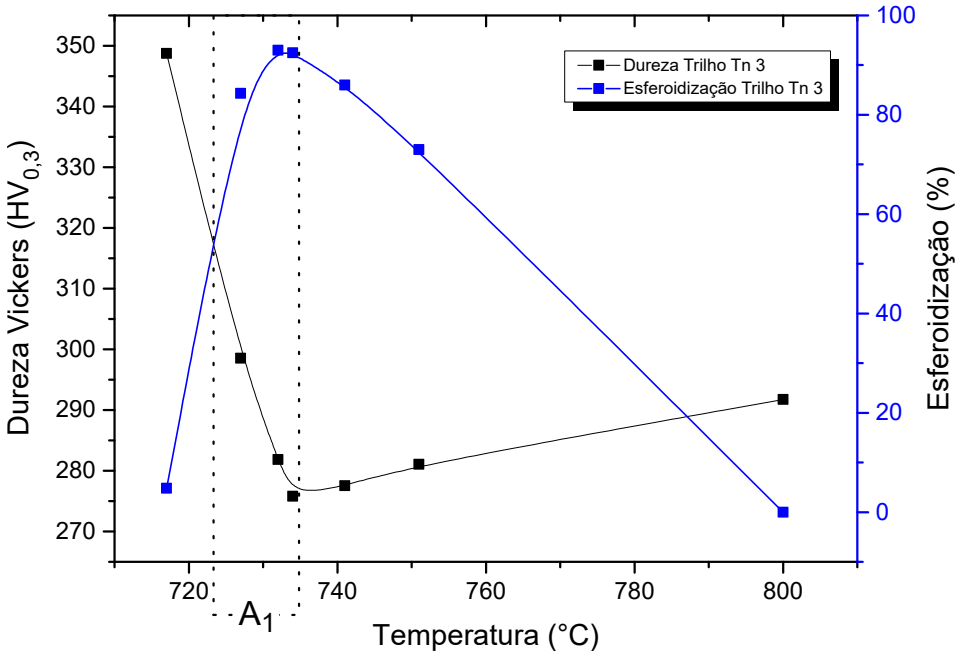

Figura 50 - Dureza e esferoidização para o aço Tn 3 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria.

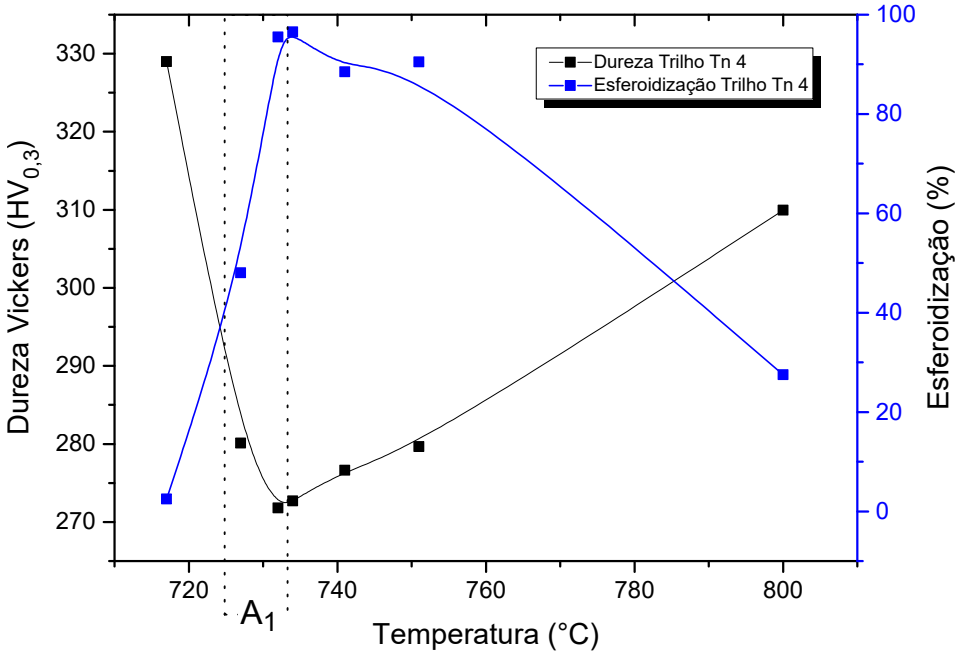

Figura 51 - Dureza e esferoidização para o aço Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos e respectiva faixa de temperatura A1, como determinada por dilatometria.

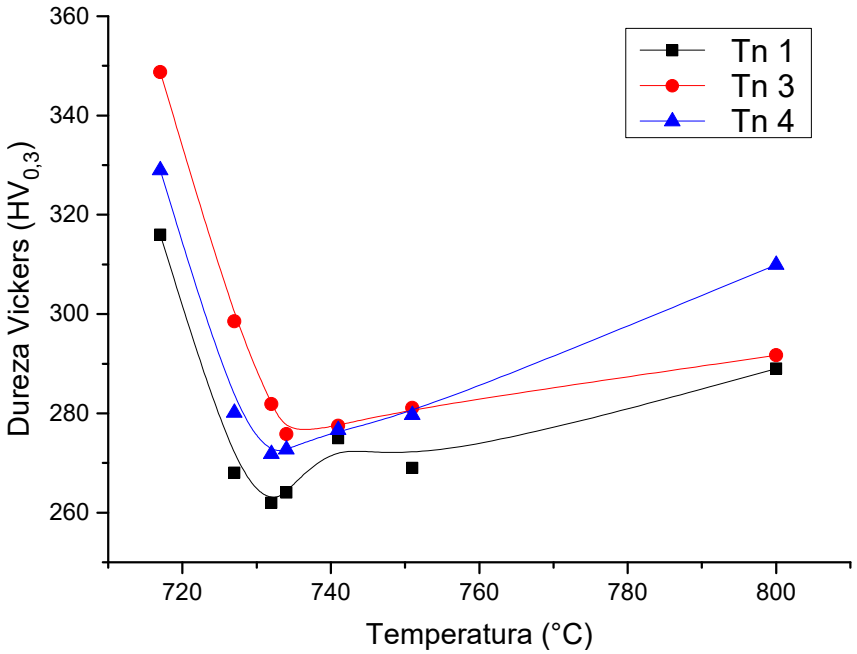

Figura 52 - Dureza para os aços Tn 1, Tn 3 e Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos.

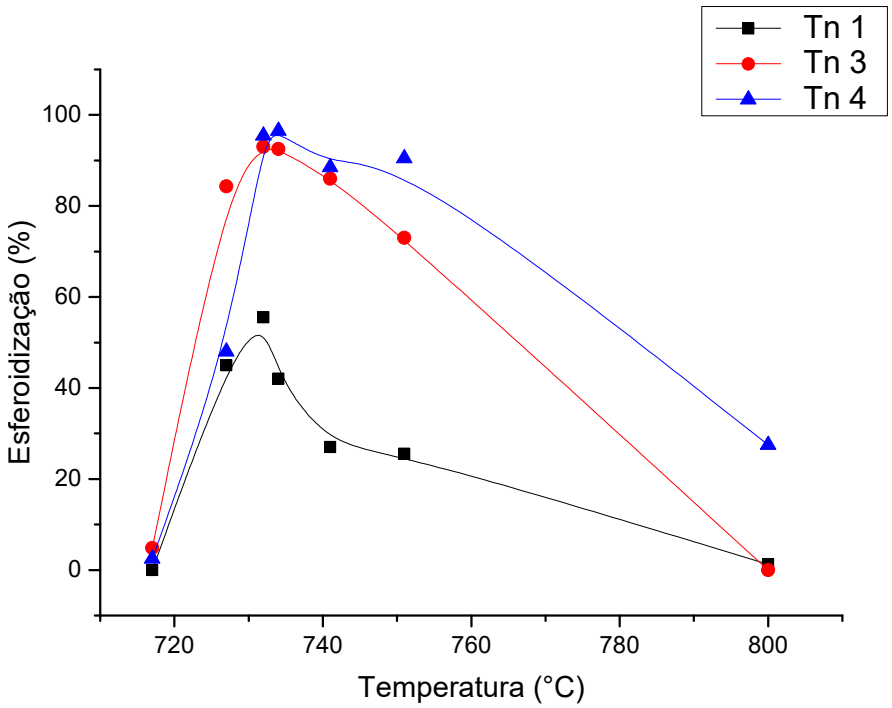

Figura 53 - Esferoidização para os aços Tn 1, Tn 3 e Tn 4 sob diversos tratamentos isotérmicos.

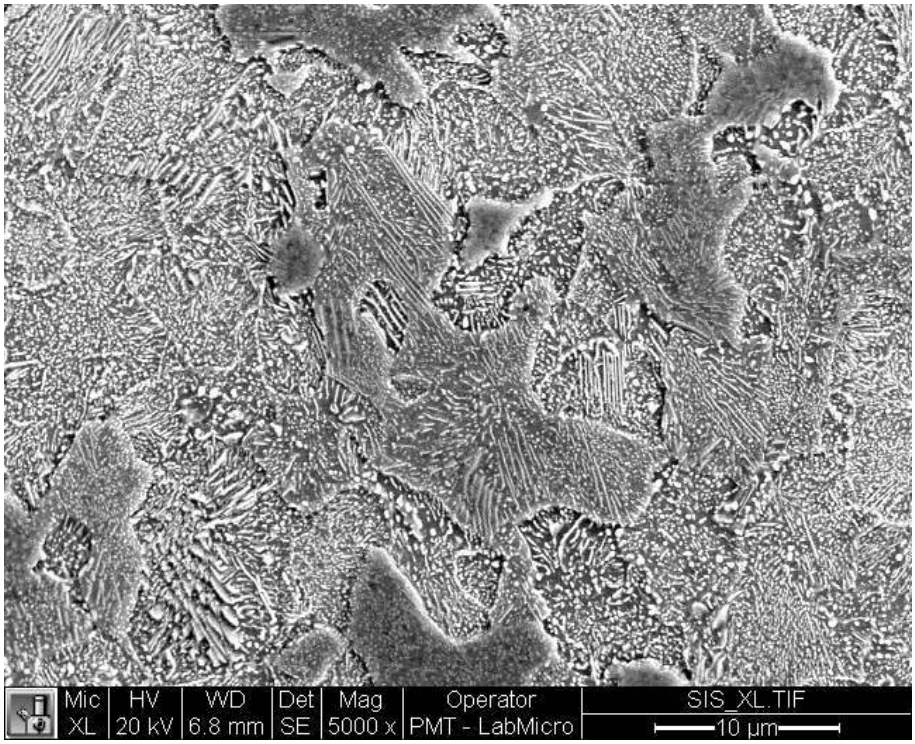

Figura 54 - Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 1 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico.

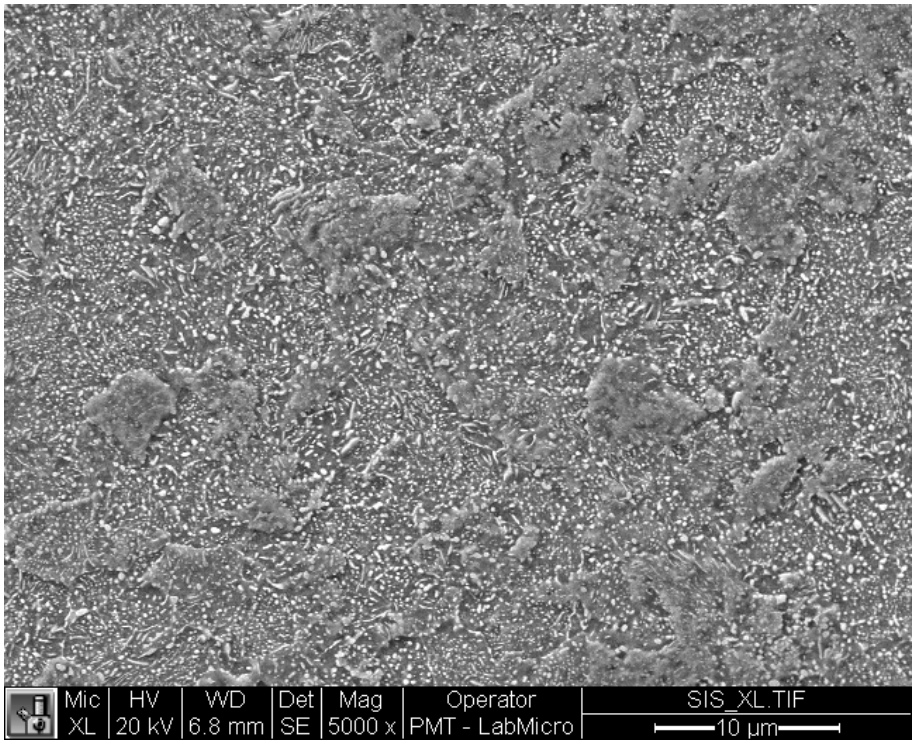

Figura 55 - Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 3 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico.

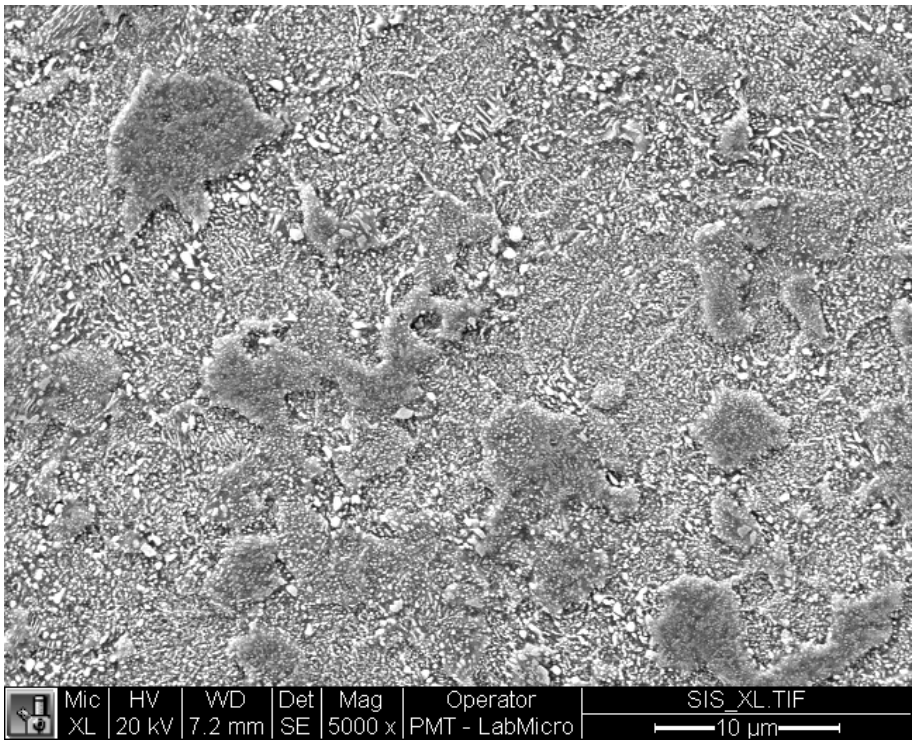

Figura 56 - Microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários da amostra de aço Tn 4 com esferoidização máxima após tratamento isotérmico.

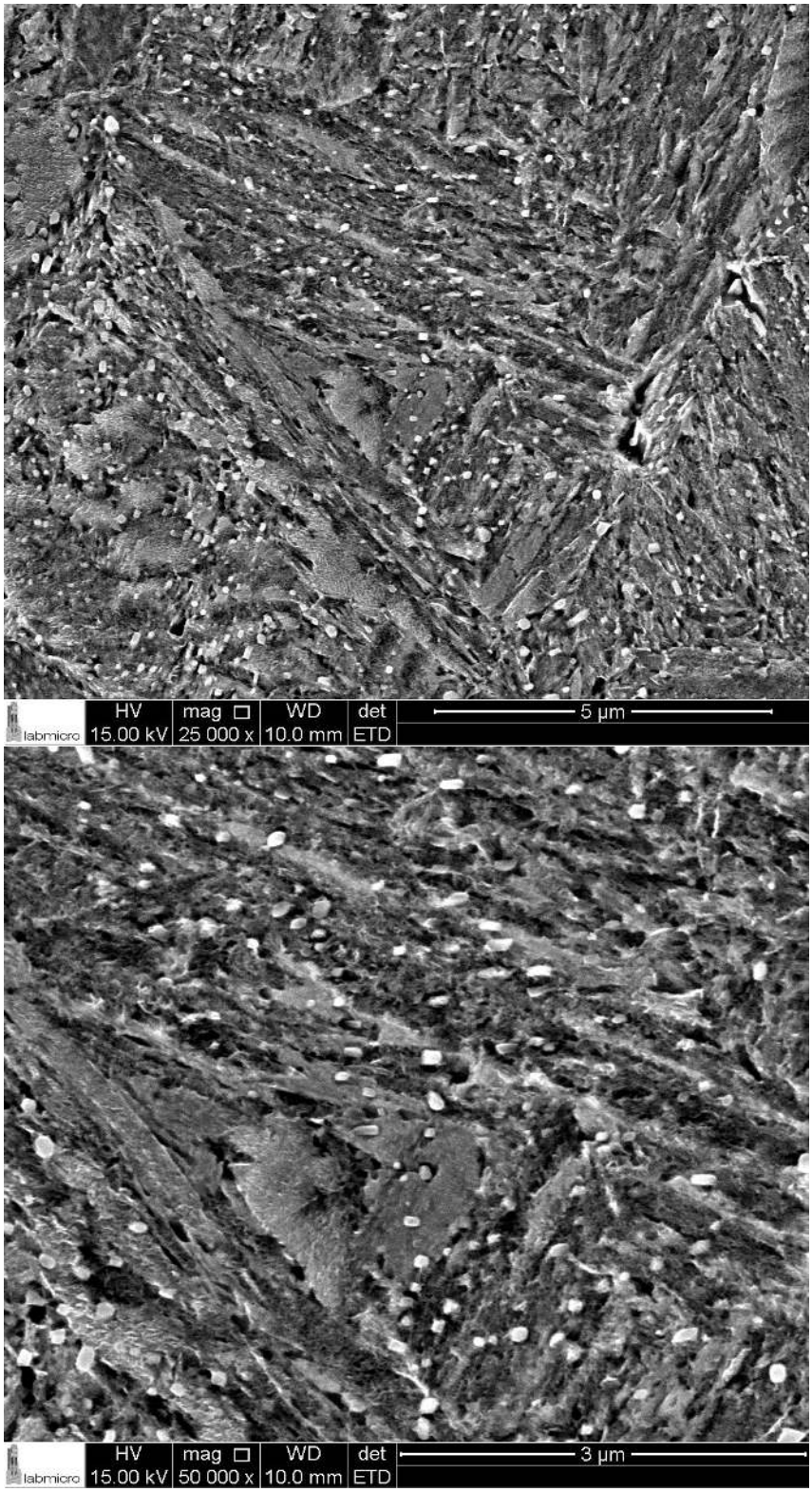

Figura 57 - Microscopia eletrônica de varredura em elétrons secundários de amostra de trilho Tn 1 tratada a 732 °C e temperada.

5 DISCUSSÃO

5.1 QUALIDADE DOS TRILHOS

Observamos que o trilho Tn 1 possui dureza elevada na superfície do boleto, reduzindo-se gradativamente em direção ao patim, indicando que este passa por tratamento de endurecimento (*Head Hardened*). Os trilhos Tn 3, Tn 4 e Tu 1 também apresentam endurecimento de superfície como indicado por outros resultados do grupo (Figura 58), os valores apresentados, no entanto, possuem grande desvio experimental que deverá ser corrigido em medidas futuras. A dureza superficial mais elevada faz com que estes trilhos sejam considerados de melhor qualidade (*"premium"*) pela indústria e, portanto, tenham preço mais elevado.

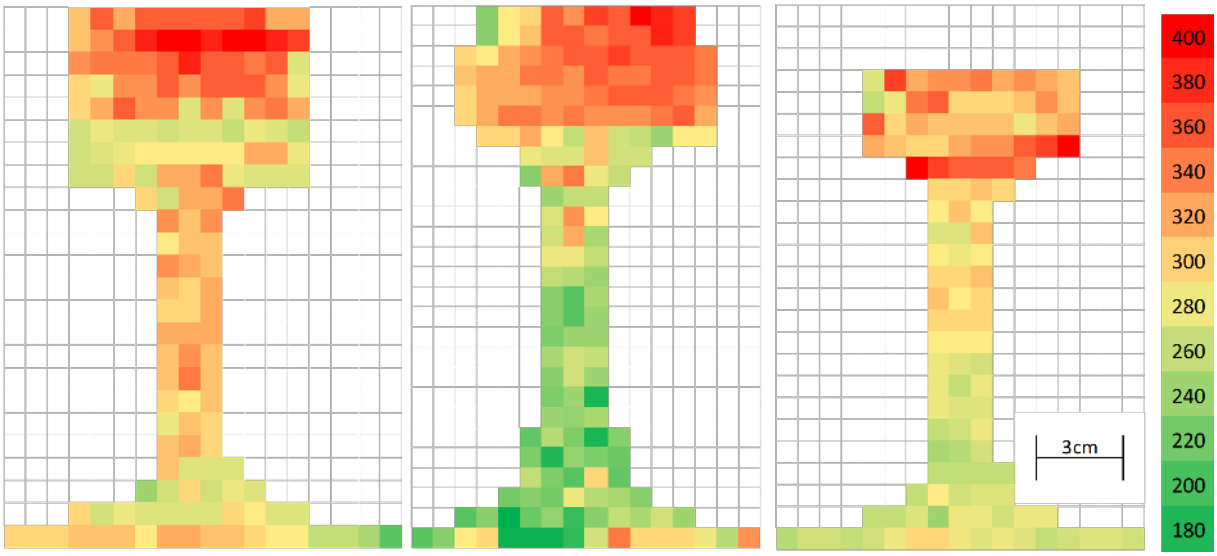

Figura 58 - Mapa de dureza Brinell da seção transversal dos trilhos Tn 3, Tn 4 e Tu 1, respectivamente (37).

A presença de estruturas de solidificação é notável em todos os trilhos. Este resultado não era esperado uma vez que o trilho é laminado o que teria destruído a estrutura de solidificação se a redução fosse suficiente. Os resultados, no entanto, indicam baixo grau de redução para o trilho Tn 1. Trilhos Tn 3, Tn 4 e Tu 1 apresentaram resultados semelhantes, respectivamente figuras 59, 60 e 61.

A presença de inclusões alongadas observadas em todos os trilhos também é prejudicial para qualidade dos trilhos.

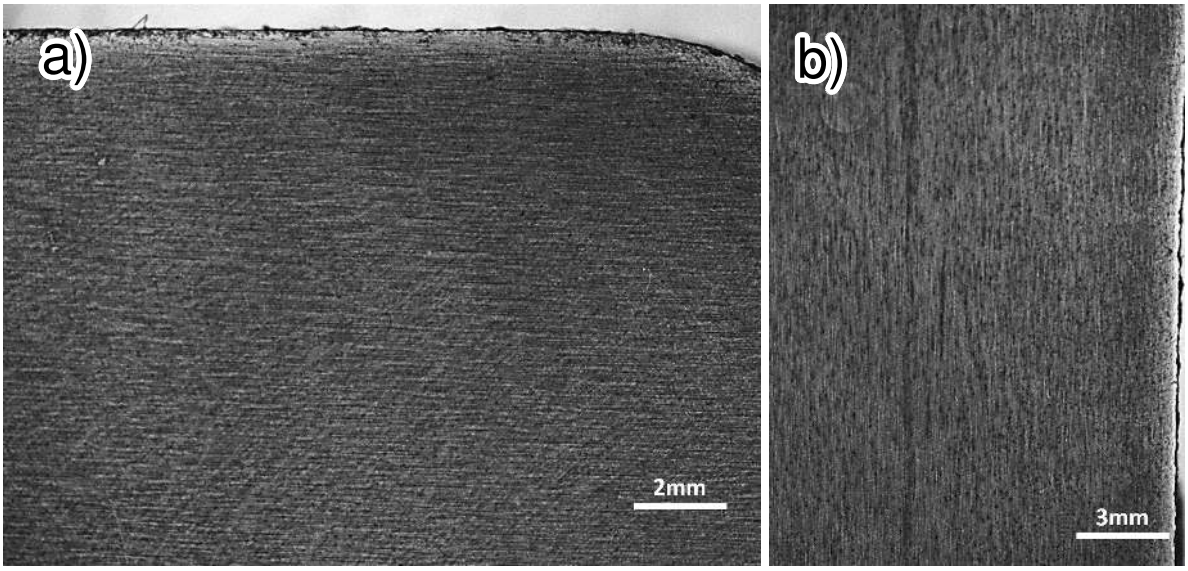

Figura 59 - Macrografia da seção do trilho Tn 3 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37).

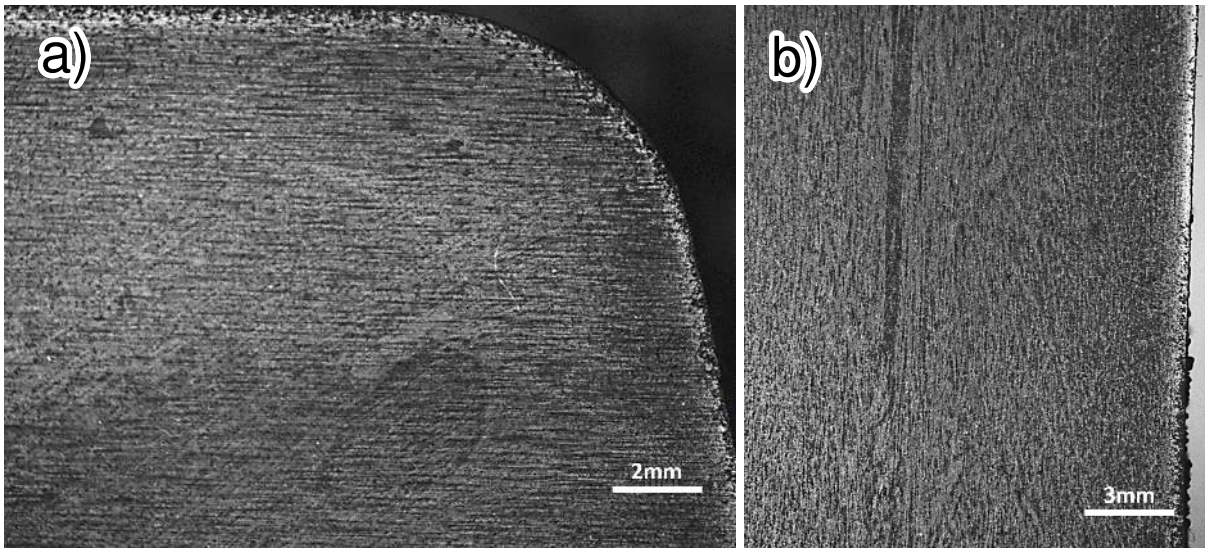

Figura 60 - Macrografia da seção do trilho Tn 4 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37).

5.2 TEMPERATURAS CRÍTICAS

Para todos os aços as simulações termodinâmicas mostraram a presença de uma faixa eutetóide e região intercrítica (equilíbrio austenita e cementita) indicando que os materiais possuem composição hipereutetóide, que favorece a formação do eutetóide divorciado (embora não seja condição necessária). As temperaturas previs-

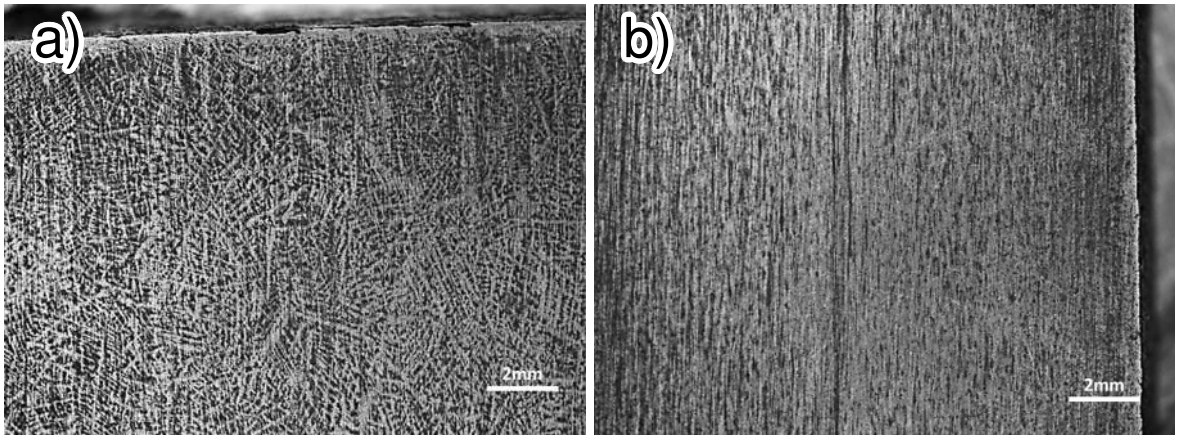

Figura 61 - Macrografia da seção do trilho Tu 1 revelada com reativo de iodo na região a) do boleto e b) da alma do trilho (37).

tas de faixa eutetóide são próximas aos valores experimentais para todos os casos, no entanto a temperatura A_{cm} prevista é muito inferior ao valor observado em dilatometria. Este resultado é esperado uma vez que os cálculos prevêm equilíbrio termodinâmico que é uma situação longe do obtido em aquecimento constante (mesmo para taxas de aquecimento relativamente baixas). A diferença é ampla devida à baixa cinética de dissolução da cementita, especialmente contendo elementos de liga tais como cromo e manganês, como já abordado pela literatura (38, 39).

A presença de cementita pró-eutetóide na microestrutura do trilho Tn 1 em situação de resfriamento lento confirma que todos os trilhos são hipereutetóides, sendo este o trilho de menor composição de carbono. Além disso a presença de cementita pró-eutetóide é notável na região recuperada na zona afetada pelo calor.

5.3 TRANSFORMAÇÕES NA ZAC

5.3.1 Macrografias e Durezas dos Trilhos Soldados

As macrografias mostram claramente as áreas da ZAC. Para o caso da solda FBW dos trilhos Tn 1 e Tn 2, com ataque de nital, podemos visualizar duas faixas escurecidas e uma linha central esbranquiçada. Tanto as faixas escurecidas quanto a linha central possuem dureza reduzida; a primeira pela esferoidização da microestrutura e a segunda pela descarbonetação ocorrida durante o processo.

Para a solda aluminotérmica observamos o mesmo comportamento na zona afetada, apresentando uma faixa acinzentada tanto sob ataque de nital, quanto com reativo de iodo. A faixa em questão possui transição gradativa em direção à zona fundida e brusca em direção ao material base. Neste caso, porém, a mudança brusca de dureza, na passagem para o material base, não é notada devido ao espaçamento entre medidas. Novamente a zona afetada mais próxima ao centro da solda possui dureza comparável à do material base. Observa-se, ainda, que a dureza da zona fundida é menor no centro da solda e cresce gradativamente até atingir um máximo na transição entre a solda e a zona afetada. A região de perda de dureza para o trilho de maior carbono equivalente é mais extensa, no entanto esse resultado pode não ser confiável devido à baixa densidade de pontos.

O mapa de dureza da solda FBW do trilho Tu 1 também mostra o mesmo comportamento da solda dos trilhos Tn 1 e Tn 2, com exceção da dureza superficial, resultado a ser discutido adiante.

5.3.2 Microscopia dos Trilhos Soldados

Pela análise da microestrutura dos trilhos soldados observamos que há uma clara e brusca transição entre o material base e a zona afetada pelo calor. Com o uso do MEV pôde-se observar que a microestrutura ao final da ZAC encontra-se amplamente esferoidizada. As regiões mais próximas ao centro da amostra apresentam microestrutura mista de estrutura esferoidizada e eutetóide clássico (perlita), sendo que o porcentual de perlita aumenta gradativamente quanto mais próximo ao centro até que torna-se totalmente perlítico. Esta região pertence à zona afetada e sofreu austenitização, porém retornou à microestrutura perlítica no resfriamento.

No centro das amostras encontram-se a zona de ligação (para o caso da solda topo com centelhamento), na qual podemos observar descarbonetação (indicado pela presença clara de ferrita pró-eutetóide) e poros; ou a zona fundida (para soldas aluminotérmicas) onde observamos uma região com matriz perlítica e grande quantidade de inclusões não-metálicas advindos do processo.

É importante ressaltar que tanto a presença de cementita pró-eutetóide quando inclusões diminuem a qualidade geral do trilho por reduzir a vida em fadiga da peça (40).

5.3.3 Transformação do Eutetóide Divorciado

Comparado-se o conhecimento do processo de esferoidização sub-crítico e a formação do eutetóide divorciado torna-se evidente que este último é o fenômeno atuante na esferoidização das regiões ao final da ZAC de trilhos perlíticos soldados.

As curvas de temperatura máxima tanto no processo de soldagem aluminotérmica quanto na soldagem topo com centelhamento é maior no centro e diminui gradativamente quanto mais afastado do centro da solda o ponto se localiza. Este resultado é conflitante com o processo de esferoidização clássico que é ativado termicamente e, portanto, geraria maior esferoidização em pontos mais próximo ao centro da solda (maior temperatura máxima atingida) do que pontos mais afastados, o inverso do observado. Além disso os tempos da soldagem são incompatíveis com os tempos envolvidos no processo de esferoidização clássico, que exige centenas de horas.

Os processos de formação do eutetóide divorciado, no entanto, explicam satisfatoriamente a formação da região esferoidizada. No processo de formação do eutetóide divorciado (exemplificado na Figura 62) a estrutura inicial sofre austenitização incompleta resultando em uma estrutura com núcleos prévios de cementita não dissolvida (previamente cementita, altamente fragmentada). Durante o resfriamento o carbono dissolvido na matriz austenítica, então, migra para os núcleos já formados de cementita (tendo, portanto, vantagem termodinâmica frente à formação de perlita que exige criação de novas interfaces) crescendo, sem necessidade de novo evento de nucleação, com morfologia esferoidizada; regiões que não possuam núcleos de cementita desenvolvem o eutetóide acoplado. Isso explica a prevalência de esferoidização em posições mais afastadas ao centro da solda, uma vez que quanto menor a temperatura de austenitização menor será a dissolução dos carbonetos e, portanto, maior a quantidade de núcleos pré-existentes no resfriamento. A região da zona afetada pelo calor que não possui esferoidização, portanto, é região que atinge temperatura e tempo suficiente para a austenitização completa garantindo que a microestrutura formada no resfriamento seja perlítica.

A hipótese de núcleos de cementita não dissolvidos a alta temperatura é fortemente embasado pelo resultado da amostra de trilho Tn 1 tratada a 732 °C (condição com intensa esferoidização com resfriamento não acelerado) e temperada (Figura 57),

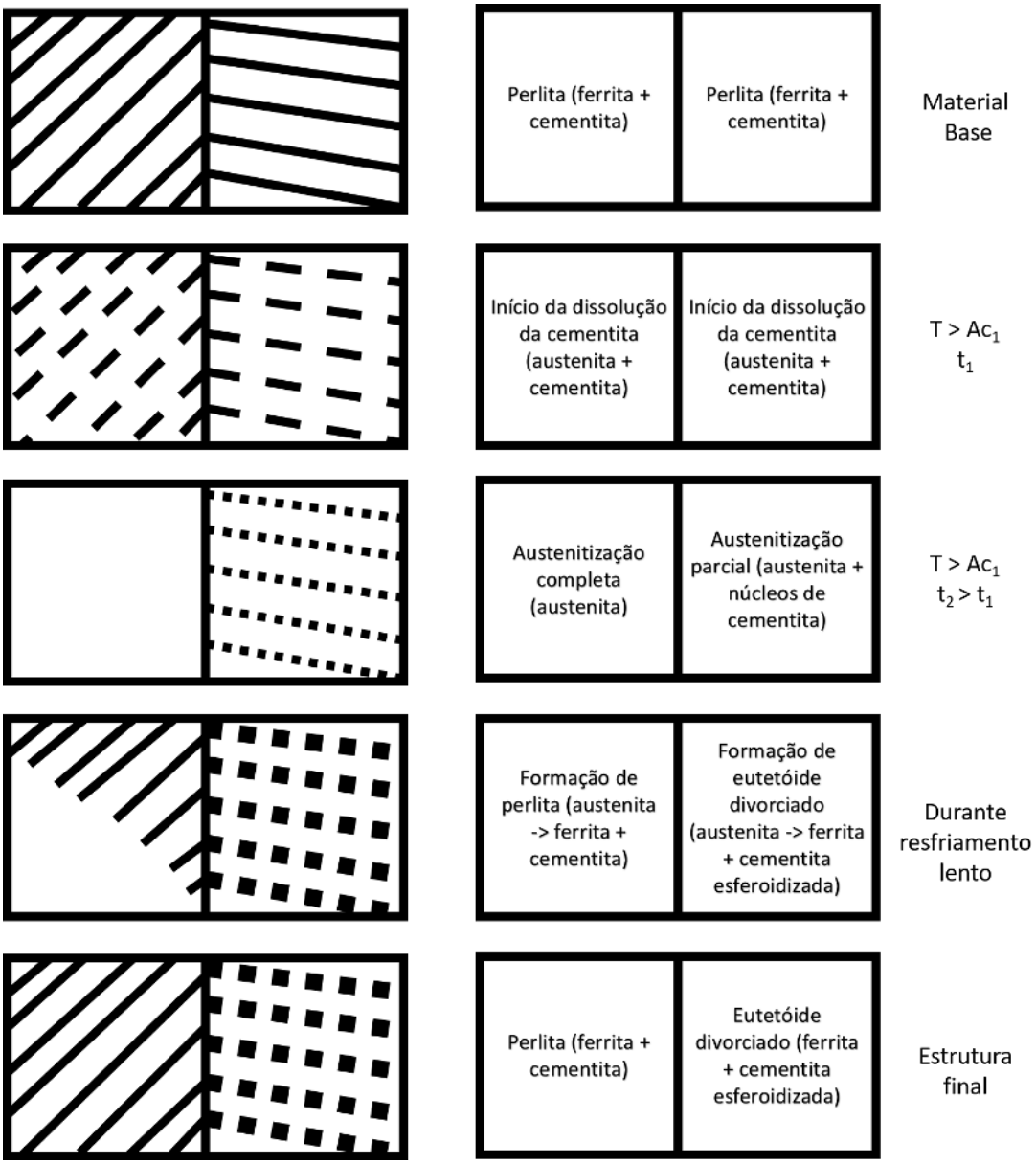

Figura 62 - Esquema representativo da sequência de reações envolvidas na formação do eutetóide divorciado.

onde se observa claramente a presença de carbonetos não dissolvidos em matriz martensítica (previamente austenítica).

As curvas de esferoidização (Figura 53) dão embasamento complementar à afirmação mostrando que a esferoidização é nula em temperaturas abaixo da temperatura de austenitização, aumenta abruptamente logo acima da temperatura A_1 e diminui gradativamente a temperaturas superiores. É relevante observar também que há esferoidização em tratamentos a temperaturas acima da temperatura A_{cm} teórica. Isto pode ser explicado pelo tempo reduzido de austenitização, indicando que a cinética de

dissolução, além da condição termodinâmica, é relevante para o processo em questão; o mesmo fator que desloca a temperatura experimental para valores mais altos.

Os resultados das curvas de esferoidização, somados aos resultados das durezas das soldas aluminotérmicas nos indicam, ainda, que a situação de esferoidização é intensificada quanto maior o teor de carbono do trilho, uma vez que a faixa de temperaturas em que há austenitização incompleta é alargada. Isto pode ser visto como uma região alargada de perda de dureza no perfil das soldas aluminotérmicas, somente para o trilho com C.E. superior e pela persistência da esferoidização em tratamentos de alta temperatura como visto na curva de esferoidização. Apesar disso podemos observar que a dureza do trilho Tn 4 é superior aos demais mesmo estando parcialmente esferoidizado a 800 °C, indicando que a adição de elementos de liga, embora piore a situação de esferoidização, pode endurecer o material de forma a se sobrepor a este efeito gerando um endurecimento geral. Apesar disso a temperatura em que há a ocorrência da máxima esferoidização é relativamente constante (cerca de 730 °C) e mais próxima da temperatura A_1 indicando que a posição de formação de esferoidização máxima é pouco dependente da composição de carbono (diferente da porcentagem máxima de esferoidização).

A transição brusca observada entre o final da região afetada pelo calor (de grão aparentemente mais finos e estrutura esferoidizada) e o material base (de estrutura perlítica com células eutetóides mais grosseiras) pode ser entendida como a região separada pela temperatura máxima A_1, isto é, a temperatura máxima da região não afetada não ultrapassa tal temperatura, enquanto que a região vizinha a supera somente o suficiente para acarretar austenitização incompleta da região gerando esferoidização e novos eventos de nucleação sem que houvesse crescimento de grão acarretando, portanto, em refino do grão aparente da região.

Desta forma podemos entender as regiões da zona afetada pelo calor como região de austenitização completa e região de austenitização incompleta, desta forma podemos descrever esquematicamente as regiões como representado na Figura 63 para a solda topo com centelhamento e na Figura 64 para a solda aluminotérmica.

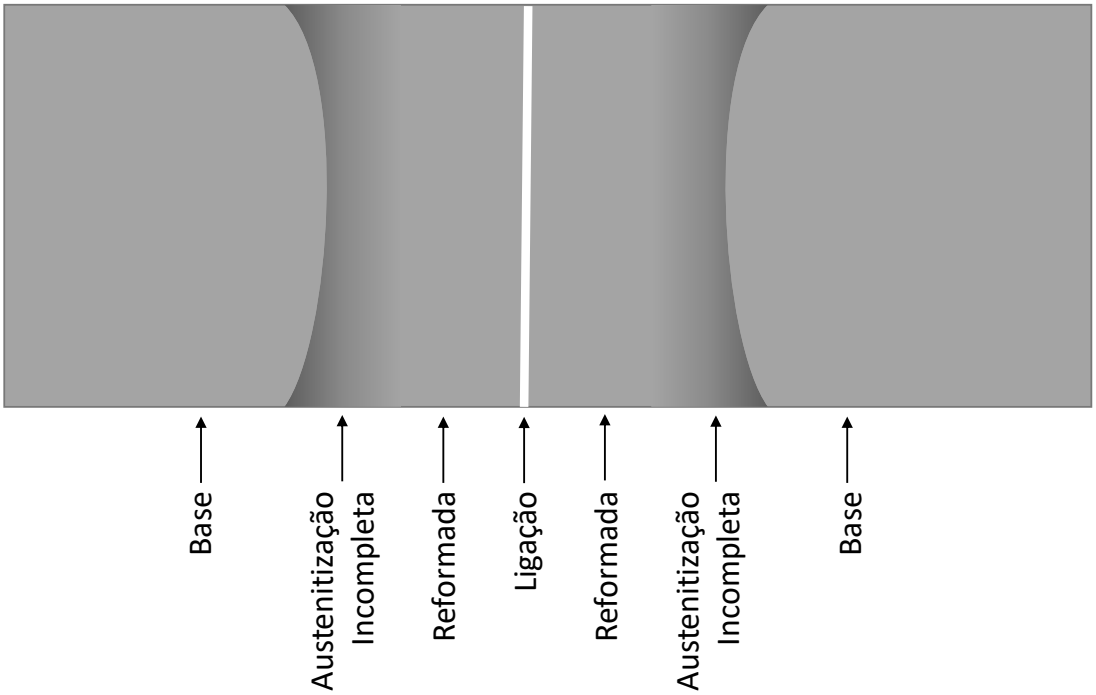

Figura 63 - Esquema representativo das regiões presentes na solda topo com centelhamento e vizinhanças.

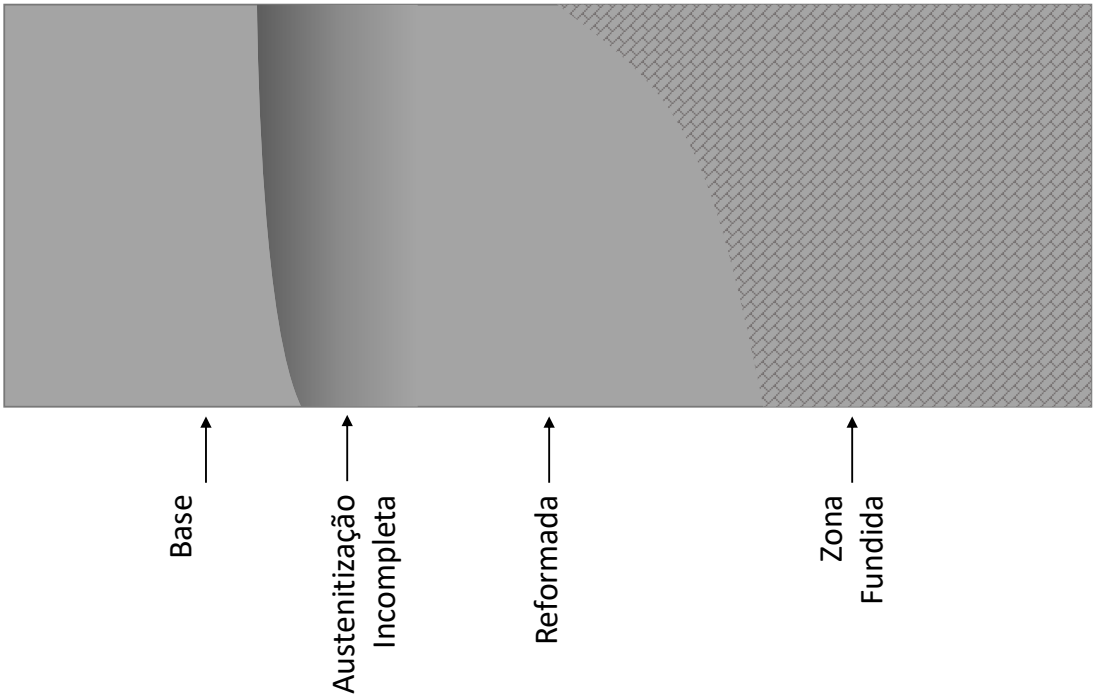

Figura 64 - Esquema representativo das regiões presentes na solda aluminotérmica e vizinhanças.

5.3.4 Formas de Abordar o Problema

Por fim é importante discutir o objetivo tecnológico final deste trabalho: evitar ou reduzir a ocorrência da perda de dureza próxima à solda, reduzindo o número de defeitos que ocorrem nessa região.

A discussão anterior deixa claro, tal qual apresentado na literatura, que a formação da região esferoidizada é inevitável consequência do aporte de calor do durante a soldagem de estruturas perlíticas, em especial do gradiente de temperaturas formado. A proposta de tratamentos posteriores à soldagem, ainda, dificilmente reduziria a região de esferoidização. Caso deseje-se reduzir a região esferoidizada o tratamento deve focar em reduzir drasticamente o gradiente de temperatura na faixa de temperatura de austenitização parcial. Há a informação de empresas que aplicam tratamentos térmicos posteriores à soldagem a fim de recuperar a dureza da região (3). Outra possibilidade é, como já descrito pela literatura, gerar resfriamento acelerado na região, o que favoreceria a formação de eutetóide acoplado frente ao divorciado, embora esta solução seja criticada por alguns fabricantes (4).

Considerando-se essa possibilidade é importante que o operador esteja consciente da necessidade de se trabalhar, mesmo nas condições de soldagem atuais, dentro de uma janela de processo (tempo e temperatura). Caso o operador, temendo a formação de estrutura martensítica (especialmente em aços mais ligados), imprima condições de soldagem que acarrete em resfriamento mais lento que o ideal a junta soldada pode apresentar não somente região esferoidizada ampla como também perda de dureza na região reformada (pela formação de perlita grossa). A depender das condições de soldagem a região recuperada pode apresentar dureza até mesmo superior ao do material base, como no exemplo Tu 1. Resultados não publicados do professor Paulo Cordeiro Machado (UFPA), utilizando amostras Tn 1 deste trabalho, mostram que a formação perlítica persiste até taxas de resfriamento acima de 5 $^{\circ}$C s^{-1} (Figura 65), sabendo-se disso a taxa de resfriamento deste aço, após a soldagem, não deve ser muito superior a esta.

Quanto à proposta de modificação da composição do trilho, nota-se que a formação do eutetóide divorciado é favorecida pelo aumento do teor de ligantes (principalmente carbono e fortes formadores de carboneto) e, portanto, estes alargariam

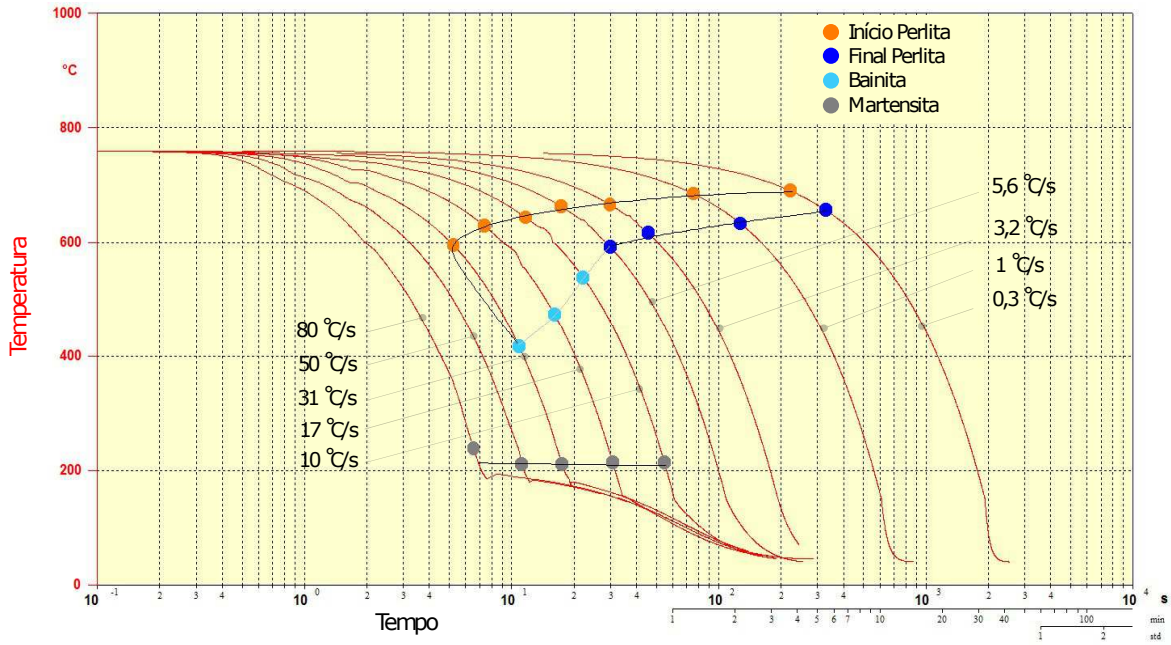

Figura 65 - Curva de transformações em resfriamento contínuo (CCT) para o aço Tn 1, adaptado de (41).

a região de esferoidização. No entanto observou-se também que a perda de dureza pode ser contornada pelo endurecimento geral do material, de forma que mesmo estruturas esferoidizadas não apresentem grande perda de dureza, como visto para o trilho Tn 4.

5.4 DEFORMAÇÃO E ENCRUAMENTO

Podemos observar, pelo mapa de dureza da solda do trilho Tu 1 que o uso do mesmo gerou uma camada encruada na superfície do boleto de cerca de 4 mm, sendo mais intensa no primeiro milímetro. Este encruamento reduziu ligeiramente a diferença de dureza entre as diferentes regiões da zona afetada pelo calor.

A microestrutura também é altamente deformada durante o uso, tornando-se mais deformada quanto mais próxima à superfície, onde a microestrutura torna-se mais dificilmente distinguível. Este efeito pode estar associado à dissolução da cementita na ferrita devido à grande concentração de discordâncias nesta fase. Observa-se que com a deformação a perlita não se fragmenta, mas se dobra, enquanto que a cementita esferoidizada não aparenta sofrer a deformação; este fenômeno já foi re-

portado na literatura como consequência de deformação severa (42).

A deformação mais intensa observada no entorno da trinca pode estar associado a fenômenos de crescimento da trinca, sendo as hipóteses mais prováveis a plastificação na frente da trinca de fadiga e efeitos hidrostáticos durante o uso do trilho.

5.5 SOLDA ALUMINOTÉRMICA

A análise das soldas aluminotérmicas indicou correlação entre tempo de pré-aquecimento, espaçamento entre trilhos e o nível de microinclusão na região da solda. A melhora da limpeza da zona fundida com o aumento do tempo de pré-aquecimento sugere que esta dá-se naturalmente (por flotação da escória menos densa) dado tempo suficiente. A solidificação acelerada, por outro lado, aprisionaria as partículas de alumina do processo diminuindo a qualidade do produto final. A dependência do vão entre trilhos indica situação semelhante, uma vez que há maior quantidade de banho metálico sendo adicionado a um vão maior o que diminui o tempo de solidificação total da região.

Demais resultados do conjunto de experimentos (32), no entanto, mostra correlação entre a formação de defeitos visuais e internos (verificados pelo uso de ultrassom) com o tempo de resfriamento. Ou seja, com o aumento do tempo de resfriamento há o aumento da incidência de trincas e rechupes. Sugere-se que a manutenção do tempo para remoção do molde tenha relação com este resultado uma vez que os trilhos com maior tempo de resfriamento possuem maior risco de serem desmoldados em um momento de solidificação incompleta, induzindo os defeitos visuais.

6 CONCLUSÕES

Pelo apresentado na pesquisa, com relação à qualidade dos trilhos, pode-se concluir que estes não possuem grande redução na laminação, apresentando estrutura grosseira de solidificação facilmente observável com ataque de reativo de iodo. Foram observados sulfetos nas amostras que, em algumas situações, se apresentaram aglomerados e com vários micrômetros de comprimento. Possuem, por outro lado, tratamento de endurecimento de superfície e composição hipereutetóide sem, no entanto, apresentar clara evidência de cementita em contorno de grão na região do boleto.

As soldas topo com centelhamento mostraram sete regiões distintas, simétricas com relação ao centro, denominadas, neste trabalho, de ligação, reformada, austenitização incompleta e base. A zona de ligação apresentou ferrita pró-eutetóide para os dois casos analisados, bem como poros. A região reformada, embora afetada pelo calor, apresenta dureza e microestrutura semelhantes ao material base. A região de austenitização incompleta apresenta microestrutura esferoidizada; o ataque desta região é diferenciado, possuindo transição abrupta em direção ao material base e gradativa em direção ao centro da solda. A dureza desta região é inferior à dureza da vizinhança e o comportamento é semelhante ao observado em ataque (transição brusca em direção ao material base e gradativa em direção ao centro). Na região de transição gradativa mencionada a microestrutura é gradativamente, da mesma forma, menos esferoidizada em direção ao centro da solda. O material base possui microestrutura perlítica.

As soldas aluminotérmicas, por sua vez, apresentaram regiões muito semelhantes. No entanto a zona de ligação da solda FBW é substituída por uma larga faixa de zona fundida. A zona fundida frequentemente apresenta inclusões não-metálicas e estrutura grosseira de solidificação; a dureza da região é, ainda assim, comparável (ou maior, próximo ao material não fundido) que a dureza do material base. As inclusões não metálicas analisadas foram, majoritariamente, de alumina e sulfeto de manganês (frequentemente juntos). Das condições analisadas, as que possuíam maior tempo de pré-aquecimento apresentaram melhor limpeza da zona fundida, assim como (em menor grau) as condições com maior vão entre trilhos. A zona afetada pelo calor

mostrou-se semelhante entre os tipos de soldagem, tanto em morfologia quanto em comportamento de dureza.

Quanto à deformação da junta soldada utilizada na linha, pode-se observar intenso encruamento e deformação próximo à superfície do boleto. O encruamento reduz ligeiramente a diferença de dureza entre as regiões do entorno da solda. As microestruturas deformam-se intensamente quando mais próximas à superfície e microestruturas muito próximas à superfície perdem nitidez de ataque sendo mais dificilmente identificáveis. Com o uso, tanto a ferrita quanto a cementita da perlita são intensamente deformadas, comportamento diferente da região esferoidizada onde não se observa deformação da cementita.

Os tratamentos térmicos simularam satisfatoriamente as estruturas encontradas na região esferoidizada, utilizando-se de tempos e temperaturas compatíveis com o processo FBW. A amostra de mais baixo carbono não apresentou esferoidização completa, enquanto as outras duas composições atingiram a condição 100% esferoidizada. A esferoidização é nula abaixo da temperatura A_1, aumenta bruscamente próximo às temperaturas da faixa do eutetóide e diminui gradativamente para temperaturas mais altas. O comportamento de dureza, por sua vez, é inversamente proporcional à esferoidização dado um mesmo aço.

Na condição tratada a 732 °C e temperada podemos observar carbonetos não dissolvidos em matriz martensítica (previamente austenítica). Podemos, portanto, afirmar com relativa segurança que a transformação do eutetóide divorciado é o fenômeno atuante na formação da zona esferoidizada, presente ao final da zona afetada pelo calor na soldagem de trilhos perlíticos, tanto para o processo de soldagem topo com centelhamento, quanto para o aluminotérmico. Sugere-se, desta forma, que o termo "eutetóide divorciado" seja aplicado para a esferoidização na situação em questão.

Referências

1 SILVEIRA, M. R. A importância econômica das ferrovias para o brasil. *RTP/ANTP, São Paulo*, n. 95, p. 55–70, 2002.

2 SILVEIRA, M. R. Transporte e logística: as ferrovias no brasil. *Geosul*, v. 17, n. 34, p. 63–86, 2002. Disponível em: <https://periodicos.ufsc.br/index.php/geosul/article/download/13658/12523>.

3 UEDA, M. et al. Development of long-life rails for overseas freight railways. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, v. 105, p. 63–71, 2013.

4 GIRSCH, G. et al. Advanced rail steels for heavy haul application–track performance and weldability. In: *IHHA conference*. Shanghai: Internations Heavy Haul Association, 2009.

5 MARSH, J. Railway history. *The Canadian Encyclopedia*, 2009. Disponível em: <http://www.thecanadianencyclopedia.ca/en/article/railway-history/>.

6 BRINA, H. L. *Estradas de Ferro*. Belo Horizonte: Editora UFMG, 1988.

7 ABNT. *NBR 7590, Trilho Vignole - Requisitos*. [S.l.]: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2012.

8 BONNETT, C. F. *Practical railway engineering*. London: Imperial College Press, 2005.

9 POINTNER, P.; JOERG, A.; JAISWAL, J. Definitive guidelines on the use of different rail grades. *INNOTRACK Integrated Project No. TIP5-CT-2006-031415 Deliverable Report*, D4.1.5GL, 2006.

10 ASTM International. *ASTM A1 - 00, Standard Specification for Carbon Steel Tee Rails*. [S.l.]: ASTM International, 2010.

11 INTERNATIONAL HEAVY HAUL ASSOCIATION. Guidelines to best practices for heavy haul railway operations: Wheel and rail interface issues. *International Heavy Haul Association*, 2001.

12 STEENBERGEN, M.; BEZOOIJEN, G. van. Rail welds. *Wheel-Rail Interface Handbook*, New York: Woodhead Publishing, p. 377–408, 2009.

13 FRA. *Track Inspector Rail Defect Reference Manual*. [S.l.]: Federal Railroad Administration, 2015.

14 SAITA, K. et al. Trends in rail welding technologies and our future approach. *Nippon steel & sumitomo metal technical report*, v. 105, p. 84–92, 2013.

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

16 PORCARO, R. R. et al. Microestrutura e propriedades mecânicas de um aço para trilhos ferroviários soldado por centelhamento. *Soldagem & Inspeção*, v. 22, p. 59–71, 2017.

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

18 FEGREDO, D.; KALOUSEK, J.; SHEHATA, M. The effect of progressive minor spheroidization on the dry-wear rates of a standard carbon and a cr-mo alloy rail steel. *Wear*, Elsevier, v. 161, n. 1-2, p. 29–40, 1993.

19 NIPPON STEEL & SUMITOMO. *Construction Products Catalog: Rails*. 2014.

20 KRAUSS, G. *Steels: processing, structure, and performance*. Ohio: ASM International, 2015.

21 COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

22 CHATTOPADHYAY, S.; SELLARS, C. Quantitative measurements of pearlite spheroidization. *Metallography*, Elsevier, v. 10, n. 1, p. 89–105, 1977.

23 PAYSON, P.; HODAPP, W.; LEEDER, J. The spheroidizing of steel by isothermal transformation. *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 28, p. 306, 1940.

24 OYAMA, T. et al. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in ultrahigh carbon steels. *Scripta Metallurgica*, Elsevier, v. 18, n. 8, p. 799–804, 1984.

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

26 TSCHIPTSCHIN, A. Esferoidizaçao de aço carbono eutetóide por ciclagem térmica. In: *36 Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais*. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metais, 1981.

27 PANDIT, A.; BHADESHIA, H. Divorced pearlite in steels. v. 468, n. 2145, p. 2767–2778, 2012.

28 NAKANO, T.; KAWATANI, H.; KINOSHITA, S. Effects of cr, mo and v on spheroidization of carbides in 0. 8 per cent c steel. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, v. 17, n. 2, p. 110–115, 1977.

29 ZHANG, G.-H. et al. Effects of mn, si and cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in fe-1mass% c alloy. *Materials characterization*, Elsevier, v. 81, p. 56–67, 2013.

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

31 HONDA, K.; SAITO, S. On the formation of spheroidal cementites. *J. Iron Steel Inst.*, v. 102, p. 261–269, 1920.

32 ALVES, L. Vale solda. *Projeto Integrante da Cátedra VALE*.

33 ALVES, L. H. D. et al. Employing the design of experiments for optimization and modeling of thermite welds of rails used on the efc line. In: *IHHA conference*. Cape Town: Internations Heavy Haul Association, 2017.

34 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*, Elsevier, v. 196, n. 1, p. 279–291, 2008.

35 LI, C.-M.; SOMMER, F.; MITTEMEIJER, E. J. Quantitative dilatometric analysis of the isothermal decomposition of hypereutectoid fe-c austenite. *Zeitschrift für Metallkunde*, Hanser, v. 92, n. 1, p. 32–36, 2001.

36 AREMA. *Manual for Railway Engineering*. [S.l.]: American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association, 2010.

37 MASOUMI, M. Qualidade de trilhos, resultados não publicados. 2017.

38 MOLINDER, G. A quantitative study of the formation of austenite and the solution of cementite at different austenitizing temperatures for a 1.27% carbon steel. *Acta Metallurgica*, Elsevier, v. 4, n. 6, p. 565–571, 1956.

39 GOUNÉ, M.; MAUGIS, P.; DRILLET, J. A criterion for the change from fast to slow regime of cementite dissolution in fe–c–mn steels. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 28, n. 8, p. 728–736, 2012.

40 OLIVARES, R. O. et al. Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for north american heavy haul use. *Wear*, Elsevier, v. 271, n. 1, p. 364–373, 2011.

41 MACHADO, P. C. Tratamentos térmicos em solda de trilhos, resultados não publicados. 2017.

42 UMEMOTO, M. et al. Mechanical properties of cementite and fabrication of artificial pearlite. v. 426, n. 432, p. 859–864, 2003.