

# EFEITO DOS PARAMETROS DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRILHOS FERROVIÁRIOS SOLDADOS POR CENTELHAMENTO\*

*Luiz Felipe Bauri<sup>1</sup>*

*Dany Michell Andrade Centeno<sup>2</sup>*

*Mariana Moreno Rodrigues<sup>3</sup>*

*Luiz Henrique Dias Alves<sup>4</sup>*

*Hélio Goldenstein<sup>5</sup>*

## Resumo

Investigou-se a microestrutura e propriedades mecânicas de trilhos eutetóide e hipereutetóide soldados por centelhamento, variando-se dois grupos de parâmetros de soldagem. Na zona afetada pelo calor (ZAC) forma-se um gradiente microestrutural devido ao gradiente térmico e de deformações impostos pelo processo de soldagem. O tamanho das colônias de perlita diminuem da linha central da solda (LC) para a região de austenitização parcial. Observa-se que próximo da LC há colônias de perlita e ferrita proeutetóide formada no contorno de grão da austenita prévia, enquanto que na região de austenitização parcial a perlita apresenta esferoidização parcial. Ensaio de tração de amostras contendo a região da solda constataram que a ruptura ocorre na região de austenitização parcial independente dos parâmetros de soldagem utilizados. O perfil de microdureza obtido para as duas condições de soldagem é consistente, detalhando as dimensões da zona de amolecimento e da região mais dura, vizinha à solda. Dessa forma, os resultados permitem compreender a influência da alteração dos parâmetros de soldagem na microestrutura do aço, com ênfase nas alterações morfológicas da perlita.

**Palavras-chave:** Trilhos; Soldagem por centelhamento; Microestrutura; Propriedades mecânicas.

## EFFECT OF WELDING PARAMETER ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF RAILS WELDED USING FLASH BUTT WELDING

### Abstract

The influence of two sets of welding parameters on the microstructural evolution and mechanical properties of eutectoid and hypereutectoid rails during flash butt welding is investigated. It is shown that in the heat-affected zone (HAZ) a gradient microstructure is formed because of a thermal and strain gradient. The pearlite colonies decrease from the welding seam (WS) to the coarse-grained zone. Pearlite colonies with proeutectoid ferrite at the prior austenite grain boundary are observed near the WS, while the pearlite presents a partially spheroidization in the region of partial austenitization. Despite the two different sets of welding parameter, tensile tests of samples that include the welding have shown rupture in the region of partial austenitization. The microhardness profile for the two welding conditions is consistent, detailing the valleys of the softened zone and the peaks in the hardened zone adjacent to the weld. Therefore, the results allow to understand the influence of the welding parameters in the steel microstructure, with emphasis on the morphological alterations of pearlite.

**Keywords:** Rail; Flash butt Welding; Microstructure; Mechanical properties.

- <sup>1</sup> *Tecnólogo em soldagem, mestrando, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, SP, Brasil.*
- <sup>2</sup> *Engenheiro de Materiais, Doutor, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, SP, Brasil.*
- <sup>3</sup> *Graduanda, Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, SC, Brasil.*
- <sup>4</sup> *Engenheiro metalúrgico, Dr., Professor, Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Juiz de Fora, MG, Brasil.*
- <sup>5</sup> *Engenheiro Metalúrgico, Dr., Professor, Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, SP, Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

No Brasil, a indústria ferroviária teve uma época de decadência devido à grande concorrência com o sistema rodoviário [1]. Há alguns anos, vem se restabelecendo o crescimento do sistema ferroviário acompanhado por um aumento da demanda de condições severas de solicitações [2]. Estas condições implicam em velocidades mais altas e cargas maiores por eixo, resultando em maior esforço mecânico sobre os trilhos, o que potencializa os estados de tensões dos mesmos, podendo provocar a falha prematura. Assim, utilizam-se trilhos soldados no lugar de junções aparafusadas a fim de reduzir o alto impacto dinâmico, fonte de rápida deterioração do trilho e altos níveis de ruído [3]. Além disso, a continuidade da via ferroviária pela utilização de trilhos soldados reduz o custo em manutenção, assim como aumenta o ciclo de vida do conjunto.

Existem dois tipos predominantes de solda para trilhos ferroviários, são eles: a soldagem de topo com centelhamento, conhecida por *Flash Butt Welding* e a soldagem aluminotérmica [4–6]. O primeiro processo é uma soldagem por resistência de alta eficiência e boa qualidade de solda, sendo o mais utilizado em soldagem de trilhos. O processo ocorre pela fusão superficial a partir de um pré-aquecimento através da resistência à passagem de corrente elétrica entre duas superfícies (efeito Joule). Subsequentemente, a soldagem é dada através da compressão entre as superfícies, expulsando os óxidos e o metal fundido, produzindo uma zona de interface plasticamente deformada e outra com um gradiente térmico que caracteriza uma zona afeta pelo calor (ZAC) [4].

A maioria das ferrovias do mundo utilizam trilhos com microestrutura totalmente perlítica. Os ciclos térmicos do processo de soldagem alteram as microestruturas e propriedades mecânicas, devido ao gradiente de temperatura ao longo da junta soldada, alterando a morfologia da perlita. Além disso, essas alterações morfológicas resultam em uma queda de dureza na região onde ocorreu a transformação parcial da austenita, o que reduz as propriedades mecânicas como resistência ao desgaste e à fratura [7, 8]. Logo, a região no entorno da solda é ponto de ocorrência de defeitos e falhas, através da nucleação de trincas por fadiga e concentradores de tensão, que crescem e atingem a ruptura [9].

Tendo em vista estas questões, a junta soldada representa uma região de descontinuidade na estrutura da via devido às variações microestruturais e de propriedades mecânicas em relação ao trilho base. Nesse sentido, este trabalho buscou compreender a influência da soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários na microestrutura, propriedades mecânicas (dureza e tração) e suas relações com as análises das fraturas obtidas por ensaio de tração.

## 2 DESENVOLVIMENTO

Os materiais analisados foram dois trilhos ferroviários caracterizados como eutetóide (C1) e hipereutetóide (C2), com composição química apresentada na Tabela 1. As composições químicas foram obtidas através do ensaio de espectrometria por emissão óptica. Comparando os dados obtidos com a norma da AREMA [10], nota-se as composições químicas estão dentro dos limites estabelecidos por norma.

**Tabela 1.** Composição química dos trilhos eutetóide e hipereutetóide.

Tipo	Composição (% em massa)					
	C	Mn	Si	P	S	Cr
Trilho eutetóide (C1)	0,79	1,01	0,22	0,017	0,009	0,24
Trilho hipereutetóide (C2)	0,95	1,23	0,22	0,011	0,011	0,28

Os trilhos foram soldados pelo processo de soldagem de topo com centelhamento, variando quatro parâmetros de soldagem: corrente de pulso, quantidade de pulsos, força de recalque e carbono equivalente. A partir da variação desses parâmetros, duas condições foram analisadas. Para efeito comparativo foram analisadas as condições que apresentaram a combinação de parâmetros de soldagem extremos na matriz experimental estatística, sem comparação direta entre os dois tipos de trilhos. Desta forma, a condição de soldagem com o conjunto de parâmetros mínimos está identificada como S1 e o conjunto com os parâmetros máximos está identificada como S2. Os parâmetros e condições de soldagem estão apresentadas, nas tabelas 2 e 3, respectivamente.

**Tabela 2.** Parâmetros do processo de soldagem por centelhamento.

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

**Tabela 3.** Condições de soldagem geradas a partir da alteração dos parâmetros.

Condição	A	B	C	D	Composição
S1	1	1	1	1	Eutetóide
S2	2	2	2	2	Hipereutetóide

Das três regiões que compõem o trilho (boleto, alma e patim), apenas o bolete foi analisado, priorizando a região da junta soldada. Os corpos de prova para análise foram retirados da seção longitudinal do trilho, como observado na Figura 1. Para realizar a caracterização macrográfica e micrográfica da região soldada foram utilizadas as técnicas convencionais de preparação metalográfica. Assim, foi usado o ataque de Nital 2%, para revelar a macro e microestrutura na linha central da solda, os limites da ZAC e metal base. As amostras foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Perfis de dureza Rockwell C foram realizadas a 3, 6, 9 e 12 mm abaixo da superfície do bolete.

Ensaio de tração foram realizados segundo a Norma ASTM E8 [11]. Os corpos de prova foram extraídos no sentido longitudinal a 10 mm abaixo da superfície do bolete. Os ensaios de tração foram realizados em quatro amostras para cada condição de soldagem. As amostras foram extraídas de modo que a solda ficasse bem no meio do comprimento útil do corpo de prova; com duas regiões de ZAC e metal de base simétricas em cada corpo de prova.

Como análise complementar foram feitos perfis de microdureza Vickers ao longo da junta soldada. A carga utilizada foi de 0,3 kg com espaçamento de 0,5 mm.

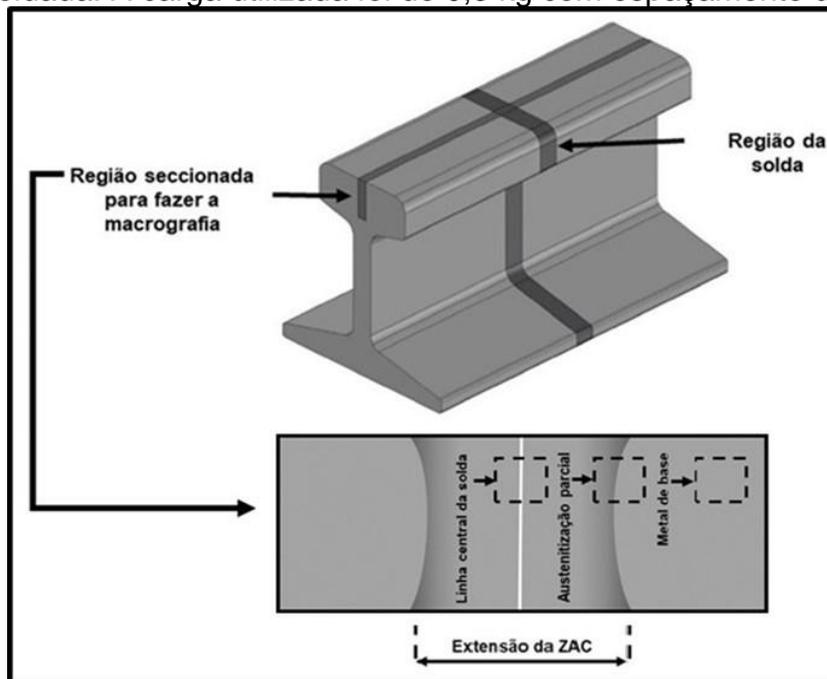


Figura 1. Seção de corte para caracterização microestrutural das juntas soldadas.

## 2.1 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 2.1.1 Relação entre a macroestrutura e dureza HRC

Através das macrografias realizadas nas juntas soldadas dos trilhos C1 e C2, mostra-se a região da ZAC e sua extensão, como apresentado na Figura 2. Na mesma figura é apresentado os perfis de dureza HRC, levando em consideração as duas condições de soldagem (S1 e S2). De forma geral, para ambas as condições não há evidências de defeitos de soldagem, mostrando a boa qualidade da solda.

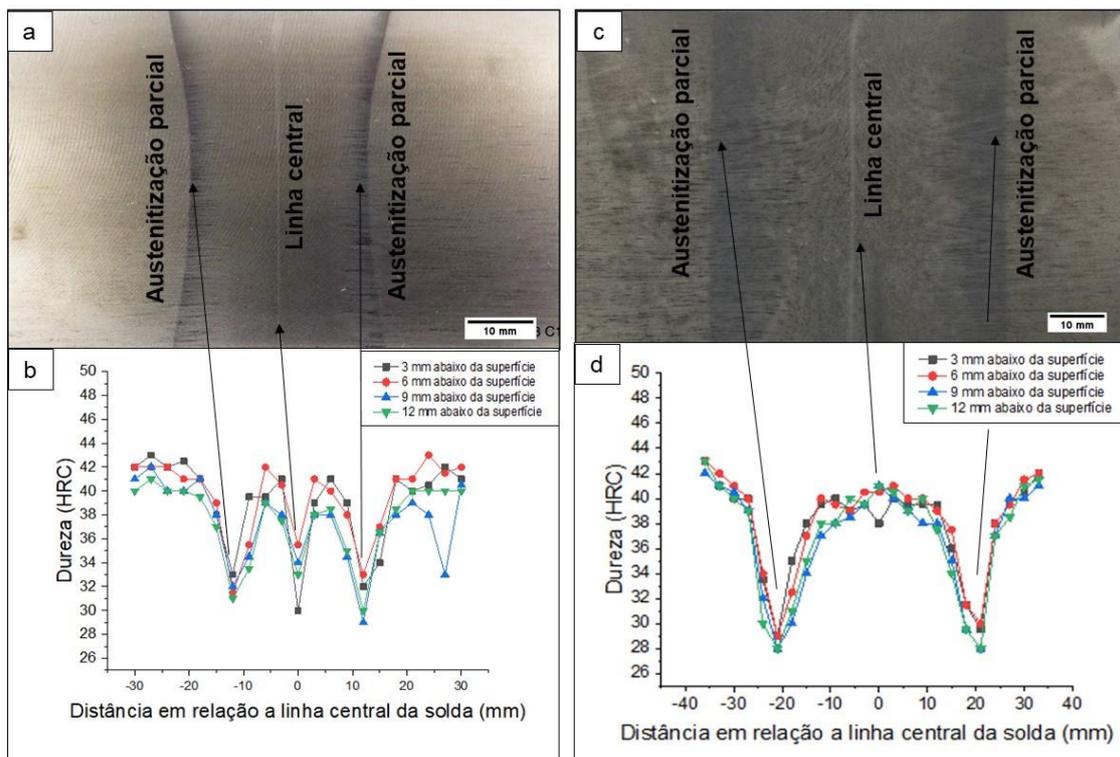
Nota-se que para as duas condições de soldagem foram identificadas duas regiões: linha central da solda e austenitização parcial, como visto nas Figuras 2(a) e 2(c). A linha contínua e esbranquiçada na linha central da solda corresponde à interface de ligação entre os trilhos. Ela surge por causa do processo de descarbonetação a alta temperatura, já que durante a soldagem essa região é superaquecida e atmosfera levemente redutora não evita a sua formação. Diversos trabalhos mencionam que a formação de uma zona parcialmente descarbonetada é comum para a soldagem por centelhamento, não apresentando um efeito considerável nas propriedades da junta por ser bastante estreita [5]. Por outro lado, as duas linhas escurecidas com o formato curvilíneo e equidistantes em relação a linha descarbonetada, correspondem a região de austenitização parcial, onde ocorre a formação do eutetóide divorciado [7].

Em relação à extensão da ZAC, a condição de soldagem S1 mostrou uma extensão equivalente a 31,79 mm. Entretanto, a condição de soldagem S2 apresentou uma extensão de 53,37 mm, representando um aumento de aproximadamente 40% da condição S1. A diferença entre as duas medições é

justificada pela mudança dos parâmetros, sendo que para a condição S2 o aporte térmico foi evidentemente maior. Observa-se, também, que o perfil de largura da ZAC na condição S1 apresenta maior extensão próximo às superfícies livres do boieto, tendendo a diminuir em direção ao interior do boieto (Figura 2(a)). Esse fenômeno está relacionado à densidade de corrente ser maior na superfície do que no interior, fazendo com que o aporte de calor e, em consequência, a largura da região próxima à superfície seja maior. Contudo, esse fenômeno não foi observado na condição S2, o qual indica que o aporte de calor foi uniforme ao longo do boieto (Figura 2(c)).

Os perfis de dureza HRC feitos a 3, 6, 9 e 12 mm abaixo da superfície do boieto, foram usados para identificar o gradiente de propriedades mecânicas ao longo da ZAC, como mostra as Figuras 2 (b) e (d). Nota-se que não existe uma diferença significativa na dureza em função da distância da superfície para a região de austenitização parcial. No entanto, quando se trata da região da linha central, há uma considerável variação de dureza na condição S1. Essa variação pode estar relacionada ao efeito do aporte de calor diferenciado entre a superfície e o interior do volume do boieto. Já na condição S2 esse fenômeno não é destacado.

De forma geral, observa-se que em ambas as condições há uma queda abrupta de dureza na região de austenitização parcial. Para a condição de soldagem S1, o valor médio é aproximadamente 31 HRC. Na condição S2 a dureza apresenta uma média de 29 HRC. Em relação a dureza do metal de base do trilho, a condição S1 obteve dureza média de 41 HRC e a condição S2 alcançou a dureza média de 42 HRC. Por outro lado, na linha central da solda, a queda de dureza é apenas severa para a condição S1, com valor médio de 33 HRC. A condição de soldagem S2, obteve dureza semelhante ao metal de base, 42 HRC.



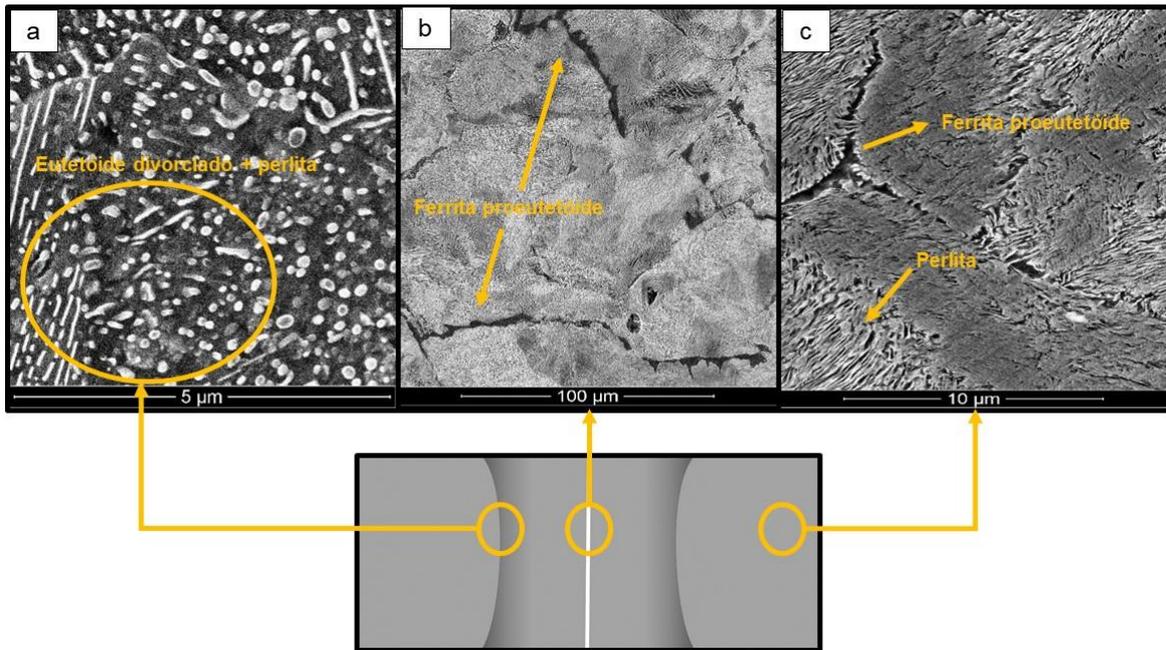
**Figura 2.** (a) Macrografia referente a condição S1; (b) perfil de dureza HRC referente a condição S1; (c) macrografia referente a condição S2; (d) perfil de dureza HRC referente a condição S2.

### 2.1.2 Caracterização microestrutural

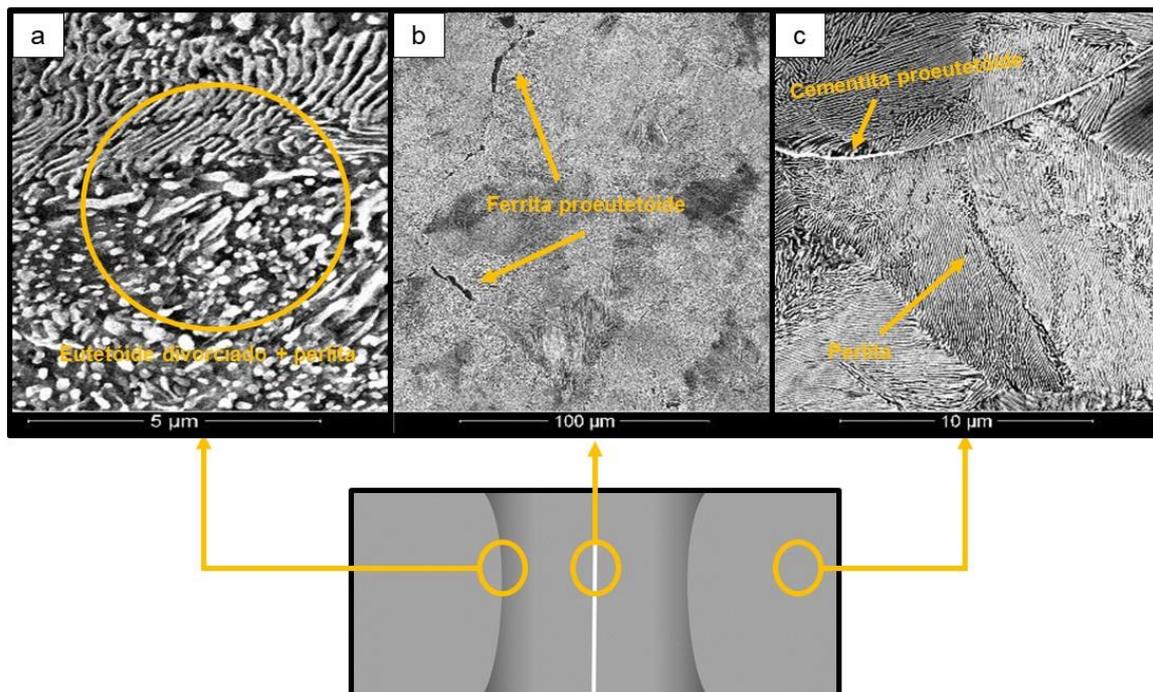
Examinando as imagens obtidas por MEV da região de austenitização parcial de ambas as condições, nota-se que a microestrutura é composta por perlita fina (eutetóide acoplado) e cementita esferoidizada (eutetóide divorciado), como apresentado nas Figuras 3 e 4. De acordo com a literatura [7, 12, 13], o fenômeno do eutetóide divorciado está relacionado com a esferoidização da  $Fe_3C$ , devido a heterogeneidade do carbono na austenita. A faixa de temperatura em que acontece a formação do eutetóide, restringe-se a uma região próxima ao patamar eutetóide [7]. Adicionalmente, a formação de perlita nessa região justifica-se pela dissolução dos carbonetos na austenita em pequenas regiões, que durante a solidificação, consegue formar o eutetóide acoplado.

Ao observar a região da linha central da solda (Figuras 3(b) e 4(b)), para ambas as condições, a microestrutura apresenta a formação de ferrita proeutetóide nos contornos de grão da perlita. A formação de ferrita proeutetóide vê-se promovida devido à diminuição local no teor de carbono produto da descarbonetação a alta temperatura. Quando quantificada a fração volumétrica de ferrita proeutetóide para cada condição, o resultado mostrou que a condição S1 formou ao redor de  $5,1 \pm 0,6\%$ , e a condição S2  $2,2 \pm 0,7\%$ . Essa diferença na fração volumétrica de ferrita proeutetóide estaria ligada à composição química dos trilhos, especificamente ao teor de carbono uma vez que, para a condição de soldagem S1 o trilho apresenta uma composição eutetóide e em contrapartida na condição de soldagem S2 o trilho tem composição hipereutetóide. Um aço hipereutetóide ao sofrer descarbonetação, tende a mudar sua composição química para composições próximas da eutetóide, ou levemente hipoeutetóide. No entanto, para aços com composição eutetóide a descarbonetação desloca a composição para o campo hipoeutetóide. A diminuição da fração descarbonetada ocasiona um aumento da dureza na região próxima da linha central da solda dos trilhos hipereutetóides, como visto na seção anterior.

As Figuras 3(c) e 4(c) mostram a região do metal de base para as duas condições de soldagem estudadas. Observa-se que para a condição S1 a microestrutura está formada de ferrita proeutetóide + perlita fina. Era esperado que pela composição eutetóide do trilho a microestrutura fosse totalmente perlítica, sem presença de ferrita proeutetóide. As hipóteses para a formação de ferrita proeutetóide são: (i) segregação de elementos de liga; (ii) a maior relação C/Mn, uma vez que a diminuição do teor de Mn desloca a curva TTT para a esquerda e a temperatura eutetóide para cima, diminuindo o retardo para formar o microconstituente eutetóide segundo Krauss [3] e corroborado por Porcaro *et.al* [8]. Por outro lado, a microestrutura da condição S2 está composta de  $Fe_3C$  proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio + perlita fina. As hipóteses para a formação de  $Fe_3C$  no contorno são: (i) a taxa de resfriamento no processo da fabricação do trilho foi insuficiente para suprimir a formação de  $Fe_3C$ ; (ii) a quantidade de Si pode ter sido insuficiente para alterar a atividade do carbono na  $Fe_3C$ , conforme já descrito por Bramfitt, Fletcher e Davis [14].



**Figura 3.** Desenvolvimento microestrutural na região da junta soldada do trilho eutetóide. (a) região de austenitização parcial; (b) região central da solda e (c) metal de base.



**Figura 4.** Desenvolvimento microestrutural na região da junta soldada do trilho hipereutetóide. (a) região de austenitização parcial; (b) região central da solda e (c) metal de base.

### 2.1.3 Ensaios de tração e microdureza

Os resultados dos ensaios de tração encontram-se sumarizados na Tabela 4. Com base nesses dados, pode-se avaliar os efeitos causados nas propriedades mecânicas, dadas as alterações dos parâmetros de soldagem. Assim, constata-se que a condição S1 obteve maior limite de escoamento e de resistência à tração do

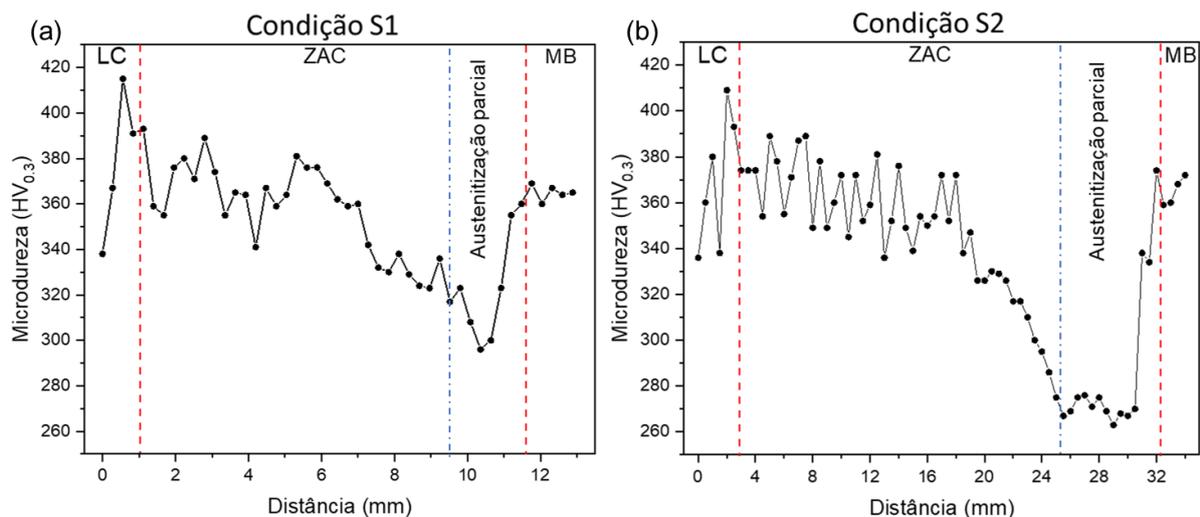
que a condição S2. Contudo, foi a condição S2 que mostrou maior alongamento. Ao comparar uma condição em relação a outra, percebe-se que a condição S2 teve uma redução no limite de escoamento de 16% e no limite de resistência de 12%, em relação a condição S1. Por outro lado, o alongamento na ruptura para a condição S2 mostrou um aumento de 15,4% em relação a condição S1. Gomes et al.[15] apontam que a diferença nas propriedades mecânicas ocorre devido à variação no espaçamento interlamelar da perlita.

A partir do perfil de microdurezas medido na ZAC (Figura 6), observa-se que há uma significativa diferença na dureza e na largura da região de austenitização parcial entre as duas condições estudadas. A condição de soldagem S2, apresenta um valor médio de dureza de 271 HV e largura da região de austenitização parcial de aproximadamente 7 mm, como visto na Figura 6(b). Já a condição S1 mostra uma dureza média de 308 HV e largura da região de austenitização parcial de aproximadamente 2,5 mm, vide Figura 6(a). A redução na dureza e aumento de largura na região de austenitização parcial, para a condição S2, caracteriza o efeito mais pronunciado na alteração morfológica da perlita. Essas medidas indicam que parâmetros de soldagem altos, principalmente o aporte de calor, exercem forte influência na largura da ZAC, e por consequência na largura da região de austenitização parcial.

**Tabela.4** Propriedades mecânicas obtidas por ensaio de tração.

Condição de soldagem	Propriedades mecânicas			
	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento na ruptura (%)	Redução de área (%)
S1	727 (27)*	1117 (23)*	5,5 (0,9)*	22,7 (5,4)*
S2	625 (25)*	982 (43)*	6,5 (0,4)*	26,5 (2,8)*

\* Desvio padrão

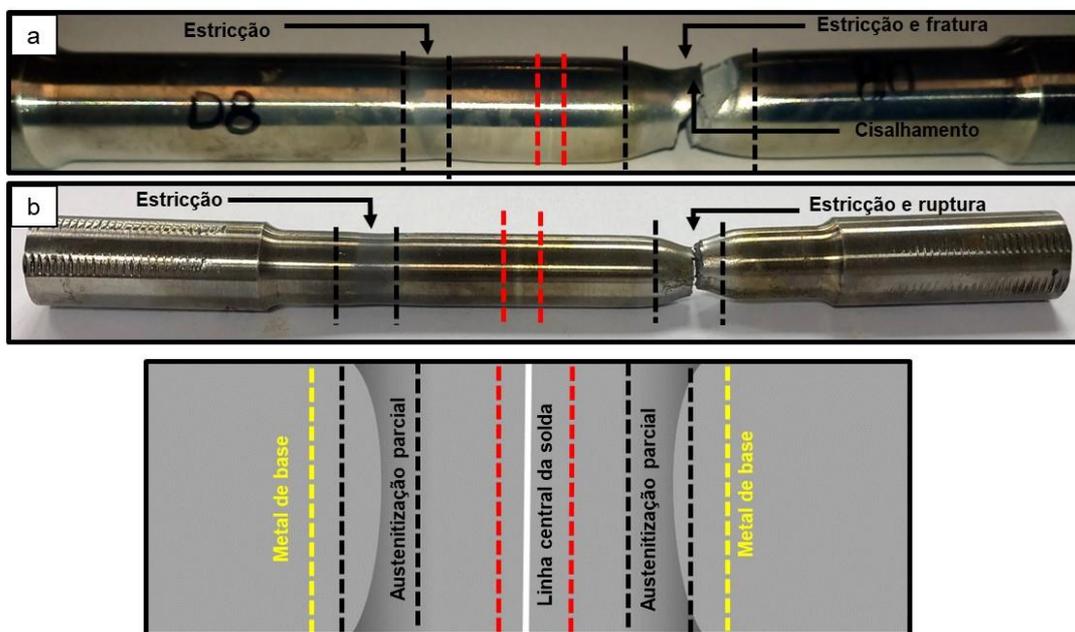


**Figura 6.** Perfil de microdureza HV<sub>0,3</sub> para os trilhos soldados. (a) condição de soldagem S1; e (b) condição de soldagem S2.

### 2.1.4 Análise das fraturas referentes aos ensaios de tração

As fraturas obtidas por ensaio de tração foram submetidas a inspeção visual e análise de fractografia. Inicialmente, foi inspecionado o aspecto macroscópico das amostras, e em seguida, o aspecto microscópico do topo e a seção longitudinal à fratura, como apresentado nas Figuras 7 e 8, respectivamente.

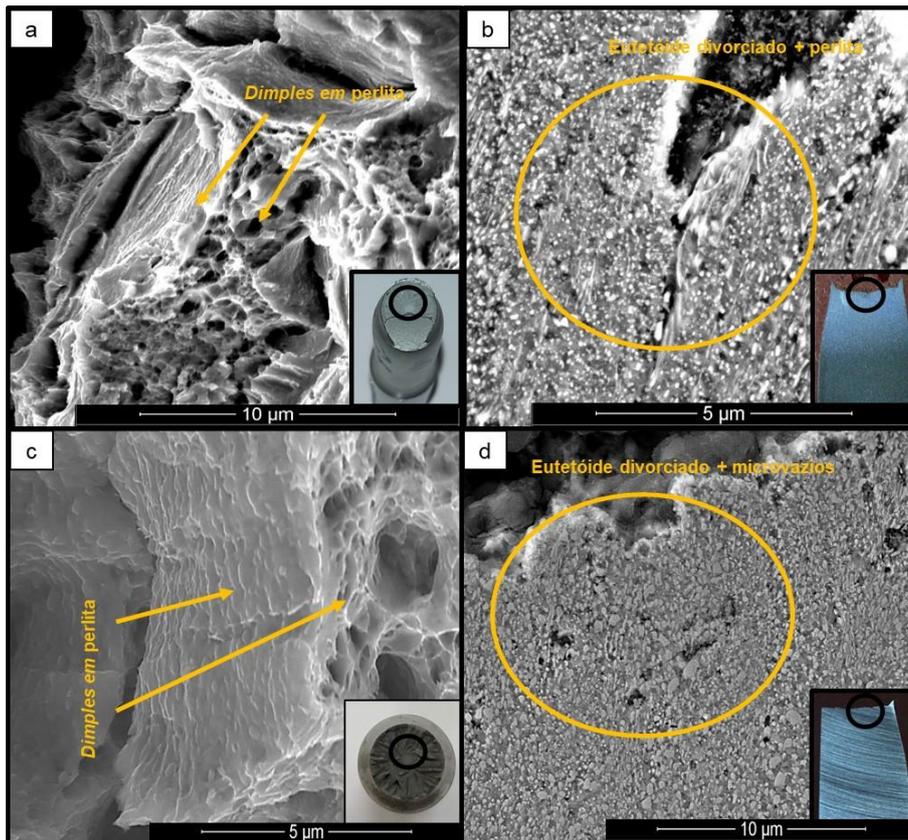
Nos aspectos macroscópicos, observa-se que a estrição de fratura é dada na região de austenitização parcial, em ambas as condições. Devido ao processo de soldagem formar uma ZAC com duas regiões de austenitização parcial, nota-se que as amostras tendem a formar uma dupla estrição nessa região. No entanto, apenas uma das regiões cede até fraturar. O fato das amostras apresentarem essa notória redução de área, mostra que a fratura ocorre por um mecanismo preferencialmente dúctil.



**Figura 7.** Aspecto macroscópico das fraturas do ensaio de tração. (a) condição de soldagem S1; e (b) condição de soldagem S2.

Através da análise das fractografias nas Figuras 8(a) e 8(c), referente às duas condições de soldagem, corroborou-se que o modo de fratura foi dúctil. Esse fato é evidenciado devido à morfologia da fratura, a qual mostra-se predominantemente formada de *dimples* esféricos e alongados de tamanhos diferentes.

De forma complementar a análise fractográfica, as figuras 8(b) e 8(d), mostram a microestrutura em uma zona próxima à fratura. Nota-se que a microestrutura nessa zona, para as duas condições, está principalmente formada pelo eutetóide divorciado ( $Fe_3C$  esferoidizada). Fica evidente, também, que pela formação de microvazios, os quais se formam e coalescem na etapa da deformação plástica, a região de austenitização parcial é bastante dúctil [16, 17].



**Figura 8.** Fractografias e micrografias por MEV das amostras submetidas ao ensaio de tração. (a) fractografia da condição de soldagem S1; (b) micrografia na região próxima à fratura da condição de soldagem S1; (c) fractografia da condição de soldagem S2; e (d) micrografia na região próxima à fratura da condição de soldagem S2.

### 3 CONCLUSÃO

- A análise macrográfica mostrou que as juntas soldadas, nas duas condições, estão divididas em região de linha central (LC), região de austenitização parcial e metal base. A região da LC está composta por perlita e ferrita proeutetóide, além de uma zona descarbonetada. A região da austenitização parcial consiste principalmente de perlita fina e cementita esferoidizada (eutetóide divorciado). O metal de base para o trilho C1 está formado de perlita e ferrita proeutetóide, já o trilho C2 está formado de perlita e cementita proeutetóide.
- Para o trilho hipereutetóide (C2), a dureza média da região da linha central da solda foi equivalente à dureza média da região do metal de base, ao passo que para, o trilho eutetóide (C1) ocorreu uma queda de dureza. Justifica-se essa diferença pela variação das frações volumétricas de ferrita proeutetóide apresentadas para cada condição.
- A extensão da ZAC mostrou uma considerável diferença entre a condição de soldagem S1 e S2. O aumento dos parâmetros de soldagem para a condição S2 proporcionou uma extensão da ZAC maior (53,37 mm), em relação a condição S1 (31,79 mm), mostrando um aumento de aproximadamente 40%.

- Ambas as condições de soldagem apresentaram uma queda abrupta no perfil de dureza na região de austenitização parcial, devido a formação do eutetóide divorciado. Entretanto, a condição S2 apresentou largura maior dessa região, gerando redução no seu limite de escoamento e de resistência a tração ao mesmo tempo que o seu alongamento na ruptura foi maior.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à Vale e à Capes pelo apoio financeiro.

## REFERÊNCIAS

1. FICI, R. P. **O sistema ferroviário mundial: o caso brasileiro**. Universidade de São Paulo, Tese de doutorado, 2017.
2. SILVEIRA, M. R. Transporte e logística: as ferrovias no Brasil. *Geosul*, v. 17, n. 34, p. 63–86. 2002.
3. Krauss G. *Steels: processing, structure and performance*. 3. ed. Ohio: ASM International. 2005.
4. Olson, D. L. *ASM handbook: welding, brazing, and soldering*. 6, ASM. 1993.
5. Micenko P, Muruganant A, Huijun L, Xiaofeng X. Double dip hardness profiles in rail weld heat-affected zone: literature and research review report. Brisbane: CRC for Rail Innovation. Final Report, Project name: Improvements to Railway Welding. 2013.
6. Fujii, M., NAKANOWATARI, H. & NARIAI, K. Rail flash-butt welding technology. JFE Steel Corp. 1. 2015.
7. NISHIKAWA, L. P.; GOLDENSTEIN, H. Divorced Eutectoid on Heat-Affected Zone of Welded Pearlitic Rails. *Jom*, v. 71, n. 2, p. 815–823, 2019.
8. PORCARO, R. R. et al. Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 270, n. February, p. 20–27, 2019.
9. GODEFROID, L. B. et al. Failure analysis of recurrent cases of fatigue fracture in flash butt welded rails. *Engineering Failure Analysis*, v. 58, p. 407–416, 2015.
10. American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association. *Manual of railway engineering and maintenance of way association*. Lanham: AREMA. 2013.
11. American Society for Testing and Materials. *E8M: standard test methods for tension testing of metallic materials*. West Conshohocken: ASTM. p. 22, 2008.
12. VERHOEVEN, J. D.; GIBSON, E. D. The divorced eutectoid transformation in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 29, n. 4, p. 1181–1189, 1998.
13. PANDIT, A. S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Divorced pearlite in steels. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, v. 468, n. 2145, p. 2767–2778, 2012.
14. Bramfitt, B. L., Fletcher, F. B. & Davis Jr, J. A. Method of making a hypereutectoid, head-hardened steel rail. 2012.
15. DA FONSECA GOMES, M. DAS G. M. et al. Effects of microstructural parameters on the mechanical properties of eutectoid rail steels. *Materials Characterization*, v. 39, n. 1, p. 1–14, 1997.
16. Handbook, A. *ASM Handbook - Fractography vol. 12*. Materials Park, 2nd. 1992.
17. Meyers, M. A. & Chawla, K. K. *Mechanical Metallurgy: Principles and Applications* Prentice-Hall. 761, (Prentice-Hall Englewood Cliffs, NJ). 1984.