LUIZ FELIPE BAURI

**Soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários: caracterização
microestrutural, propriedades mecânicas e desgaste**

São Paulo

2020

LUIZ FELIPE BAURI

Soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários: caracterização microestrutural, propriedades mecânicas e desgaste

Versão corrigida

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. Hélio Goldenstein.

São Paulo

2020

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

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

São Paulo, 10 de Abril de 2020

Assinatura do autor: Luiz Felipe Bauri

Assinatura do orientador: [Assinatura]

Catálogo-na-publicação

Bauri, Luiz Felipe

Soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários:
caracterização microestrutural, propriedades mecânicas e desgaste / L. F. Bauri
- versão corr. -- São Paulo, 2020.
147 p.

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

1.Trilhos Premium e Super Premium 2.Soldagem de topo com centelhamento 3.Zona Afetada pelo Calor (ZAC) 4.Propriedades mecânicas 5.Desgaste I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, gostaria de agradecer aos meus familiares, pelo carinho e a compreensão nos momentos em que estive ausente. Principalmente a minha irmã, Ana Paula Bauri e ao meu padrinho e pai Alan Barrie de Andrade Moitin pelos sacrifícios que fizeram por mim. Serei eternamente grato aos dois!

Ao meu orientador, Prof. Dr. Hélio Goldenstein. Pela amizade, conselhos, o acolhimento feito no Laboratório de Transformações de Fases ao longo do meu estágio, iniciação científica e mestrado. Sempre com paciência e de grande coração!

Ao meu coorientador, Prof. Dr. Luiz Henrique Dias Alves. Pela contribuição direta para o presente trabalho, fornecendo todos os corpos de prova, participando do exame de qualificação e pela disposição para discutir os resultados.

Ao Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin. Por participar do exame de qualificação, contribuir com a interpretação das fraturas e o auxílio na realização do paper. Além disso, pelo acolhimento no programa de monitoria/estágio PAE, aonde tive manhãs agradáveis e com bastante aprendizado.

Aos colegas do Laboratório de Transformações de Fases e do departamento de Engenharia de Metalurgia e de Materiais, pelos bons momentos e a companhia, foi um prazer inenarrável trabalhar com todos. Agradeço a Ana Chaves, Giovani Gonçalves, Julian Escobar, Pedro Meirelles, Thamyres Cardoso e Vitor Bindo. Em especial, gostaria de agradecer ao Andrei Marx, Dany Michel, Henrique Pereira, Lucas Nishikawa e Matheus Carvalho por contribuírem de forma direta para a realização desse trabalho e por me incentivarem todos os dias a ser alguém melhor.

Aos técnicos do departamento que contribuíram de forma direta ou indireta para com o trabalho. Ao Dr. Daniel Rodrigues (operador do MEV), por me ensinar a manusear o equipamento, os bons momentos e a paciência. Ao José Rubens o “Rubão”, por realizar a usinagem das amostras, os ensaios de tração, além da amizade e conselhos. Ao Lívio Nunes, por me ajudar no laboratório de metalografia, em um momento bastante turbulento.

Ao Laboratório de Fenômenos de Superfícies, aonde foram realizados os ensaios de desgaste. Agradeço ao aluno de doutorado Gustavo Tressia, que me ajudou a realizar

os ensaios de desgaste, os mapas de microdureza, além do fornecimento de parte dos discos para realizar os ensaios. A sua ajuda foi imprescindível para realizar os ensaios e interpretar os resultados. Agradeço aos técnicos do LFS, Henrique Rodrigues e Cássio Junqueira, por usarem os discos usados nos ensaios. Além disso, gostaria de agradecer aos professores Amilton Sinatora, Luiz Alberto Franco e Roberto Martins pelas calorosas discussões realizadas nas reuniões mensais da Vale.

Aos estagiários que passaram pelo LTF, agradeço ao Matheus Rosas, André e Leonardo. Em especial, gostaria de agradecer a Mariana Moreno, que contribuiu de forma direta para a realização dos experimentos.

Agradeço aos funcionários da USP, por toda a ajuda e comprometimento (Silene Marques, Sidney Carneiro, Gilberto Martins, Suellen Nappi, Tina e Dirceu).

Aos amigos da Fatec de Itaquera que sempre estiveram comigo nessa luta. Agradeço ao Alberto Correa e ao Renato Tiemann, que forneceram o meu primeiro livro de metalurgia, me incentivando a fazer a pós-graduação. Além disso, agradeço aos professores que me ajudaram desde a época da graduação (André Vicente, Carlos Fernandes, Douglas Morais, Fábio Conte, Paulo Kanayama e Paulo Ogata).

À Villares Metals pelo fornecimento da barra de aço H13 e a empresa Ultraterm pela cortesia em realizar os tratamentos térmicos de duplo revenimento nos discos H13.

À CAPES pelo suporte financeiro à realização deste trabalho (Bolsa de mestrado – processo 88882.333416/2019-01).

À empresa Vale S.A. pelo apoio e suporte financeiro à realização deste trabalho, por meio do financiamento do projeto Cátedra – Roda/Trilho, sendo este, uma parceria com o Laboratório de Transformações de Fases.

“Se eu vi mais longe, foi por estar sobre ombro de gigantes”

Isaac Newton

RESUMO

De modo geral, as ferrovias para transporte de carga pesada no Brasil têm sido submetidas a condições operacionais que solicitam melhores desempenhos dos materiais, ao passo que a velocidade de operação da via e a quantidade de cargas crescem para atender o aumento da demanda por transportes. Atualmente a maior parte da via tem seus trilhos soldados. Entre os processos de soldagem existentes destaca-se a soldagem de topo com centelhamento, devido à melhor qualidade da junta soldada obtida. Entretanto, as propriedades dos trilhos podem ser comprometidas por erros na parametrização do processo de soldagem acarretando o surgimento de heterogeneidades e defeitos na junta soldada, em particular na Zona Afetada pelo Calor (ZAC). Relatos de experimentos através da dilatométrica para simular a região da ZAC e as suas propriedades foram publicados recentemente, no entanto, existe uma carência de estudos mais detalhados dos efeitos das variáveis do processo de soldagem na microestrutura dos trilhos. Com este objetivo, foi elaborada uma matriz experimental, alterando quatro variáveis do processo da soldagem de topo com centelhamento (corrente de pulso, quantidade de pulsos, força de recalque e carbono equivalente) em trilhos ferroviários das classes *Premium* e *Super Premium*. O planejamento experimental gerou oito condições de soldagem. Os resultados obtidos permitiram entender a relação entre a microestrutura e os mapas de microdureza na seção longitudinal da junta soldada. Os ensaios de tração mostraram que a condição de soldagem com o maior aporte térmico apresentou mais baixo limite de escoamento e limite de resistência à tração. As análises das fraturas obtidas pelo ensaio de tração mostraram que os trilhos da classe *Premium* apresentaram fratura dúctil com dupla-estricção na região de austenitização parcial. Enquanto que os trilhos *Super Premium* apresentaram fratura frágil, com exceção da condição de soldagem mais extrema. Os ensaios de desgaste por deslizamento mostraram que a região de austenitização parcial apresentou maior perda de massa em relação as outras regiões, sendo está a região mais afetada da solda. Em suma, as condições de soldagem com mais baixo aporte térmico apresentaram os melhores comportamentos para aplicações ferroviárias.

Palavras-Chave: Trilhos *Premium* e *Super Premium*. Soldagem de topo com centelhamento. Zona Afetada pelo Calor (ZAC). Propriedades mecânicas. Desgaste.

ABSTRACT

In general, heavy haul railways in Brazil have been subjected to operating conditions that demand better performance of the materials, as the speed of operation and the loads increase to comply with the increasing demand for transportation. For joining the rails, the Flash Butt Welding (FBW) process stands out, due to the better quality obtained on the welded joints. However, the properties of the steels may be compromised, because to the undue parameterization of the process introducing weld joint defects and heterogeneities, particularly in the Heat-Affected Zone (HAZ). Experimental reports using dilatometry to simulate the HAZ region and its properties have been published recently, however, there is a lack of detailed studies of the effects of welding parameters in the microstructure of rails. In this work, an experimental matrix was proposed, which aimed to study four parameters of the FBW process (pulse current, number of pulses, upsetting force and carbon equivalent) in both *Premium* and *Super Premium* rail steels. The matrix generated eight welding conditions. The results made it possible to understand the relationship between the microstructure and the microhardness maps on the longitudinal section of the welded joint. Tensile tests showed that the welding condition that corresponds the highest heat input presented the lowest yield strength and ultimate tensile strength. Fracture analysis of *Premium* rails showed ductile fracture, with double-necking in the partial austenitization region, while *Super Premium* rails showed brittle fracture, except for the more extreme welding condition. Sliding wear tests showed that the partial austenitization region presented more larger loss of mass in relation to the other regions, being the region most affected. In summary, the welding conditions with the lowest heat input showed the best behavior for railroad applications.

Keywords: Rails *Premium* and *Super Premium*. Flash Butt Welding (FBW). Heat-Affected Zone (HAZ). Mechanical Properties. Wear.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Configuração da acomodação da roda ao trilho; indicação da nomenclatura de cada região que compõe a via férrea, (adaptada de Lewis e Olofsson ³).	12
Figura 2 – Vista frontal de um trilho ferroviário (perfil Vignole) e suas nomenclaturas divididas em: boleto (superior), alma (intermediária) e patim (inferior), (adaptada da norma UIC Code 860 ¹⁴).	12
Figura 3 - (a) Forma indevida de alinhamento antes da soldagem; (b) Forma devida de alinhamento antes da soldagem, (adaptada do Handbook: welding, brazing, and soldering ¹⁶).	14
Figura 4 – Etapas da soldagem de topo com centelhamento. (a) Etapa de pré-aquecimento. No esquema encontram-se as posições dos mordentes e o posicionamento do trilho fixo em relação ao móvel; (b) Etapa de centelhamento. Visualiza-se a região da formação dos pontos de contato em algumas regiões da superfície; (c) Etapa de recalque. Ocorre o avanço e o recuo rápido da peça móvel em relação a fixa, assim, expulsando os óxidos e as impurezas das superfícies em contato, (adaptada de Fujii, M.; Nakanowarari, H.; <i>et al.</i> ¹⁵).	16
Figura 5 – Corrente, força e deslocamento do eletrodo durante o ciclo da soldagem de topo com centelhamento, (adaptada de Fujii, M.; Nakanowarari, H.; <i>et al.</i> ¹⁵).	17
Figura 6 – Efeitos das variáveis de recalque na região soldada, mostrando a expulsão do metal líquido, das impurezas e a influência da deformação plástica nas adjacências da linha central, gerando uma distorção nas linhas de fluxo metálico, (adaptada do Handbook: welding, brazing, and soldering ¹⁶).	19
Figura 7 - Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas dos aços, (adaptada de Rosenfield, Hahn e Embury ³⁷).	24
Figura 8 - Regiões da ZAC baseado na distribuição de temperatura da junta soldada. (a) linha central da solda, composta por ferrita proeutetóide, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein ⁹); (b) crescimento de grãos, (adaptada de Mansouri e Monshi ³⁹); (c) região de refino de grãos, (adaptada de Mansouri e Monshi ³⁹); (d) austenitização parcial ou eutetóide divorciado, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein ⁹); (e) metal base, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein ⁹).	27

Figura 9 – Relação entre a macroestrutura e microdureza Vickers na seção longitudinal do boleto do trilho, que abrange a região da ZAC. Pode-se observar as quedas abruptas da dureza na linha central da solda e na região da formação de austenitização parcial, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein ⁹).	28
Figura 10 – Defeito designado por <i>squat</i> , mostrando o aspecto visual de topo e a seção longitudinal ao defeito e evidenciando as trincas, (adaptada de Lewis e Olofsson ³ e Handbook de defeitos em trilhos ⁴³).	29
Figura 11 - Estágio severo do desenvolvimento de trincas no canto de bitola do boleto (<i>head checking</i>), progredindo para o <i>spalling</i> , (adaptada de Lewis e Olofsson ³ e Handbook de defeitos em trilhos ⁴³).	29
Figura 12 – Distribuição de temperatura e dureza para dois aportes térmicos diferentes. A linha pontilhada refere-se ao aporte térmico menor, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki) ⁴⁴	31
Figura 13 – Resultados dos ensaios de desgaste obtidos por Saita, Ueda e Miyazaki. (a) ZAC com a largura de 33 mm. (b) ZAC com a largura de 23 mm, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki) ⁴⁴).	31
Figura 14 - (a) Frente de crescimento da transformação perlítica (eutetóide acoplado); (b) frente de crescimento da reação do eutetóide divorciado, (adaptada de Verhoeven e Gibson ⁴⁶).	34
Figura 15 - Resultado obtido por Honda e Saito, onde foi variado o teor de carbono e a temperatura de austenitização (com o tempo de solubilização fixado), para compreender os fenômenos que predominam durante o processo da decomposição da austenita, (adaptada de Verhoeven e Gibson ⁴⁶).	35
Figura 16 – Diferentes regiões de contato entre a roda e o boleto do trilho ferroviário, (adaptada de Lewis e Olofsson ³).	38
Figura 17 – Resultado do ensaio de deslizamento para os pinos perlíticos. (a) No topo do pino observa-se a formação de juntas adesivas, sob a carga de 30 N. (b) Seção longitudinal do pino, com a formação de trincas abaixo da superfície, sob a carga de 50 N, (adaptada de Viáfara <i>et al.</i> ⁶⁰).	40

Figura 18 - Fluxograma das atividades realizadas.	41
Figura 19 - Esquema da região seccionada e extraída do trilho para realizar a caracterização microestrutural e os mapas de microdureza Vickers.	44
Figura 20 – Ilustração dos microconstituintes que constituem a perlita, (adaptada de Elwazri, A. M, Wanjara, P.; Yue, S. ⁶⁴)	45
Figura 21 – Esquema do corpo de prova ensaiado por tração, mostrando as regiões que envolvem a ZAC até o metal base.	48
Figura 22 – Esquema do ensaio de desgaste de pino contra disco, (adaptada da norma ASTM G99-05 ⁷⁵).	50
Figura 23 - Esquema de retirada dos corpos de prova para o ensaio de desgaste. ..	51
Figura 24 - Caracterização microestrutural para os trilhos <i>Premium</i> (representando as condições C1, C4, C6 e C7). Ataque nital 2%. (a) Região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de ferrita proeutetóide. (b) Região de austenitização parcial com a formação do fenômeno do eutetóide divorciado e perlita fina. O círculo azul indica os microconstituintes. (c) Metal base, com a formação de ferrita proeutetóide e perlita fina. As setas amarelas indicam a formação de ferrita proeutetóide.	54
Figura 25 - Caracterização microestrutural para os trilhos <i>Super Premium</i> (representando as condições C2, C3, C5 e C8). Ataque nital 2%. (a) Linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de ferrita proeutetóide. (b) Região de austenitização parcial, com a formação do fenômeno do eutetóide divorciado e perlita fina. O círculo azul indica os microconstituintes. (c) Metal base, com a formação de Fe ₃ C proeutetóide no contorno de grão da austenita prévia e perlita fina. As setas amarelas indicam a formação de Fe ₃ C proeutetóide no contorno de grão da austenita prévia.	56
Figura 26 - Análise quantitativa da fração volumétrica de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda.	57
Figura 27 – Teste de Tukey para comparar (pareado) as frações volumétricas de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda.	58

Figura 28 - Análise quantitativa da fração volumétrica de Fe ₃ C esferoidizada no local de menor dureza da região de austenitização parcial.	59
Figura 29 - Teste de Tukey para comparar (pareado) as frações volumétricas de Fe ₃ C esferoidizada na região de austenitização parcial de menor dureza.	59
Figura 30 – Medições dos tamanhos das colônias de perlita de cada região da junta.	61
Figura 31 – Análise estatística de Tukey para os tamanhos das colônias de perlita. (a) região de crescimento de grãos; (b) região de refino de grãos; (c) metal base.	64
Figura 32 - Medições dos espaçamentos interlamelares de cada região da junta.	65
Figura 33 - Análise estatística de Tukey para os espaçamentos interlamelares. (a) região de crescimento de grãos; (b) região de refino de grãos; (c) metal base.	69
Figura 34 - Mapas de microdureza Vickers para os trilhos <i>Premium</i> . (a) Condição de soldagem C1, (b) condição de soldagem C4, (c) condição de soldagem C6 e (d) condição de soldagem C7.	72
Figura 35 - Mapas de microdureza Vickers para os trilhos <i>Super Premium</i> . (a) Condição de soldagem C2, (b) condição de soldagem C3, (c) condição de soldagem C5 e (d) condição de soldagem C8.	73
Figura 36 - Valores de limite de resistência à tração (azul) e limite de escoamento (vermelho) obtidos por ensaio de tração.	74
Figura 37 - Análise estatística de Tukey. (a) Limite de resistência à tração e (b) tensão de escoamento.	75
Figura 38 - Valores de alongamento na ruptura (azul) e redução de área (vermelho) obtidos por ensaio de tração.	76
Figura 39 - Análise estatística de Tukey. (a) Alongamento na ruptura e (b) Redução de área.	77
Figura 40 - Aspecto macroscópico das fraturas dos trilhos <i>Premium</i> ensaiados por tração. (a) condição de soldagem C1 (fratura dúctil); (b) condição de soldagem C4	

(fratura dúctil); (c) condição de soldagem C6 (fratura frágil para duas amostras); (d) condição de soldagem C7 (fratura dúctil).....79

Figura 41 - Aspecto macroscópico das fraturas dos trilhos *Super Premium* ensaiados por tração. (a) condição de soldagem C2 (fratura frágil); (b) condição de soldagem C3 (fratura frágil); (c) condição de soldagem C5 (fratura frágil); (d) condição de soldagem C8 (fratura dúctil).81

Figura 42 - Fractografia eletrônica de varredura dos trilhos *Premium*. (a) topo da fratura dúctil, que é correspondente as condições de soldagem C1, C4, C6 (dois corpos de prova que fraturaram dúctil) e C7. A microestrutura exibe topografia com forma alveolar (*dimples*) alongados. (b) topo da fratura dúctil/frágil, que corresponde as duas amostras da condição de soldagem C6. A microestrutura apresenta facetas de clivagem e alvéolos (*dimples*).82

Figura 43 - MEV da seção longitudinal à fratura, que corresponde aos trilhos *Premium* (representando as condições de soldagem C1, C4, C6 e C7). (a) microestrutura composta por Fe₃C esferoidizada, perlita e os microvazios; (b) microestrutura das duas amostras referentes a condição de soldagem C6, que fraturou pelo modo dúctil/frágil.83

Figura 44 - Fractografia eletrônica de varredura dos trilhos *Super Premium*. (a) Condição de soldagem C2. A superfície de fratura exibiu facetas de clivagem; (b) Condições de soldagem C3 e C5. A superfície de fratura apresentou facetas de clivagem e *dimples*; (c) Condição de soldagem C8. A superfície de fratura apresentou *dimples*.84

Figura 45 - MEV da seção longitudinal às fraturas correspondentes aos trilhos *Super Premium*. (a) Condição de soldagem C2. Microestrutura composta por perlita e Fe₃C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio (ataque Vilella); (b) Condições de soldagem C3 e C5. Microestrutura composta por perlita fina e Fe₃C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio (ataque Nital 2%); (c) Corresponde a região estriccionada e não fraturada das condições de soldagem C3 e C5. (d) Condição de soldagem C8. Microestrutura composta por Fe₃C esferoidizada.86

Figura 46 – Curvas dos coeficientes de atrito em função da distância de deslizamento obtidas através do ensaio de desgaste por deslizamento dos pinos das classes *Premium* e *Super Premium*. (a) Linha central da solda (trilho *Premium*); (b) Austenitização parcial (trilho *Premium*); (c) Metal base (trilho *Premium*). (d) Linha central da solda (trilho *Super Premium*); (e) Austenitização parcial (trilho *Super Premium*); (f) Metal base (trilho *Super Premium*).88

Figura 47 – Resultados das perdas de massa em função das microdurezas dos pinos desgastados. (a) Pinos da classe *Premium*; (b) Pinos da classe *Super Premium*.90

Figura 48 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.91

Figura 49 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região de austenitização parcial. A seta vermelha indica a formação de óxido, a seta azul mostra a deformação plástica e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.92

Figura 50 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região do metal base. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos na superfície e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas. ..93

Figura 51 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.94

Figura 52 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região de austenitização parcial. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e a seta amarela indica a formação de junta adesiva na superfície desgastada.95

Figura 53 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região do metal base. A seta vermelha indica a formação

de óxido e as setas amarelas mostram a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.....96

Figura 54 - Caracterização microestrutural da seção longitudinal dos pinos *Premium* desgastados. (a) Linha central da solda. As setas amarelas indicam a deformação da perlita e a seta vermelha mostra a deformação da ferrita proeutetóide; (b) Austenitização parcial, entre as linhas tracejadas vermelhas observa-se a deformação da perlita e o círculo tracejado amarelo indica a região de mistura entre perlita e Fe_3C esferoidizada; (c) Metal base, a linha tracejada vermelha demonstra a região de deformação da perlita e a seta amarela mostra a deformação da ferrita proeutetóide.98

Figura 55 - Caracterização microestrutural da seção longitudinal dos pinos *Super Premium* desgastados. (a) Linha central da solda. A seta amarela indica a formação de trinca e a seta preta indica a presença de um filme fino de Fe_3C proeutetóide; (b) Austenitização parcial, a linha tracejada vermelha mostra a região de formação de perlita e o círculo tracejado amarelo indica a região de mistura entre perlita e Fe_3C esferoidizada; (c) Metal base.99

Figura 56 - Diagrama de fases (Fe-C) com os limites de solubilidade das fases austenita e ferrita extrapolados, além do deslocamento da temperatura de reação eutetóide e a zona de acoplamento, (adaptada de Honeycombe e Bhadeshia⁸⁵). ...101

Figura 57 – Esquema do sistema de bobina de indução para o aquecimento do trilho e o equipamento de tratamento térmico pós-soldagem, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴).102

Figura 58 – Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no tamanho da colônia de perlita na região de crescimento de grãos (p-valor = 0,01). O resultado mostrou que a variável quantidade de pulsos foi a mais relevante para o aumento da colônia de perlita.114

Figura 59 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no tamanho da colônia de perlita na região de refino de grãos. O resultado mostrou que nenhuma variável contribuiu para a variação do tamanho da colônia de

perlita. Portanto, nenhum termo foi inserido para a montagem da equação de regressão múltipla.	114
Figura 60 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no espaçamento interlamelar na região de crescimento de grãos (p-valor do carbono equivalente ² = 0; p-valor da corrente de pulso = 0,017; p-valor da força de recalque = 0,005; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a quantidade de pulsos = 0,033; p-valor do produto entre a quantidade de pulsos e o carbono equivalente = 0,043). O resultado mostrou que a variável carbono equivalente foi a mais significativa para a montagem da equação.	115
Figura 61 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no espaçamento interlamelar na região de refino de grãos (p-valor da corrente de pulso = 0,02; p-valor do carbono equivalente = 0; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a quantidade de pulsos = 0; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a força de recalque = 0; p-valor do produto entre a quantidade de pulsos e a força de recalque = 0,02; p-valor do produto entre a força de recalque e o carbono equivalente = 0). O resultado mostrou que a variável força de recalque foi a mais significativa para a montagem da equação.	115
Figura 62 - Condição de soldagem C1. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	117
Figura 63 - Condição de soldagem C2. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	118
Figura 64 - Condição de soldagem C3. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	119
Figura 65 - Condição de soldagem C4. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	120
Figura 66 - Condição de soldagem C5. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	121
Figura 67 - Condição de soldagem C6. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	122

Figura 68 - Condição de soldagem C7. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	123
Figura 69 - Condição de soldagem C8. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.	124
Figura 70 - Condição de soldagem C4. As figuras (a) e (b) representam à superfície da fratura dúctil.	126
Figura 71 - Condição de soldagem C4. As figuras ilustram a seção longitudinal da fratura dúctil.	127
Figura 72 - Condição de soldagem C6. As figuras (a) e (b) representam a superfície da fratura para as amostras que fraturaram dúctil.	128
Figura 73 - Condição de soldagem C6. As figuras (a) e (b) representam à superfície da fratura para as amostras que fraturaram dúctil/frágil.	128
Figura 74 - Condição de soldagem C7. As figuras (a) e (b) mostram à superfície da fratura dúctil.	129
Figura 75 - Condição de soldagem C7. A figura representa a seção longitudinal à fratura.	130

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Limites das composições químicas estabelecidas pela norma norte americana ASTM A1 ²⁶	20
Tabela 2 – Classificação dos trilhos ferroviários com base nas composições químicas, de acordo com a norma da AREMA ¹⁷	21
Tabela 3 – Classificação dos trilhos ferroviários com base nas propriedades mecânicas, (adaptada de Bramfitt, Fletcher e Davis ²⁸).....	22
Tabela 4 - Composições químicas dos trilhos analisados, em % mássica, (adaptada de Alves <i>et al.</i> ^{10,21}).....	42
Tabela 5 – Variáveis do processo da soldagem de topo com centelhamento e seus respectivos valores de mínimos e máximos, (adaptada de Alves <i>et al.</i> ^{10,21}).	42
Tabela 6 – Matriz experimental obtida através do método de Taguchi, mostrando as oito condições de soldagem, as quatro variáveis do processo e as respectivas interações, (adaptada de Alves <i>et al.</i> ¹⁰).	43
Tabela 7 – Propriedades mecânicas do metal base, (adaptada de Alves <i>et al.</i> ^{10,21}).	48
Tabela 8 – Esquema das micrografias de cada região da junta (colônias de perlita).	62
Tabela 9 - Esquema das micrografias de cada região da junta (espaçamentos interlamelares).	66
Tabela 10 – Largura da região de austenitização parcial em função das variáveis do processo de soldagem.	71
Tabela 11 – Valores do COF médio após a etapa de <i>running-in</i> , dureza HV e os desvios padrão (DP).	89
Tabela 12 – Análise de variância das frações volumétricas de ferrita proeutetóide na linha central da solda e de Fe ₃ C esferoidizada na região de austenitização parcial (região de menor dureza).	112
Tabela 13 - Análise de variância do tamanho da colônia de perlita para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base.	112

Tabela 14 - Análise de variância do espaçamento interlamelar para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base.....	113
Tabela 15 – Análise de variância das propriedades mecânicas da junta soldada. ...	113

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AREMA	<i>American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association</i>
COBRASMA	Companhia Brasileira de Material Ferroviário
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
DET	<i>Divorced Eutectoid Transformation</i>
EDS	Espectroscopia de raios-X por dispersão em energia
EFC	Estrada de Ferro Carajás
EFVM	Estrada de Ferro Vitória Minas
FEG	<i>Field Emission Gun</i>
IHHA	<i>International Heavy Haul Association</i>
ITV	Instituto Tecnológico Vale
LFS	Laboratório de Fenômenos de Superfícies
LTF	Laboratório de Transformações de Fases
MAFERSA	Material Ferroviário S.A.
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
PMT – USP	Departamento de Engenharia de Metalurgia e de Materiais
RCF	<i>Rolling Contact Fatigue</i>
TLS	Trilhos longos soldados
TTT	Tempo -Temperatura -Transformação
TRC	Transformação por Resfriamento Contínuo
ZAC	Zona Afetada pelo Calor

LISTA DE SIMBOLOS

α	Ferrita
γ	Austenita
Fe_3C	Cementita
k	Coeficiente de desgaste
COF	Coeficiente de atrito
μm	Mícron
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius
$\varnothing$	Diâmetro
HCl	Ácido Clorídrico
HNO_3	Ácido nítrico
Kg	Quilogramas
ml	Mililitros
mm	Milímetros
N	Newtons
V	Volts
F	Força de atrito tangencial
W	Força normal
$\bar{l}$	Comprimento médio das linhas interceptadas
QP	Quantidade de pulsos
CP	Corrente de pulso
FR	Força de recalque
CE	Carbono equivalente

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	7
1.1 Objetivos.....	10
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
2.1 Trilhos ferroviários.....	11
2.2 Soldagem de trilhos ferroviários.....	13
2.2.1 Soldagem de topo com centelhamento	13
2.2.2 Variáveis do processo de soldagem de topo com centelhamento	17
2.3 Metalurgia dos trilhos ferroviários	20
2.3.1 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços para trilhos	22
2.3.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	25
2.3.3 Transformação do eutetóide divorciado	33
2.4 A tribologia do contato roda-trilho voltada ao deslizamento.....	37
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1 Análise de composição química.....	41
3.2 Definição das variáveis e as condições de soldagem	42
3.3 Caracterização microestrutural	43
3.3.1 Medições dos tamanhos das colônias de perlita e espaçamentos interlamelares	44
3.3.2 Quantificações das fases	46
3.4 Propriedades mecânicas	47
3.4.1 Mapas de microdureza Vickers	47
3.4.2 Ensaio de tração	47
3.5 Análise estatística	49
3.6 Ensaio de desgaste por deslizamento: pino contra disco.....	49

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	53
4.1 Caracterização microestrutural	53
4.1.1 Medições das colônias de perlita	60
4.1.2 Medições dos espaçamentos interlamelares	65
4.2 Propriedades mecânicas	70
4.2.1 Mapas de microdureza Vickers	70
4.2.2 Ensaio de tração	74
4.2.3 Análise das fraturas obtidas pelo ensaio de tração	78
4.3 Ensaio de desgaste por deslizamento: pino contra disco	87
4.3.1 Coeficientes de atrito (COF).....	87
4.3.2 Perda de massa e microdureza	89
4.3.3 Caracterização da superfície e subsuperfície de desgaste.....	90
4.4 Aspectos tecnológicos e recomendações	100
5. CONCLUSÕES	103
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	104

1. INTRODUÇÃO

Promovida pela Inglaterra no século XIX, a primeira revolução industrial trouxe grandes conquistas às indústrias, além das ferrovias. A princípio, as estradas de ferro serviam de complemento aos transportes hidroviários, transportando carvão mineral (principal fonte de energia desse século), cargas agrícolas e pessoas¹.

No Brasil, as ferrovias foram implementadas na primeira metade do século XIX, em São Paulo, para atender os interesses da elite agrária, para exportação de cana-de-açúcar e café (base da economia brasileira até a década de 1930)¹.

Em 1941 foi construída a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), dando início ao crescimento econômico e a industrialização em grande escala ao Brasil. No mesmo período foi criada a Companhia Vale do Rio Doce. Posteriormente, apareceram outras indústrias importantes, como a Villares Metals, MAFERSA e a COBRASMA¹.

A partir da segunda parte da década de 1950, a política da época optou por abrir o mercado para as montadoras de automóveis, gerando uma maior aplicação de recursos públicos para a construção e crescimento das rodovias. Consequentemente, as ferrovias foram perdendo espaço e importância econômica, mesmo com o processo de industrialização que contextualizava o país. Na década de 1980, muitas estradas de ferro foram abandonadas, sucateadas e desativadas. Um dos poucos investimentos realizados pelo governo foi voltado a Estrada de Ferro Carajás (EFC) para o escoamento de minério de ferro até os portos. Na década de 1990, o governo começou a conceder as ferrovias ao setor privado¹.

Atualmente, parte das malhas ferrovias brasileiras, como a EFC e a Estrada de Ferro Vitória Minas (EFVM) contribuem com a economia através do transporte de carga pesada, também conhecida por aplicação *heavy haul*. As cargas empregadas por eixo de vagão alcançaram a 32,5 toneladas e, futuramente, com o emprego do novo vagão GDU na via férrea, as cargas subirão para 37,5 toneladas por eixo².

Antes da década de 1930, aparafusar um trilho ao outro era o método usado para promover a ligação entre as partes. Entretanto, esse tipo de conexão conduzia falhas por deflexões, resultando numa rápida deterioração entre as partes e altos níveis de ruídos indesejáveis³⁻⁶. Para mitigar esse problema foi introduzido o processo

de junção contínua através da soldagem, que trouxe melhorias significativas, refletindo no aumento da vida útil dos componentes da via³.

Para executar a soldagem de Trilhos Longos Soldados (TLS) existem dois processos que se destacam: a soldagem de topo com centelhamento e a soldagem por aluminotermia. Estima-se que 80% a 90% do processo de soldagem de trilhos no mundo é realizado através da soldagem de topo com centelhamento, pois oferece maior estabilidade, qualidade a junta soldada e tempo reduzido para a sua obtenção⁷.

Mesmo com as melhorias que o processo de soldagem proporciona, o aumento anual da carga por eixo exibe fatores prejudiciais e críticos ao desempenho dos trilhos ferroviários, induzindo o aumento da taxa de desgaste e a incidência de trincas e fraturas³. Tais fatores podem-se agravar na região da junta soldada, podendo ocasionar falhas catastróficas, como o descarrilamento. As falhas podem se tornar mais propensas na região soldada devido às dificuldades para controlar as variáveis do processo, a larga seção transversal dos perfis soldados e o alto teor de carbono do aço, que dificulta a soldabilidade dos trilhos⁸.

Além disso, existe um problema em relação ao produto microestrutural da soldagem dos trilhos ferroviários, nos limites da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) ocorre a queda abrupta da dureza, por causa da esferoidização da cementsita (Fe_3C). Recentemente, Nishikawa e Goldenstein⁹ elucidaram a origem desse problema, que está relacionado ao fenômeno da decomposição eutetóide divorciada.

Alves *et al*¹⁰. montaram uma matriz experimental através do método de Taguchi, com o propósito de otimizar as propriedades mecânicas da junta soldada. A matriz gerou oito condições de soldagem, através da mudança de quatro variáveis do processo de soldagem (corrente de pulso, quantidade de pulsos, força de recalque e carbono equivalente). Com esta matriz de variáveis foi realizada a soldagem de topo com centelhamento em dois tipos de trilhos das classes *Premium* e *Super Premium*.

A presente dissertação teve como foco realizar a caracterização microestrutural das juntas soldadas de trilhos ferroviários das classes *Premium* e *Super Premium*, que foram soldados por centelhamento, e relacioná-las com os efeitos das variáveis do processo de soldagem. Em seguida, avaliar as propriedades mecânicas da junta

soldada, através dos mapas de microdureza Vickers, ensaio de tração e as respectivas análises das fraturas. Por último, realizar ensaios de desgaste por deslizamento (pino contra disco) nas regiões da junta soldada e metal base. As análises feitas na presente dissertação foram realizadas a partir da matriz experimental de Taguchi e de amostras colhidas pelo Prof. Dr. Luiz Henrique Dias Alves, para assim, compor o relatório do projeto de solda.

Esse trabalho está inserido no projeto da Vale (Cátedra/Roda-Trilho), possuindo parcerias entre o Laboratório de Transformações de Fases (LTF), a Universidade Federal de Juiz de Fora (UFJF) e o Laboratório de Fenômenos de Superfícies (LFS).

1.1 Objetivos

Objetivo geral:

Realizar a caracterização metalúrgica, propriedades mecânicas e tribológicas de trilhos ferroviários das classes *Premium* e *Super Premium* soldados pelo processo da soldagem de topo com centelhamento.

Objetivos específicos:

- Realizar a caracterização microestrutural e mapas de microdureza na seção longitudinal das juntas soldadas.
- Avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas, através dos ensaios de tração. Em seguida, caracterizar as fraturas obtidas no ensaio de tração.
- Quantificar a variação da fração volumétrica de ferrita proeutetóide na linha central da solda e de Fe_3C esferoidizada na região de austenitização parcial.
- Avaliar a influência das variáveis do processo de soldagem na alteração do tamanho das colônias de perlita e espaçamento interlamelar das regiões da junta soldada e o metal base.
- Estudar o comportamento de desgaste, através do ensaio de deslizamento (pino contra disco), nas regiões da junta soldada e metal base.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O presente capítulo é constituído de quatro seções principais que abordam os objetivos da presente dissertação. A seção 2.1 descreve os aspectos gerais dos trilhos ferroviários, bem como as suas respectivas nomenclaturas. A seção 2.2 aborda os dois principais processos de soldagem de trilhos ferroviários, dando enfoque ao processo da soldagem de topo com centelhamento e as variáveis do processo de soldagem. Na seção 2.3 são apresentados os principais conceitos voltados a metalurgia dos trilhos ferroviários, como a relação entre microestrutura e propriedades mecânicas, além de como a ZAC gerada pelo processo de soldagem afeta as propriedades dos trilhos ferroviários. Por fim, a seção 2.4 relata conceitos voltados ao contato roda-trilho e o desenvolvimento do desgaste por deslizamento.

2.1 Trilhos ferroviários

Os trilhos são perfis longos e laminados, cuja disposição de montagem é em paralelo e constitui o principal elemento da ferrovia. A fixação do trilho é realizada com os dormentes, cujo propósito é manter a estabilidade e alinhamento aos vagões^{3,11}.

Os trilhos ferroviários servem de alicerce para suportar o contato direto de rolamento ou deslizamento das rodas ferroviárias, transmitindo os esforços impostos pelos vagões ferroviários e seus carregamentos aos outros elementos da ferrovia (dormente, lastro e sublastro)^{3,11,12}, como ilustra a Figura 1.

Além das características já citadas, os trilhos devem possuir algumas características de fabricação para atender pré-requisitos mandatórios, como: direcionar as rodas dos veículos ferroviários, para que seja realizado o seu devido movimento; servir de condutor da corrente elétrica para sinalização; possuir superfície de contato mais regular possível, pois a presença de protuberâncias é prejudicial ao seu desempenho¹².

Figura 1 – Configuração da acomodação da roda ao trilho; indicação da nomenclatura de cada região que compõe a via férrea, (adaptada de Lewis e Olofsson³).

A princípio, o formato idealizado aos trilhos era em duplo T, pois, supunha-se que essa geometria seria a mais econômica e resistente à flexão. Entretanto, devido à dificuldade de fixação desse tipo de trilho aos dormentes, sua utilização entrou em desuso, sendo substituído pelo trilho designado por Vignole (nome dado em homenagem ao engenheiro inglês Charles Vignoles¹¹). De acordo com a norma ABNT NBR 7590¹², que classifica o trilho Vignole para linha férrea brasileira, divide-se o trilho em três partes: boleto, alma e patim^{12,13}, como mostra a Figura 2.

Figura 2 – Vista frontal de um trilho ferroviário (perfil Vignole) e suas nomenclaturas divididas em: boleto (superior), alma (intermediária) e patim (inferior), (adaptada da norma UIC Code 860¹⁴).

A parte superior do trilho é designada por boleto. Essa parte tem como principal função dar apoio à roda ferroviária. O mesmo possui uma geometria que se adequa à roda, para que haja o melhor encaixe possível, além de possuir a maior quantidade de massa entre as três regiões que compõem o trilho, devido ao contato direto com a roda, que gera desgaste localizado^{3,11}.

A parte intermediária do trilho é denominada de alma, tendo o papel de transmitir os esforços suportados pelo boleto ao patim devendo, para tanto, possuir resistência à flexão e à fadiga^{3,11}.

A parte inferior do trilho é chamada de patim, a sua estrutura base é alargada e encontra-se assentada aos dormentes ou as placas de apoio, para assim, transmitir os esforços às estruturas externas (lastro e sublastro). O patim deve fornecer equilíbrio e sustentação à região da alma^{3,11}.

2.2 Soldagem de trilhos ferroviários

Os trilhos ferroviários normalmente são soldados em um estaleiro de solda, através da soldagem de topo com centelhamento. Em seguida, os seguimentos soldados (trilhos longos soldados) são levados para campo e lá soldados por aluminotermia, ou em máquinas móveis desenvolvidas para a soldagem de topo com centelhamento em campo. Além disso, utiliza-se a soldagem aluminotérmica para a manutenção de trilhos em campo.

2.2.1 Soldagem de topo com centelhamento

A soldagem de topo com centelhamento é um processo de soldagem por resistência elétrica, no qual a junção das partes é dada pelo calor gerado a partir da resistência à passagem de corrente elétrica (efeito Joule) e a pressão exercida nas regiões de contato das peças a serem soldadas. Além disso, o aquecimento das peças promove a fusão localizada das superfícies de ligação^{3,15,16}.

Para a realização da soldagem, deve-se seguir os procedimentos usuais descritos por normas^{16,17}. Primeiro, realiza-se o contato elétrico entre o mordente/eletrodo de cobre e o trilho. O eletrodo deve, obrigatoriamente, ser limpo com uma pistola de ar comprimido, para garantir que haja a expulsão dos óxidos e de

partículas soltas, eliminando a possibilidade de falhas na junta soldada devido a deposição de cobre nessa região¹⁸.

Em seguida, é feito o alinhamento dos trilhos para que haja um bom contato entre as faces. As superfícies em contato devem ser alinhadas corretamente, como ilustra a Figura 3. Para alinhar os trilhos usa-se o canto de bitola do boleto como referência^{16,18}. Tomada às devidas precauções é executada a soldagem, e após, as rebarbas oriundas do processo são retiradas.

Figura 3 - (a) Forma indevida de alinhamento antes da soldagem; (b) Forma devida de alinhamento antes da soldagem, (adaptada do Handbook: welding, brazing, and soldering¹⁶).

A soldagem de topo com centelhamento se divide em três etapas: pré-aquecimento, centelhamento e recalque, respectivamente.

Pré-aquecimento (*preheating*): na primeira etapa, as extremidades dos trilhos são colocadas em contato, havendo o pré-aquecimento por efeito Joule¹⁶. Nesta etapa o mordente móvel que está fixado a um trilho faz o movimento de aproximação e afastamento vagaroso em direção ao trilho que está preso ao mordente fixo, como ilustra a Figura 4 (a). Esse movimento produz uma série de contatos elétricos que ajudam a aquecer uniformemente as faces dos trilhos^{15,16}. Além disso, usa-se baixa tensão para minimizar os danos da região a ser soldada. O processo de aproximação

e afastamento é realizado por um tempo determinado, que dependerá das especificações do fornecedor, dos aspectos metalúrgicos e de que a temperatura das faces seja suficientemente alta para que a etapa de centelhamento seja executada^{16,19}.

Realiza-se o pré-aquecimento para diminuir a resistência mecânica entre as superfícies que entrarão em contato, reduzindo a deformação necessária para realizar a etapa de recalque. Para o trilho ferroviário, que possui seção transversal consideravelmente grande, considera-se uma etapa necessária¹⁶. Adicionalmente, o pré-aquecimento contribui para a diminuição da troca de calor entre a região soldada e o ambiente e o trilho não soldado, contribuindo para a suavização da taxa de resfriamento após a solda, evitando a formação de martensita, que é um microconstituente duro, frágil e indesejável nos trilhos¹⁶.

Centelhamento (*flashing*): a segunda etapa inicia-se com um movimento contínuo do trilho (em velocidade fixa) e, posteriormente, o movimento de aproximação e afastamento mais acelerado. Durante o processo, as superfícies formam alguns pontos de contato devido às irregularidades das superfícies, como mostra a Figura 4 (b). Através desses pontos passa-se grande quantidade de corrente elétrica, que já estava sendo aplicada previamente, gerando o centelhamento^{16,19}.

Recalque (*up-setting force*): na terceira etapa, imediatamente após o centelhamento, aplica-se uma força de compressão para que haja o “forjamento” entre as partes, como mostra a Figura 4 (c). Na etapa final do recalque, a corrente elétrica é desligada automaticamente, como ilustra o ciclo de soldagem esquematizado na Figura 5. O resultado é o gradiente de temperatura na região em que as superfícies foram soldadas em relação às adjacências dos trilhos¹⁶. Para obter uma solda com boa qualidade, a pressão exercida na etapa de recalque deve obrigatoriamente expulsar os metais líquidos, óxidos e impurezas da interface, garantindo o contato metal/metal¹⁶.

Figura 4 – Etapas da soldagem de topo com centelhamento. (a) Etapa de pré-aquecimento. No esquema encontram-se as posições dos mordentes e o posicionamento do trilho fixo em relação ao móvel; (b) Etapa de centelhamento. Visualiza-se a região da formação dos pontos de contato em algumas regiões da superfície; (c) Etapa de recalque. Ocorre o avanço e o recuo rápido da peça móvel em relação a fixa, assim, expulsando os óxidos e as impurezas das superfícies em contato, (adaptada de Fujii, M.; Nakanowarari, H.; *et al.*¹⁵).

Figura 5 – Corrente, força e deslocamento do eletrodo durante o ciclo da soldagem de topo com centelhamento, (adaptada de Fujii, M.; Nakanowarari, H.; *et al.*¹⁵).

2.2.2 Variáveis do processo de soldagem de topo com centelhamento

A seleção adequada dos valores das variáveis do processo de soldagem é importante para obter características do processo que permitem alcançar as propriedades requeridas em uma junta soldada. Essas características são: distribuição de calor adequada, minimização de distorções, redução de tensões residuais e a diminuição de porosidade^{8,20}. Todavia, a literatura descreve que existe uma complexidade em controlar processos com múltiplas variáveis^{8,16,21,22}. As principais variáveis controláveis da soldagem de topo com centelhamento podem ser divididas em variáveis de centelhamento e variáveis de recalque^{22,23}.

As variáveis de centelhamento são responsáveis pela distribuição de temperatura nas regiões adjacentes às interfaces soldadas (região da linha central da solda). Considera-se ideal uma distribuição uniforme de temperatura numa quantidade mínima de tempo e a menor perda de material durante a etapa de centelhamento^{16,22,23}.

As variáveis de centelhamento se subdividem em:

- Os diferentes tipos de centelhamento: existem algumas variações para se obter o modelo de centelhamento adequado, e são eles: centelhamento linear, cuja velocidade do porta-eletrodo é constante; centelhamento parabólico, onde a taxa de aceleração do porta-eletrodo é constante; centelhamento cúbico, onde há um aumento na taxa constante de aceleração do porta-eletrodo com o tempo^{16,21}.
- A distância inicial de fixação dos mordentes/eletrodos: as dimensões da região onde percorre o fluxo de calor entre a interface de centelhamento e o eletrodo influenciam na distribuição de temperatura. Quanto maior a distância inicial de fixação do eletrodo, maior será o gradiente de temperatura^{16,21}.
- A perda de material por centelhamento: o ideal é que haja perda mínima de material com uma distribuição de temperatura homogênea. Segundo Sullivan e Savage²³, é melhor que haja uma pequena perda de material (um pouco acima do valor mínimo esperado) para haver uma melhor distribuição de temperatura.
- A tensão de centelhamento: essa variável é ajustada para se obter uma superfície mais uniforme, logo, o valor é ajustado para o mínimo possível (de 2V a 10V)^{16,21}. Essa faixa de valores está abaixo do potencial necessário para abrir o arco elétrico, portanto, a passagem de corrente elétrica durante a etapa de centelhamento ocorre em apenas alguns pontos de contato existentes na interface. Riley²⁴ comprovou que a profundidade das irregularidades na região da superfície centelhada são reduzidas através da diminuição da tensão de centelhamento.
- A corrente elétrica: é uma variável responsável pela fonte de calor na região da solda. Ela depende do tamanho da seção transversal, portanto, uma área maior gera um aumento no número de possibilidades para a corrente elétrica percorrer, o que reduz a quantidade de calor por unidade de área¹⁶.

Após as interfaces soldadas atingirem uma distribuição homogênea da temperatura, instaura-se a etapa de recalque. As variáveis de recalque são responsáveis pelo controle e ajuste da taxa de compressão das interfaces em contato^{16,21}. Dentro das variáveis de recalque há uma subdivisão de fatores que influenciam na etapa de recalque, como descritos a seguir:

- A taxa de compressão: o controle deste parâmetro influencia na rapidez e eficiência da expulsão dos óxidos e o filme de metal líquido formado na região da interface^{16,21}.
- A força de recalque: o material sofre deformações plásticas causando distorções nas linhas de fluxo do metal, como visto na Figura 6. Isso ocorre devido a rápida aceleração do mordente/eletrodo móvel contra a parte fixa. Portanto, a força necessária para que haja união entre as partes depende da dimensão da área a ser soldada e da tensão limite de escoamento (LE) do material a quente¹⁶.
- A velocidade de recalque: a etapa inicial de recalque é dada pela compressão entre as interfaces. A medida em que o material é comprimido, aumenta-se a quantidade de deformações plásticas, resultando na diminuição da velocidade de percurso do mordente/eletrodo, até que se atinja uma velocidade constante, que depende da força de recalque e da distribuição de temperatura^{16,21}.
- A distância de recalque: o tamanho da distância de recalque deve ser o suficiente para expelir o metal líquido e os óxidos das interfaces, além de manter um bom contato entre as seções transversais a serem unidas¹⁶.

Figura 6 – Efeitos das variáveis de recalque na região soldada, mostrando a expulsão do metal líquido, das impurezas e a influência da deformação plástica nas adjacências da linha central, gerando uma distorção nas linhas de fluxo metálico, (adaptada do Handbook: welding, brazing, and soldering¹⁶).

2.3 Metalurgia dos trilhos ferroviários

Historicamente, as classificações dos trilhos são formalizadas através de normas regulamentadoras. A Rússia e a China desenvolveram as suas respectivas normas para fabricar trilhos. O modo de produção varia de acordo com a necessidade, embora as composições químicas sejam similares as outras normas²⁵. O Brasil, por sua vez, assim como o Canadá, seguem a norma da *American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association* (AREMA)¹⁷.

Os trilhos são classificados conforme a sua fabricação, seja pelo peso nominal, composição química, propriedades mecânicas ou tipo de tratamento térmico realizado. Como descrito pela norma norte americana, as faixas de composições químicas estão apresentadas na Tabela 1²⁶. Tendo em vista a dificuldade de obter dureza mínima de 300 HB, a norma permite variar a composição de Mn, Ni, Cr, Mo e V, dentro de limites específicos²⁵.

Tabela 1 – Limites das composições químicas estabelecidas pela norma norte americana ASTM A1²⁶.

Peso nominal (kg/m)	Composição química (%)				
	Carbono	Manganês	Silício	Fósforo (Máx.)	Enxofre (Máx.)
30 a 42	0,55 a 0,68	0,60 a 0,90	0,10 a 0,50	0,040	0,050
42 a 57	0,70 a 1,00	0,70 a 1,00	0,10 a 0,50	0,035	0,040
Acima de 57	0,74 a 0,84	0,80 a 1,10	0,10 a 0,50	0,035	0,040

A *International Heavy Haul Association* (IHHA)²⁵, classifica os trilhos como:

- Trilhos *Standard*: aço carbono não tratado termicamente, com dureza superficial entre 300 – 340 HB.
- Trilhos *Premium*: aço carbono e tratado termicamente. Possui boas propriedades de desgaste e fadiga. Possui uma faixa de dureza superficial entre 341 – 388 HB.
- Trilhos *Super Premium*: aço hipereutetóide microligado, com o boleto endurecido. O refino da microestrutura é obtido através do resfriamento controlado. O refino da

perlita é feito para melhorar à resistência ao desgaste, quando comparado ao trilho da classe *Premium*. Sua dureza superficial supera a 388 HB.

Richards *et al.*²⁷ apresentaram uma nova classe de trilhos patenteada pela Evraz S.A, designada por *Ultra Premium*. Os autores afirmaram que, além da melhoria das propriedades mecânicas, temperabilidade, desgaste, fadiga e tenacidade à fratura, o material possui boa ductilidade, graças à adição de elementos de liga e o tratamento térmico realizado no bolete.

A norma AREMA¹⁷ apresenta uma classificação para trilhos usados em transportes de carga pesada, que é baseada na composição química, como mostra a Tabela 2.

Tabela 2 – Classificação dos trilhos ferroviários com base nas composições químicas, de acordo com a norma da AREMA¹⁷.

Classificações dos trilhos/ Composição química	% C	% Mn	% Si	% Cr	% V	% Mo	% Cu	% P e S
<i>Standard</i>	0,72 a 0,86	0,75 a 1,20	0,10 a 0,60	máx. de 0,40	-	-	-	< 0,02
Intermediário	0,74 a 0,86	0,70 a 1,25	0,10 a 0,60	-	-	máx. de 0,10	-	< 0,02
(Alto carbono e microligado)	0,65 a 0,82	0,70 a 1,20	0,10 a 0,60	0,40 a 0,70	máx. de 0,05	máx. de 0,05	máx. de 0,40	< 0,02
<i>Premium</i> (Alto carbono/tratado termicamente)	0,72 a 0,86	0,70 a 1,20	0,10 a 0,60	máx. 0,40	máx. de 0,01	máx. de 0,06	-	< 0,02
<i>Super Premium</i> (Hipereutetóide tratado termicamente)	0,85 a 1,0	0,80 a 1,30	0,10 a 0,25	0,20 a 0,30	-	-	-	< 0,02

Embora a AREMA¹⁷ classifique os trilhos em *Premium* e *Super Premium* com base nas composições químicas, com relação às propriedades mecânicas apenas apresenta valores mínimos para trilhos *Standard*, *Intermediate* e *High Strength*, como mostra a Tabela 3.

Tabela 3 – Classificação dos trilhos ferroviários com base nas propriedades mecânicas, (adaptada de Bramfitt, Fletcher e Davis²⁸).

Propriedades mecânicas/Classes	Resistência padrão (<i>Standard Strength</i>)	Resistência intermediária (<i>Intermediate Strength</i>)	Alta resistência (<i>High Strength</i>)
Dureza HB (HRC)	310 (30,5)	325 (32,5)	370 (38,3)
Limite de escoamento (MPa)	510	551	827
Limite de resistência à tração (MPa)	982	1013	1179
Alongamento (%)	10	8	10

Adicionalmente, a AREMA¹⁷ descreve os trilhos hipereutetóides, com a composição química próxima a de 0,85% de C e 0,05% de V, alcançando uma dureza superficial próxima de 375 HB e os trilhos com 0,90% - 1,00 % de C, ligados com 0,25% de Cr, atingindo o valor de dureza próximo a 395 HB.

2.3.1 Microestrutura e propriedades mecânicas dos aços para trilhos

O trilho ferroviário possui alto teor carbono, apresentando composição química eutetóide ou hipereutetóide, sendo o seu principal microconstituente a perlita (lamelas alternadas de α + Fe_3C)²⁹. Além dos trilhos de microestrutura perlítica, existem os trilhos de microestrutura bainítica e de baixo teor de carbono. Bhadeshia e Jerath³⁰ patentearam trilhos com bainita isenta de carbonetos, contendo austenita retida.

Para o transporte de carga pesada nas ferrovias, se faz necessário trilhos com boas propriedades mecânicas. Para isso, o controle microestrutural assume um papel importante³¹. Krauss²⁹ e Embury³² mostraram que existe uma relação entre a morfologia da perlita e as propriedades mecânicas dos aços. O espaçamento interlamelar, o tamanho das colônias de perlita e o tamanho do grão austenítico estão diretamente ligados, conforme descritos a seguir:

- Espaçamento interlamelar: com a redução do espaçamento interlamelar, aumenta-se a quantidade de interfaces entre α + Fe_3C e diminui o livre caminho médio para as discordâncias escorregarem³³. Por sua vez, a Fe_3C é um composto

estequiométrico duro e frágil, que contribui para inibição da movimentação das discordâncias, que apenas se propagam na fase α , que é mais dúctil³².

- Tamanho das colônias de perlita: a redução do tamanho da colônia de perlita resulta no aumento da quantidade de interfaces por unidade de área, dificultando a mobilidade das colônias³².
- Tamanho do grão austenítico: o aumento do tamanho de grão austenítico reduz a quantidade de sítios para nucleação de perlita, retardando a cinética da transformação eutetóide. Isso reflete no deslocamento das curvas de Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) e de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC) à direita dos diagramas e a temperatura de transformação eutetóide é deslocada para baixo. Além disso, o aumento do tamanho do grão austenítico aumenta a temperabilidade dos aços^{32,34}.

Além disso, Yokoyama, Mitao e Takemasa³¹ relataram que fração volumétrica de Fe_3C também é importante para o controle microestrutural dos trilhos. O aumento da fração volumétrica de Fe_3C causa o aumento da dureza, refletindo na melhoria da resistência ao desgaste. Em contrapartida, a tenacidade à fratura é diminuída.

Hyzak e Bernstein³⁵ relacionaram a tensão limite de escoamento (LE ou σ_{ys}), com o efeito do espaçamento interlamelar (S), o tamanho da colônia de perlita (P) e o tamanho de grão austenítico prévio (d), através da eq. (1), adaptada por Krauss²⁹.

$$\sigma_{ys} \text{ (MPa)} = 2,18 \left(S^{\frac{-1}{2}} \right) - 0,40 \left(P^{\frac{-1}{2}} \right) - 2,88 d^{\frac{-1}{2}} + 52,30 \quad (1)$$

Burns e Pickering³⁶ avaliaram a influência da variação do teor de carbono no aço em função do LE, limite de resistência à tração (LRT) e a redução de área, como ilustra a Figura 7. Os autores concluíram que o aumento da quantidade de perlita reduz a ductilidade do aço, favorecendo a fratura por clivagem, como enfatizado por Krauss²⁹.

Figura 7 - Efeito do teor de carbono nas propriedades mecânicas dos aços, (adaptada de Rosenfield, Hahn e Embury³⁷).

Para a fabricação de trilhos existem dois tipos de tratamentos térmicos:

Tratamento térmico *off-line*: consiste em submeter o trilho laminado e resfriado a um reaquecimento por indução na região do boleto, seguido por um resfriamento acelerado, com o jateamento de ar^{25,38}.

Tratamento térmico *in-line*: o trilho laminado a quente é superresfriado na saída da laminação. Este tratamento é designado *slack-quenched*, que é uma têmpera interrompida, cujo principal objetivo é a formação de perlita refinada, através do endurecimento profundo do boleto³⁸.

Para comparar as propriedades mecânicas entre os processos *off-line* e *in-line*, Yoshitake *et al.*³⁸ retiraram corpos de prova de tração a 5 mm e 15 mm abaixo da superfície do boleto de ambos os trilhos tratados. Os autores concluíram que o processo *in-line* produz uma microestrutura mais homogênea ao longo da profundidade do boleto.

Bramfitt, Fletcher e Davis²⁸ patentearam um tratamento térmico para endurecer profundamente o boleto do trilho de composição hipereutetóide. Inicialmente, os autores encontraram um problema relacionado à composição química. Para aços hipereutetóides, no equilíbrio termodinâmico, antes de acontecer a reação eutetóide ocorre a precipitação de Fe_3C proeutetóide nos contornos de grãos da austenita prévia, que é prejudicial as propriedades mecânicas dos trilhos. Portanto, quatro características de processamento foram abordadas para contornar possíveis problemas:

- (1) Suprimir a formação de Fe_3C proeutetóide: a adição de silício altera a atividade do carbono na austenita, consequentemente retardando a sua precipitação nos contornos de grão. A adição de vanádio contribui para a formação de partículas dispersas de carbonetos de vanádio. Além disso, a aceleração da taxa de resfriamento durante a decomposição da austenita inibe a nucleação de Fe_3C proeutetóide nos contornos de grão (essa questão será tratada em detalhe na seção 4.4; Aspectos tecnológicos e recomendações)²⁸.
- (2) Aumento da dureza através da adição de silício e vanádio: o silício endurece a fase α da perlita por solução sólida. Por outro lado, o vanádio endurece a fase α por precipitação, formando carbonetos de vanádio nanométricos²⁸.
- (3) Eliminação de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda: o alto teor de carbono permite que a composição química na região onde ocorre a decarbonetação não seja hipoeutetóide²⁸.
- (4) Prevenir transformações de fases indesejáveis: evitar a transformação martensítica²⁸.

2.3.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

Como consequência do aporte térmico aplicado à junta soldada durante o processo de soldagem, gera-se uma região afetada pelo calor, com diferentes distribuições de temperaturas ao longo da junta soldada. Observa-se que na região da ZAC ocorre mudança na morfologia das fases α e Fe_3C quando comparadas a região que não foi afetada pelo calor. Consequentemente, a heterogeneidade microestrutural altera e prejudica as propriedades mecânicas e de desgaste dos trilhos na região da solda. De acordo com Mansouri e Mounshi³⁹, a junta soldada dos trilhos

divide-se em três partes, e adicionalmente, trabalhos como o de Nishikawa e Goldenstein⁹ e Porcaro *et al.*⁴⁰ identificaram mais outras duas regiões, totalizando cinco:

- (1) Linha central da solda: observa-se um pico de temperatura, que está associado à união entre as interfaces soldadas. Como observado na Figura 8 (a), o pico de temperatura causa a formação de ferrita proeutetóide, em decorrência do processo de descarbonetação a altas temperaturas. Como notado por Nishikawa e Goldenstein⁹, essa região é revelada por uma linha esbranquiçada na macrografia da Figura 9.
- (2) Crescimento de grãos: adjacente a linha central da solda ocorre o crescimento de grãos, devido à capacidade dos grãos crescerem a altas temperaturas por processos difusivos, como ilustra a Figura 8 (b).
- (3) Refino de grãos ou recristalização: adjacente à região de crescimento de grãos, há uma região de refino de grãos, como visto na Figura 8 (c). Mansouri e Monshi³⁹ afirmam que essa região está associada a etapa de recristalização.
- (4) Região austenitização parcial ou região de formação do eutetóide divorciado: nas adjacências da região de refino de grãos, observam-se duas linhas acinzentadas na macrografia, como ilustra a Figura 9. Microestruturalmente ocorre a esferoidização da Fe_3C e a queda abrupta da dureza, conforme ilustram as Figuras 8 (d) e 9, respectivamente. Alguns trabalhos tratam essa região como a de globulização ou esferoidização parcial da Fe_3C ^{39,40}. Nishikawa e Goldenstein⁹ descrevem essa região como sendo a da formação do eutetóide divorciado. A transformação do eutetóide divorciado será tratado em detalhe na seção 2.3.3.
- (5) Metal base: região que não foi afetada pelo calor, como mostra a Figura 8 (e).

Figura 8 - Regiões da ZAC baseado na distribuição de temperatura da junta soldada. (a) linha central da solda, composta por ferrita proeutetóide, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein⁹); (b) crescimento de grãos, (adaptada de Mansouri e Monshi³⁹); (c) região de refino de grãos, (adaptada de Mansouri e Monshi³⁹); (d) austenitização parcial ou eutetóide divorciado, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein⁹); (e) metal base, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein⁹).

Figura 9 – Relação entre a macroestrutura e microdureza Vickers na seção longitudinal do boleto do trilho, que abrange a região da ZAC. Pode-se observar as quedas abruptas da dureza na linha central da solda e na região da formação de austenitização parcial, (adaptada de Nishikawa e Goldenstein⁹).

Duvel e Mutton⁴¹ afirmam que na região da solda por aluminotermia ou centelhamento, defeitos como *squats* e *spalling* são frequentes.

Segundo o guia de boas práticas do IHHA, *squats* são defeitos oriundos da fadiga de rolamento de contato (em inglês, *Rolling Contact Fatigue* - RCF), e se iniciam na superfície do boleto^{25,42}. Cada *squat* consiste em duas trincas, uma que se propaga na direção de movimentação da roda, e outra que percorre em direção contrária, formando ramificações que podem percorrer na direção transversal ao trilho, como mostra a Figura 10. Por outro lado, *spalling* é a formação de trincas na superfície do boleto, que resulta na formação de lascas, como ilustra a Figura 11. O *spalling* é a progressão dos defeitos conhecidos por *head checking* e *flaking*²⁵.

Figura 10 – Defeito designado por *squat*, mostrando o aspecto visual de topo e a seção longitudinal ao defeito e evidenciando as trincas, (adaptada de Lewis e Olofsson³ e Handbook de defeitos em trilhos⁴³).

Figura 11 - Estágio severo do desenvolvimento de trincas no canto de bitola do boleto (*head checking*), progredindo para o *spalling*, (adaptada de Lewis e Olofsson³ e Handbook de defeitos em trilhos⁴³).

Para mitigar defeitos na região da junta soldada, Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ mostraram que reduzir a largura da região esferoidizada é um método efetivo. Os autores apresentaram medidas para estreitar a largura da região esferoidizada, como:

- Tratamentos térmicos pós soldagem, através do aquecimento por indução da região do boleto soldado⁴⁴.
- Alterar a distribuição de temperatura ao longo da junta soldada, tornando a curva de distribuição mais íngreme. Para realizar a solda, deve-se reduzir o aporte térmico (corrente de pulso, quantidade de pulsos e o tempo) na etapa de pré-aquecimento e de centelhamento, além do aumento da deformação plástica na direção longitudinal, na etapa de recalque⁴⁴.

A Figura 12 mostra as distribuições de temperaturas (ciclos térmicos) ao longo de duas juntas soldadas durante a etapa de resfriamento do processo de soldagem, onde a temperatura de pico corresponde a região mais próxima ao centro da solda e se refere a dois aportes térmicos diferentes. A curva pontilhada representa a distribuição de temperatura mais íngreme (aporte térmico menor) e a curva azul é referente ao aporte térmico maior⁴⁴.

Além disso, observa-se uma correlação entre a largura e a dureza da região de austenitização parcial em função do aporte térmico. Próximo e abaixo da temperatura Ac3 (término de austenitização) inicia-se a queda da dureza, que gradativamente cai até alcançar um vale, que é próximo a temperatura Ac1 (início de austenitização)⁴⁴.

Em relação aos ensaios de desgaste, os autores apontaram que a diminuição do aporte térmico reduziu a largura da ZAC de 33 mm para 23 mm. Além disso, a largura da região desgastada foi reduzida em 30% e a profundidade de desgaste em 40%, como mostra a Figura 13.

Figura 12 – Distribuição de temperatura e dureza para dois aportes térmicos diferentes. A linha pontilhada refere-se ao aporte térmico menor, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki)⁴⁴.

Figura 13 – Resultados dos ensaios de desgaste obtidos por Saita, Ueda e Miyazaki. (a) ZAC com a largura de 33 mm. (b) ZAC com a largura de 23 mm, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki)⁴⁴.

Através do método de Taguchi, Alves *et al.*¹⁰ realizaram uma série de experimentos que permitiram obter modelos matemáticos (equações) para otimizar as propriedades de trilhos *Premium* e *Super Premium* soldados por centelhamento. Os materiais usados nesse artigo foram os mesmos utilizados na presente dissertação. Os resultados observados foram:

- Foi obtida uma relação entre a extensão da ZAC e as variáveis do processo de soldagem corrente de pulso (CP), quantidade de pulsos (QP) e a interação entre ambos, que é descrita pela eq. (2).
- Em relação à largura da região amolecida (como designado pelo autor), a variável da força de recalque (FR) em seu valor máximo apresentou a maior influência na diminuição da sua largura. A corrente de pulso e a quantidade de pulsos também mostraram influência, sobretudo, em menor expressão. O tipo de trilho (CE), que corresponde ao carbono equivalente, não apresentou efeito significativo. A eq. (3) mostra a relação entre a largura da região amolecida e as variáveis do processo de soldagem, além das respectivas interações entre as variáveis.
- Os autores afirmaram que a redução do (LE) é influenciada pelo aumento das variáveis de corrente de pulso e força de recalque, como mostra a eq. (4).
- O LRT é afetado pelo número de pulsos, corrente de pulso e a força de recalque. A eq. (5) descreve a relação entre o LRT com as variáveis do processo de soldagem.

$$\text{Tamanho da ZAC} = 39,34 + 3,896\text{CP} + 6,77\text{QP} + 2,887\text{CP} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \text{Largura da região amolecida} = & 14,70 + 0,74\text{CP} + 0,74\text{QP} + 0,76\text{CP} \times \text{QP} + 0,86\text{FR} \\ & - 1,03\text{CP} \times \text{FR} - 1,39\text{QP} \times \text{FR} + 0,11\text{CE} \quad (3) \end{aligned}$$

$$\text{Tensão de escoamento} = 843,05 - 24,57\text{CP} \times \text{QP} - 21,22\text{FR} \quad (4)$$

$$\text{Lim. de resist. à tração} = 1076,65 - 14,66\text{CP} - 28,86\text{QP} - 18,05\text{FR} - 16,32\text{CP} \times \text{FR} \quad (5)$$

A conclusão geral sobre esse assunto é que Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ e Alves *et al.*¹⁰ observaram que para melhorar a qualidade da solda, a extensão da ZAC e a largura da região esferoidizada deve ser reduzida, através da diminuição do aporte térmico e o aumento da força de recalque.

Outra questão apontada por Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ está relacionada a tensão residual de tração na região da alma. Quando ocorre a soldagem, a região da alma atinge a mais alta temperatura entre as três regiões do trilho, e na etapa de resfriamento, a tendência é dessa região contrair. Entretanto, o metal da base

adjacente à solda possui tensão residual de compressão e atua restringindo o movimento da região da alma, que fica com tensão residual de tração, o que pode acarretar em falha catastrófica na região da alma.

Os autores afirmam que aumentar o aporte térmico na etapa de pré-aquecimento da soldagem é uma maneira de diminuir a tensão residual. Infelizmente esse método também aumenta a largura da região esferoidizada. A saída encontrada pelos autores consistiu em montar um sistema para realizar tratamentos térmicos pós soldagem na região do metal base, a uma certa distância da junta soldada (a distância não foi especificada pelos autores). O metal base é aquecido a alta temperatura (a temperatura não foi especificada) e ocorre o alívio de tensões⁴⁴.

2.3.3 Transformação do eutetóide divorciado

Retomando a questão do processo de formação do fenômeno do eutetóide divorciado, divide-se em dois grupos o modo como as fases α e Fe_3C podem crescer na decomposição eutetóide da austenita: o crescimento cooperativo e o não cooperativo, como esquematizado na Figura 14.

No modo cooperativo, a frente de crescimento é única, as duas fases resultantes da decomposição crescem com a mesma velocidade, em forma de lamelas alternadas de forma a minimizar a distância de difusão para a partição do carbono, esta morfologia é conhecida por perlita⁴⁵. Quando o crescimento das fases ocorre pelo modo não-cooperativo, é apropriado dar o nome da transformação de eutetóide divorciado (em inglês, DET - *Divorced Eutectoid Transformation*)^{46,47}. Nesse caso, a frente de transformação austenita/ferrita avança em direção a matriz austenítica e sobre finas partículas de Fe_3C não dissolvidas durante a austenitização e espaçadas na ordem de microns (representadas por pequenos pontos escuros na Figura 14 (b)). O produto dessa transformação é a matriz ferrítica com partículas de Fe_3C que esferoidizam e aumentam o seu diâmetro^{46,47}. Quando a frente de transformação austenita/ferrita avança sobre alguma partícula de Fe_3C não dissolvida, ocorre a partição dos átomos de carbono, que são expulsos da frente de transformação em direção a Fe_3C ⁴⁷.

Figura 14 - (a) Frente de crescimento da transformação perltica (eutetóide acoplado); (b) frente de crescimento da reação do eutetóide divorciado, (adaptada de Verhoeven e Gibson⁴⁶).

Whiteley⁴⁸ estudou a esferoidização dos carbonetos em um aço hipoeutetóide (0,6% de C), mostrando a esferoidização da perlita na fronteira entre a austenita/ferrita. O autor descreveu o produto da reação como sendo “perlita globular”. A ideia consistiu em austenitizar o material, seguido de tratamento isotérmico interrompido, com a intenção de deixar partículas residuais de Fe_3C não dissolvidas na matriz austenítica. O autor constatou que:

- A Fe_3C não se dissolvia de forma imediata na austenita, provocando a formação de “perlita globular” na etapa de resfriamento⁴⁸.
- A velocidade de resfriamento influencia na formação de “perlita globular” e lamelar. Portanto, se a taxa de resfriamento for suficientemente lenta, haveria a formação de “perlita globular”. Caso contrário, haveria a formação da mistura entre “perlita globular” e lamelar, ou apenas a formação das lamelas de perlita⁴⁸.
- Com relação à cinética da formação da “perlita globular” foi notado que a presença de carbonetos não dissolvidos na austenita influenciou na formação de “perlita globular” em tempos curtos (quando a amostra era mantida a 700°C)⁴⁸.

Honda e Saito⁴⁹ utilizaram aços com diferentes teores de carbono para realizar sucessivos tratamentos térmicos de austenitização por um tempo fixo de 20 minutos, seguido pela etapa de resfriamento lento. A ideia era estudar a influência da temperatura de austenitização na formação de perlita lamelar e divorciada, como apresentado na Figura 15. Os autores concluíram que:

- O aumento do teor de carbono favorece a formação do eutetóide divorciado. E para os aços de composição hipereutetóide, torna-se mais difícil a dissolução dos carbonetos⁴⁹.
- Temperaturas de austenitização próximas ao patamar eutetóide favorece a formação do eutetóide divorciado, devido à presença de carbonetos não solubilizados na austenita⁴⁹.
- Para aços de composição hipoeutetóide e eutetóide, quanto mais alta a temperatura de austenitização, maior é a tendência de que o produto da decomposição da austenita seja lamelar⁴⁹.

Figura 15 - Resultado obtido por Honda e Saito, onde foi variado o teor de carbono e a temperatura de austenitização (com o tempo de solubilização fixado), para compreender os fenômenos que predominam durante o processo da decomposição da austenita, (adaptada de Verhoeven e Gibson⁴⁶).

Grossmann e Bain⁵⁰ mostraram que a formação do eutetóide divorciado poderia ser produzida por núcleos submicroscópicos de carbonetos não dissolvidos na austenita. Os autores apontaram que o eutetóide divorciado é dependente da heterogeneidade da austenita próxima à temperatura eutetóide.

Nemoto⁵¹, através da técnica de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), fez um estudo *in situ* da movimentação da interface austenita/ferrita em relação aos carbonetos não dissolvidos na austenita. O resultado obtido mostrou que as pequenas partículas não dissolvidas na austenita somente cresciam quando entravam em contato com a interface em movimento da ferrita/austenita. Portanto, havia difusão assistida pela interface em movimento dos carbonetos não dissolvidos, de modo que, as partículas de carbonetos remanescentes fossem enriquecidas em carbono⁵².

Sherby *et al.*^{53–55} estudaram materiais de médio e alto carbono (0,45% e 1,5% de C), com o propósito de obter propriedades superplásticas através da esferoidização das partículas de Fe_3C ao longo da matriz ferrítica. No aço 1045, foi realizado um tratamento isotérmico abaixo da linha A1 (muito próximo), por 48 horas. Os autores constataram o engrossamento severo da perlita, mas não houve a esferoidização, devido à energia de interface da perlita resistir a esferoidização. Ainda, foi relatado que se o mesmo material fosse tratado ciclicamente acima e abaixo da linha A1 por 48 horas, parte da perlita iria se esferoidizar.

Ao estudar a formação de perlita esferoidizada em aço hipereutetóide, Tschiptschin⁵⁶ apontou que esferoidização consiste na mudança de forma dos precipitados, que tendem a minimizar a sua energia de superfície por unidade de volume. Além disso, o autor concluiu que:

- Temperaturas de austenitização e velocidades de resfriamento baixas, e altas temperaturas de transformações isotérmicas favorecem a formação de “perlita globular”⁵⁶.
- Apesar de possuir carbonetos não dissolvidos na austenita a 750 °C, nem todos os carbonetos atuaram como núcleos pré-existent para formação de “perlita globular”, havendo nucleação de perlita lamelar nos contornos de grão da austenita⁵⁶.

Verhoeven e Gibson⁴⁶ publicaram um artigo clássico apresentando o primeiro modelo do mecanismo da cinética de transformação do eutetóide divorciado, comparando com a cinética de transformação da perlita. Os autores mostraram a influência do superresfriamento e do tamanho das partículas que não foram dissolvidas na austenita na formação do eutetóide divorciado. Sobre tudo, os mesmos

ênfatizam a carência dos estudos voltados a essa área, tendo em vista a sua vasta aplicação tecnológica.

Nishikawa e Goldenstein⁹ mostraram através de experimentos por dilatométrica o fenômeno do eutetóide divorciado na região de austenitização parcial, tal como ocorre durante a soldagem de trilhos. Os autores afirmaram que o fenômeno do eutetóide divorciado explica de modo satisfatório a formação da região esferoidizada. Os autores concluíram que o processo de esferoidização subcrítica (abaixo da linha A1) não é o fenômeno predominante para esse caso, tendo em vista que este fenômeno levaria horas para se completar.

2.4 A tribologia do contato roda-trilho voltada ao deslizamento

Segundo Hutchings⁵⁷, a tribologia é a área da ciência que envolve a interação entre as superfícies em movimento relativo, além disso, incluem conteúdos como o atrito, desgaste, lubrificação e aços para rolamentos.

No contato roda-trilho existem dois tipos de movimentos de interação entre as partes: o rolamento, deslizamento e a interação entre ambos. O tipo de movimento e a área de contato varia de acordo com a trajetória da ferrovia, que pode ser retilínea ou curva. Em trajetória retilínea, é presumível que a pista de rolamento da roda ferroviária fique em contato com o topo do boleto. Por outro lado, em trajetória curva, a flange (região lateral interna da roda) entra em contato com o canto de bitola do boleto³, como mostrado na Figura 16. As regiões de contato são divididas em três:

- Região A: corresponde ao contato da região adjacente ao aro externo da roda e o trilho. É o local de menor contato entre as partes. Quando ocorre, alta tensão de contato é gerada, causando desgaste heterogêneo³.
- Região B: ocorre o contato entre a pista de rolamento e o topo do boleto, sendo o tipo de contato mais frequente. Geralmente ocorre em trajetória retilínea, ou em curvas que possuem o raio de curvatura elevado³.
- Região C: a flange da roda entra em contato com a região do canto de bitola do boleto. Geralmente ocorre em trajetória curva. Neste caso, a tensão de contato e a taxa de desgaste aumentam³.

Figura 16 – Diferentes regiões de contato entre a roda e o boleto do trilho ferroviário, (adaptada de Lewis e Olofsson³).

A alteração da trajetória da via gera desgaste heterogêneo e mudança nas distribuições das tensões ao longo dos perfis. Para compreender como o perfil se progride, é necessário entender como as tensões de contato atuam, além do seu papel em conduzir à fadiga de rolamento de contato³.

Conforme o desgaste progride, existem alguns mecanismos de desgaste que se destacam. Viáfara e Sinatora⁵⁸ apontam que no desgaste por deslizamento de aços (sem a adição de lubrificante), observa-se predominantemente os mecanismos de desgaste por oxidação e adesão.

O mecanismo de desgaste por adesão envolve o contato entre as asperezas das superfícies em alguns pontos, que são chamadas de junções. Quando a superfície se move contra a outra, essas junções são quebradas e se formam novas junções. Geralmente, a ponta da aspereza do material mais mole é arrancada e aderida na superfície mais dura³. Resumidamente, há uma forte interação entre as asperezas, e por consequência, o acúmulo de deformações plásticas, resultando na formação de juntas adesivas⁵⁸.

O mecanismo de desgaste por oxidação ocorre devido a formação de óxidos na superfície do material. O processo está relacionado com a habilidade do material a

ser desgastado sofrer oxidação³. A formação de óxidos inibe o contato metálico e adesão entre as superfícies, porém, em altas cargas, a camada de óxido pode quebrar e promover o contato entre os metais⁵⁸.

Lewis e Olofsson³ enfatizam que o mecanismo de desgaste oxidativo, quando há deslizamento entre a roda e trilho, ocorre no regime de desgaste moderado (sob baixa carga e velocidade de deslizamento). O contato entre a pista de rolamento e o boleto descreve essa situação. O mecanismo de desgaste por adesão ocorre no regime de desgaste severo. Este tipo é predominante durante o contato entre a flange e o canto de bitola do boleto. Caso haja partículas dispersas em contato, o desgaste por abrasão pode ocorrer.

Para mapear o desgaste, Archard desenvolveu uma equação modelo, que ficou conhecida como equação de desgaste de Archard, eq. (6)^{57,59}. A equação descreve que, o volume de material desgastado (V) é diretamente proporcional a carga (P) e a distância de deslizamento (L), e inversamente proporcional a dureza do material mais mole (H). A constante “k” é conhecida como o coeficiente de desgaste e é útil para comparar a severidade do desgaste⁵⁷.

$$V = \frac{k \times P \times L}{H} \quad (6)$$

Viáfara *et al.*⁶⁰ estudaram o comportamento do desgaste por deslizamento (pino contra disco) de aços AISI 1070 com a microestrutura perlítica e outro aço AISI 15B30 de microestrutura bainítica (inferior) obtida por austêmpera (310 °C por 30 minutos). Os autores observaram os seguintes resultados:

- O aço AISI 1070 mostrou maior resistência ao desgaste quando comparado ao aço bainítico, devido à maior capacidade da perlita encruar⁶⁰.
- O aço AISI 1070 apresentou o mecanismo de desgaste predominantemente oxidativo. Além disso, foram observadas juntas adesivas sob a carga de 30N, como mostra a Figura 17 (a)⁶⁰.
- No aço bainítico, o mecanismo de desgaste predominante foi adesivo, cujos danos a superfície foram mais evidentes⁶⁰.

Figura 17 – Resultado do ensaio de deslizamento para os pinos perlíticos. (a) No topo do pino observa-se a formação de juntas adesivas, sob a carga de 30 N. (b) Seção longitudinal do pino, com a formação de trincas abaixo da superfície, sob a carga de 50 N, (adaptada de Viáfara *et al.*⁶⁰).

Perez-Unzueta e Beynon⁶¹ realizaram ensaios de deslizamento puro e rolamento/deslizamento. Os materiais usados foram quatro trilhos perlíticos com diferentes espaçamentos interlamelares, que foram ensaiados contra um disco de aço perlítico utilizados para rodas ferroviárias. Os autores concluíram que através do refino das lamelas de Fe_3C , o material consegue suportar melhor as deformações plásticas antes de fraturar, melhorando a resistência ao desgaste.

Chaves⁶² realizou experimentos utilizando dilatometria para produzir diferentes espaçamentos interlamelares no aço SAE 1080. Os resultados dos ensaios de desgaste (pino contra disco) mostraram que os pinos com menores espaçamentos interlamelares produziram menores perdas de massa.

A presente revisão bibliográfica permitiu entender que, de modo geral, os materiais empregados para aplicações ferroviárias são dependentes do controle microestrutural, como o espaçamento interlamelar, tamanho das colônias de perlita, tamanho de grão austenítico prévio e a fração volumétrica de Fe_3C . Além disso, nota-se que a alteração das variáveis do processo de soldagem afeta diretamente as propriedades mecânicas e tribológicas da junta soldada.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados e analisados nesse trabalho foram colhidos do projeto de solda da Vale (Cátedra – Roda/Trilho), e compõe o relatório de solda. A metodologia do trabalho foi elaborada em conjunto com o pós-doutoramento do Prof. Dr. Luiz Henrique Dias Alves, o responsável pela elaboração da matriz experimental de Taguchi junto à Vale S.A.

Através da matriz experimental foram definidas as variáveis do processo de soldagem exploradas nesta pesquisa. Na Figura 18, encontra-se o fluxograma dos experimentos realizados:

Figura 18 - Fluxograma das atividades realizadas.

3.1 Análise de composição química

Dois trilhos de diferentes composições químicas foram utilizados na dissertação, sendo um da classe *Premium* e outro *Super Premium*. As análises das composições químicas foram realizadas através da técnica de espectrometria de emissão ótica, na

Universidade Federal de Juiz de Fora (UFJF) e estão disponíveis no relatório do projeto de soldas da Cátedra – Roda/Trilho²¹. As análises foram conduzidas na seção longitudinal do boleto, assim como todos os outros ensaios, visto que, o boleto é a região de interesse para este trabalho. As composições químicas encontram-se na Tabela 4:

Tabela 4 - Composições químicas dos trilhos analisados, em % mássica, (adaptada de Alves *et al.*^{10,21}).

Composição	C	Mn	Si	P	S	Cr
<i>Premium</i>	0,79	1,01	0,22	0,017	0,009	0,24
<i>Super Premium</i>	0,95	1,23	0,22	0,011	0,011	0,28

3.2 Definição das variáveis e as condições de soldagem

Os trilhos foram soldados pelo processo de soldagem de topo com centelhamento, no estaleiro de solda da Vale S.A. As variáveis do processo e as suas magnitudes (valores mínimos e máximos), conforme mostrado na Tabela 5, foram selecionadas com base nos valores extremos recomendados pelos fabricantes da máquina de solda. As variáveis escolhidas foram:

- Corrente de pulso (CP);
- Quantidade de pulsos (QP);
- Força de recalque (FR);
- Carbono equivalente (CE).

Tabela 5 – Variáveis do processo da soldagem de topo com centelhamento e seus respectivos valores de mínimos e máximos, (adaptada de Alves *et al.*^{10,21}).

	Variáveis	Valores mínimos (1)	Valores máximos (2)
CP	Corrente de pulso	60 kA	80 kA
QP	Quantidade de pulsos	8	13
FR	Força de recalque	550 kN	650 kN
CE	Carbono equivalente	<1,00%	>1,2%

Na elaboração da matriz experimental de Taguchi foram obtidas oito condições de soldagem diferentes, através das alterações das quatro variáveis no processo de soldagem, como mostra a Tabela 6, e tratado detalhadamente por Alves *et al.*¹⁰.

Para cada condição foram soldadas quatro amostras (totalizando 32 amostras/boletos). Adicionalmente, a matriz mostra a influência da combinação das variáveis de soldagem, por exemplo: (CP+QP) indica a influência da corrente de pulso + quantidade de pulsos; (CP+FR) corrente de pulso + força de recalque; (QP+FR) quantidade de pulsos + força de recalque. A variável carbono equivalente (CE), que diz respeito ao tipo de trilha, não foi avaliada em termos de interação com as outras variáveis, porque a finalidade era avaliar os efeitos das variáveis de processos específicos da soldagem^{10,21}.

Tabela 6 – Matriz experimental obtida através do método de Taguchi, mostrando as oito condições de soldagem, as quatro variáveis do processo e as respectivas interações, (adaptada de Alves *et al.*¹⁰).

Condições	Trilha	Variáveis						
		CP	QP	CP+QP	FR	CP+FR	QP+FR	CE
C1	<i>Premium</i>	1	1	1	1	1	1	1
C2	<i>Super Premium</i>	1	1	1	2	2	2	2
C3	<i>Super Premium</i>	1	2	2	1	1	2	2
C4	<i>Premium</i>	1	2	2	2	2	1	1
C5	<i>Super Premium</i>	2	1	2	1	2	1	2
C6	<i>Premium</i>	2	1	2	2	1	2	1
C7	<i>Premium</i>	2	2	1	1	2	2	1
C8	<i>Super Premium</i>	2	2	1	2	1	1	2

3.3 Caracterização microestrutural

Os corpos de prova foram extraídos da seção longitudinal do boleto, de modo que, toda a região da ZAC e o metal base fossem inclusas, como mostra a Figura 19.

Figura 19 - Esquema da região seccionada e extraída do trilho para realizar a caracterização microestrutural e os mapas de microdureza Vickers.

Foi utilizada a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para caracterizar a formação de cada microconstituente da região da solda (linha central da solda, crescimento de grãos, refino de grãos, austenitização parcial) e o metal base de todas as condições de soldagem. Foi utilizado o MEV - FEG (FEI Inspect F50®), no departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT – USP). As imagens foram obtidas através do detector de elétrons secundários.

Com relação a preparação das amostras, as mesmas foram lixadas (lixa 100#, 220#, 320#, 400#, 600# e 1200#), polidas (panos de 6 μm , 3 μm , 1 μm) e o acabamento foi realizado no pano de sílica coloidal de 0,1 μm usando a Minimat. Por fim, as amostras foram atacadas com nital 2% (etanol + 2% HNO_3).

3.3.1 Medições dos tamanhos das colônias de perlita e espaçamentos interlamelares

Uma colônia de perlita é definida como a região da microestrutura em que as lamelas de ferrita e Fe_3C estão dispostas de modo alternado e paralelamente um ao outro, resultando numa direção de crescimento comum durante a reação eutetóide $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ^{29,63,64}. Enquanto que a distância mínima entre as lamelas de Fe_3C define o espaçamento interlamelar. Na Figura 20 encontra-se um esquema das definições explicadas anteriormente.

Figura 20 – Ilustração dos microconstituintes que constituem a perlita, (adaptada de Elwazri, A. M, Wanjara, P.; Yue, S.⁶⁴)

Para realizar a caracterização microestrutural, Mansouri e Mounshi³⁹ adotaram um critério para dividir as regiões da junta soldada. O método consistiu em estabelecer a distância entre a linha central da solda e a região de interesse a ser analisada. Neste caso foi adotado que a distância entre a linha central da solda e a região de crescimento de grãos equivale a aproximadamente a 2 mm, e assim por diante. Entretanto, esse método não foi escolhido para o presente trabalho, pois a alteração das variáveis do processo de soldagem modificou as distâncias entre as regiões de interesse a serem analisadas.

Para realizar uma caracterização adequada e ter a certeza de que as imagens foram realizadas nas regiões desejadas, foram realizados perfis de microdureza ao longo da junta soldada até o metal base e com a amostra atacada, para mapear cada região.

Entre as quatro soldas feitas para cada condição de soldagem, foram escolhidos dois corpos de prova para realizar as medições dos tamanhos das colônias de perlita e dos espaçamentos interlamelares. Foram feitas cinco imagens para cada região, totalizando dez imagens para cada local de interesse. Para cada imagem foram realizadas cinco medições.

Para conseguir alto contraste nos contornos das colônias de perlita, a tensão de aceleração do MEV foi colocada em 10 KV e a distância de trabalho usada foi entre 7 mm a 8 mm, conforme as recomendações feitas por Guo e Liu⁶³. Para medir o tamanho da colônia na região de crescimento de grãos, foi utilizado o aumento de 5.000x, enquanto que, para as regiões de refino de grãos e metal base foi utilizado o aumento de 10.000x. Todas as medições de tamanho de colônia foram realizadas utilizando o software ImageJ®.

O tamanho médio das colônias de perlita foi determinado pelo método comparativo do tamanho de grão da norma ASTM E112⁶⁵. Linhas paralelas foram esboçadas nas imagens e o número de colônias por unidade de comprimento foram contadas. O tamanho da colônia de perlita para o comprimento médio das linhas interceptadas ($\bar{l}$) foi determinado usando a eq. (7):

$$\text{Tamanho da colônia de perlita} = 1,571 \times \bar{l} \quad (7)$$

Para determinar o espaçamento interlamelar médio foram feitas imagens com o aumento de 40.000x. Com o auxílio do software ImageJ®, linhas perpendiculares às lamelas foram esboçadas aleatoriamente nas regiões de interesse, como recomendado por Underwood⁶⁶ e Van der Voort e Roosz⁶⁷.

Para obter as médias dos espaçamentos interlamelares, o número de lamelas de Fe₃C por unidade de comprimento foram contadas. A seleção do local com o espaçamento interlamelar condizente à microestrutura foi escolhida através da observação da região com o menor espaçamento interlamelar. Segundo Krauss²⁹, este procedimento garante que o plano de corte seja perpendicular às lamelas.

3.3.2 Quantificações das fases

Para quantificar as frações volumétricas das fases foi utilizado o método dos interceptos, que consiste em contar a quantidade de pontos que interceptam nas fases a ser quantificada e dividir pelo total de pontos da grade^{68,69}. Com o auxílio do software ImageJ® foi feita uma grade de 19x16, totalizando 304 pontos.

Para todas as condições de soldagem foram quantificadas as frações volumétricas de ferrita proeutetóide na linha central da solda e de Fe₃C esferoidizada

na região de austenitização parcial. Para padronizar a quantificação da fração volumétrica de Fe_3C esferoidizada, as micrografias foram realizadas nas regiões de menores durezas. Para cada região foram retiradas cinco micrografias com o aumento de 1.000x e 20.000x, respectivamente.

3.4 Propriedades mecânicas

3.4.1 Mapas de microdureza Vickers

Os mapas de microdureza Vickers foram realizados de acordo com a norma ASTM E92⁷⁰. Foi utilizado o microdurômetro Shimadzu®, modelo HMV-G, no Instituto Tecnológico Vale (ITV). Os mapas foram feitos nas seções longitudinais dos boletos das oito condições de soldagem, que foram devidamente lixadas e polidas, como descrito na seção 3.3. As endentações foram feitas em malhas retangulares a 10 mm abaixo da superfície do boleto, de modo que a malha envolvesse o centro da solda até o metal base (em metade da ZAC). A carga aplicada foi 0,3 Kg por 15s e a distância entre cada endentação foi equivalente a 0,4 mm.

3.4.2 Ensaios de tração

O ensaio de tração foi realizado na máquina EMIC DL – 30000®, que possui a capacidade máxima de carga igual a 300 kN. O ensaio foi conduzido a uma taxa de deformação de 5 mm/min. Os corpos de prova usados possuem o formato cilíndrico, com o diâmetro inicial de 12 mm e comprimento útil de 107,50 mm. As dimensões dos corpos de provas estão de acordo com a norma ASTM E8⁷¹. Para cada condição de soldagem foram extraídas quatro amostras envolvendo toda a ZAC até o metal base, como mostra a Figura 21. Os corpos de prova foram extraídos a 10 mm abaixo da superfície do boleto.

Para calcular o alongamento na ruptura e a redução de área foram medidos o comprimento útil e o diâmetro do corpo de prova antes e após ao ensaio com um paquímetro.

As propriedades mecânicas do metal base dos trilhos da classe *Premium* e *Super Premium* encontram-se na Tabela 7. As propriedades mecânicas estão de acordo com a norma da AREMA¹⁷.

Figura 21 – Esquema do corpo de prova ensaiado por tração, mostrando as regiões que envolvem a ZAC até o metal base.

Tabela 7 – Propriedades mecânicas do metal base, (adaptada de Alves *et al.*^{10,21}).

Trilho	LE - Tensão limite de escoamento (MPa)	LRT - Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento na ruptura (%)
<i>Premium</i>	905	1160	9,8
<i>Super Premium</i>	914	1392	10,3

3.4.2.1 Análise das fraturas obtidas pelo ensaio de tração

Feito o ensaio de tração, algumas recomendações foram seguidas com relação ao cuidado das fraturas. As amostras fraturadas foram manuseadas e guardadas, de modo que a superfície da fratura fosse protegida e os resultados não fossem modificados. Para protegê-las, as amostras foram embebidas com óleo lubrificante e guardadas num dessecador^{72,73}.

Conforme o *Metals Handbook Fractography and atlas of fractographs*⁷³ recomenda, foi utilizada uma sequência para examinar a fratura:

- (1) Inspeção visual para obter um entendimento global do mecanismo de fratura;
- (2) Classificação da fratura pelo ponto de vista macroscópico;
- (3) Classificação da fratura pelo ponto de vista microscópico, além da determinação do caminho percorrido pela fratura (transgranular ou intergranular) e suas características microestruturais.

Para examinar o aspecto macroestrutural das fraturas foram feitos registros fotográficos, da região do topo e longitudinal à fratura. Em seguida, foi realizada a fractografia eletrônica de varredura e a microscopia eletrônica da seção longitudinal. Para revelar os carbonetos nos contornos de grãos dos trilhos *Super Premium* foram usados os ataques Picral (4% de ácido pícrico + álcool etílico) e Vilella (10 ml de HCl + 4 g de ácido pícrico + 200 ml de álcool etílico).

3.5 Análise estatística

Para comparar as médias obtidas nas medições das frações volumétricas de ferrita proeutetóide no centro da solda, Fe_3C esferoidizada na região de austenitização parcial, tamanhos das colônias de perlita, espaçamento interlamelar e as propriedades mecânicas foi utilizado o teste de Tukey no software Minitab®. A análise consiste em comparar as médias de uma dada população em pares e averiguar se as mesmas se diferem da média geral. Caso os pares das médias forem estatisticamente diferentes, os valores ficam destacados em vermelho no gráfico gerado. O teste valida com 95% de confiança que os resultados são estatisticamente relevantes⁷⁴.

Para verificar a relação entre as variáveis do processo de soldagem em função da variação do tamanho das colônias de perlita e o espaçamento interlamelar nas regiões de crescimento grãos e refino de grãos foram realizadas regressões múltiplas e a montagem de equações com o software Minitab®.

Por fim, as análises de variância e o peso das variáveis de cada equação obtida encontram-se no Anexo A.

3.6 Ensaios de desgaste por deslizamento: pino contra disco

Os ensaios de desgaste seguiram a norma ASTM G99-05⁷⁵ e foram executados em um equipamento do tipo pino contra disco, modelo PLINT E67®, do Laboratório

de Fenômenos de Superfícies (LFS – USP). O ensaio é constituído por um disco horizontal rotativo de 63,5 mm de diâmetro, e um pino, que fica pressionado em carga constante e sem adição de lubrificante. A Figura 22 ilustra a máquina utilizada e um esquema do ensaio.

Figura 22 – Esquema do ensaio de desgaste de pino contra disco, (adaptada da norma ASTM G99-05⁷⁵).

Em relação aos parâmetros dos testes, o disco girou com a rotação de 75 rpm e o contato com pino ocorreu num raio de 25 mm, resultando numa velocidade tangencial de 0,18 m/s. Os ensaios foram executados em 1 hora e a distância de deslizamento foi equivalente a 684 m. A força normal utilizada foi igual a 100 N. Os parâmetros foram escolhidos com base nas práticas empregadas no LFS para ensaios envolvendo aplicações ferroviárias em transporte de carga pesada e publicados em periódicos indexados^{76,77}.

Os materiais dos pinos foram extraídos dos boletos ferroviários por eletroerosão à fio, com dimensões iniciais de (4,1Øx45,0) mm. Em seguida, os pinos

foram levemente lixados e cortados, para ficar com dimensões finais de (4,0Øx10,0) mm. Os pinos são referentes as condições de soldagem C1 (trilho *Premium*) e C2 (trilho *Super Premium*). Para cada condição de soldagem foram retirados os pinos das seguintes regiões: linha central da solda, austenitização parcial e metal base, como mostra a Figura 23. Foram realizados três ensaios para cada região.

Figura 23 - Esquema de retirada dos corpos de prova para o ensaio de desgaste.

O material do disco (contra-corpo) utilizado em todos os ensaios foi um aço H13, que foram submetidos à tratamentos térmicos de têmpera e duplo revenimento para obter dureza igual ou superior a 600HV. Os discos foram tratados para obter uma dureza superior aos dos pinos, com o propósito de apenas estudar o desgaste dos pinos. Depois de tratados termicamente, os discos foram retificados para obter uma superfície com rugosidade adequada. Para realizar os ensaios alguns procedimentos foram adotados, como descritos a seguir:

Primeiramente, foi realizado a calibração da máquina. Em seguida, foi feito o assentamento dos pinos aos discos, que consistiu em prender o pino à pinça de fixação e lixá-lo (lixas #200, #400 e #600) sobre o disco que girava em baixa rotação, de 30 rpm, por 30 segundos. O processo garante que haja paralelismo entre o pino e

o disco. Depois, os pinos e os discos foram desmagnetizados, para que não houvesse interferência nas medições das perdas de massa. Em seguida, foi feita a limpeza do pino e o disco no ultrassom por 15 minutos (com álcool), seguido pela secagem utilizando ar comprimido. Por fim, foram realizadas medições de perda de massa dos pinos, através de medidas realizadas antes e após aos ensaios. Foi utilizada uma balança Metler Toledo XP205®, que possui precisão de 10^{-4} gramas.

Foram realizadas caracterizações microestruturais das superfícies e das seções longitudinais aos pinos desgastados. Na caracterização das superfícies após os ensaios de desgaste foi utilizado o MEV com o detector de elétrons retroespalhados e secundários, com o propósito de observar o contraste entre a matriz e os óxidos formados e a formação de juntas adesivas, respectivamente. De modo complementar, foi usada a técnica de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) para obter a composição química (semiquantitativa) da região analisada. A seção longitudinal foi analisada no MEV com o detector de elétrons secundários.

Os coeficientes de atrito (COF) foram calculados com base na eq.(8), onde: F é a força de atrito (tangencial) e W é a força normal. As médias dos COF foram calculadas após a 150 m de ensaio, desprezando a etapa inicial de *running-in*.

$$\text{COF} = \frac{F}{W} \quad (8)$$

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização microestrutural

Nessa seção encontram-se os resultados e as discussões referentes as caracterizações microestruturais das regiões que compreendem a ZAC e o metal base. Para não exibir os resultados de forma repetitiva, para os trilhos que apresentaram a formação de microconstituintes semelhantes apenas uma caracterização acompanha o texto; as restantes foram colocadas no Anexo B.

A caracterização microestrutural das juntas soldadas apresentou cinco diferentes regiões: linha central da solda, crescimento de grãos, refino de grãos, austenitização parcial/eutetóide divorciado e o metal base. A caracterização das regiões de crescimento de grãos e refino de grãos encontram-se em maiores detalhes nas seções 4.1.1 e 4.1.2.

Na região da linha central da solda dos trilhos *Premium*, observa-se a formação de perlita fina e filmes de ferrita proeutetóide (setas vermelhas), como mostrado na Figura 24 (a). A formação de ferrita proeutetóide ocorre devido à alta temperatura atingida no processo de soldagem, e conseqüentemente, gera-se uma região descarbonetada. Micenko e Li⁷⁸ afirmam que a descarbonetação é comum no processo da soldagem de topo com centelhamento e comumente não representa problema às propriedades mecânicas da junta soldada.

Na região de austenitização parcial dos trilhos *Premium*, nota-se a formação do eutetóide divorciado. Nessa região, as partículas de Fe_3C encontram-se esferoidizadas numa matriz ferrítica, além de apresentar também algumas regiões compostas por perlita fina, como observado na Figura 24 (b) e destacado com um círculo azul. Em trabalhos como os de Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ e Porcaro *et al.*⁴⁰ foi evidenciado a presença de Fe_3C esferoidizada na região de austenitização parcial. Nishikawa e Goldenstein⁹ mostraram através de experimentos por dilatométrica que a esferoidização da Fe_3C está associada com a transformação do eutetóide divorciado.

A região do metal base (o trilho no seu estado de fabricação) é composta por ferrita proeutetóide (setas amarelas) e perlita fina, como mostra a Figura 24 (c). De acordo com Krauss²⁹, a formação de ferrita proeutetóide ocorre em função da relação

entre o carbono e o manganês. Ou seja, ao diminuir o teor de manganês no aço, a formação de ferrita torna-se mais propensa. Ressaltando-se que, por ser um elemento gamagênico, o manganês expande o campo austenítico e retarda a cinética da transformação eutetóide^{29,32}.

Figura 24 - Caracterização microestrutural para os trilhos *Premium* (representando as condições C1, C4, C6 e C7). Ataque nital 2%. (a) Região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de ferrita proeutetóide. (b) Região de austenitização parcial com a formação do fenômeno do eutetóide divorciado e perlita fina. O círculo azul indica os microconstituintes. (c) Metal base, com a formação de ferrita proeutetóide e perlita fina. As setas amarelas indicam a formação de ferrita proeutetóide.

Nos trilhos *Super Premium*, a região da linha central da solda apresentou perlita fina e também filmes de ferrita proeutetóide (setas vermelhas), como mostrado na Figura 25 (a) e já observado na caracterização dos trilhos *Premium*, embora em menor quantidade.

Na região de austenitização parcial dos trilhos *Super Premium* é possível observar a formação do fenômeno do eutetóide divorciado. A microestrutura dessa região é composta por Fe_3C esferoidizada em matriz ferrítica e perlita fina, como observado na Figura 25 (b) e evidenciado com um círculo azul.

Na região do metal base dos trilhos *Super Premium*, por possuir composição química mais hipereutetóide do que o trilho *Premium*, a microestrutura é predominante composta pela formação de Fe_3C proeutetóide (setas amarelas), que precipitam no contorno de grão da austenita prévia e perlita fina, como mostrado na Figura 25 (c). Para justificar a formação de Fe_3C proeutetóide no contorno de grão da austenita prévia, pode-se pensar em duas hipóteses:

- (1) A taxa de resfriamento usada no processo de fabricação do trilho não foi o suficiente para suprimir a formação de Fe_3C proeutetóide.
- (2) A adição dos elementos de liga não foi o suficiente para reagir com o excesso de carbono. Acarretando na nucleação e crescimento de carbonetos, no caso a Fe_3C , antes da reação eutetóide.

Figura 25 - Caracterização microestrutural para os trilhos *Super Premium* (representando as condições C2, C3, C5 e C8). Ataque nital 2%. (a) Linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de ferrita proeutetóide. (b) Região de austenitização parcial, com a formação do fenômeno do eutetóide divorciado e perlita fina. O círculo azul indica os microconstituintes. (c) Metal base, com a formação de Fe_3C proeutetóide no contorno de grão da austenita prévia e perlita fina. As setas amarelas indicam a formação de Fe_3C proeutetóide no contorno de grão da austenita prévia.

Na Figura 26 encontra-se a quantificação da fração volumétrica de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda, para todas as condições de soldagem. Na Figura 27, observa-se os testes de Tukey comparando todos os pares.

Os resultados mostraram que os trilhos da classe *Premium* (C1, C4, C6 e C7) apresentaram maiores frações volumétricas de ferrita proeutetóide no centro da solda, quando comparados aos trilhos da classe *Super Premium* (C2, C3, C5 e C8). Entretanto, os testes de Tukey mostraram que mesmo havendo variações nas frações volumétricas em função das classes dos trilhos, ao comparar as condições de soldagem C1-C3, C1-C5, C1-C8, C2-C4, C3-C4, C3-C7, C4-C5, C8-C4 e C5-C8 (*Premium* x *Super Premium*), os dados foram considerados estatisticamente iguais.

De acordo com Bramfitt, Fletcher e Davis²⁸, a quantidade de ferrita proeutetóide no centro da solda está relacionado com os teores de carbono entre cada trilho. Quanto maior o teor de carbono, como no caso dos trilhos *Super Premium*, menor será a influência da descarbonetação, pois a região da linha central da solda ficará com a composição química local próxima da composição eutetóide (ou levemente hipoeutetóide). Enquanto que, os trilhos *Premium* quando descarbonetados ficarão com a composição química mais hipoeutetóide.

Figura 26 - Análise quantitativa da fração volumétrica de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda.

Figura 27 – Teste de Tukey para comparar (pareado) as frações volumétricas de ferrita proeutetóide na região da linha central da solda.

Na Figura 28 encontra-se a quantificação da fração volumétrica de Fe_3C esferoidizada no local de menor dureza da região de austenitização parcial para todas as condições de soldagem. Na Figura 29, observa-se os testes de Tukey comparando todos os pares.

No local de menor dureza foram quantificadas as maiores frações volumétricas de Fe_3C esferoidizada para os trilhos da classe *Super Premium* (C2, C3, C5 e C8), quando comparados aos trilhos da classe *Premium*. De acordo com os resultados obtidos por Honda e Saito⁴⁹ (Figura 15), o aumento do teor de carbono favorece a reação do eutetóide divorciado para os aços hipereutetóides.

Não obstante, os testes de Tukey mostraram exceções. Quando comparadas as condições de soldagem C1-C2, C1-C3, C1-C5, C2-C6, C3-C4, C3-C6, C4-C5, C5-C6, C5-C7 (*Premium* x *Super Premium*), os dados foram considerados estatisticamente iguais.

Figura 28 - Análise quantitativa da fração volumétrica de Fe_3C esferoidizada no local de menor dureza da região de austenitização parcial.

Figura 29 - Teste de Tukey para comparar (pareado) as frações volumétricas de Fe_3C esferoidizada na região de austenitização parcial de menor dureza.

A formação do eutetóide divorciado ocorre na etapa de resfriamento após a soldagem dos trilhos. A sua formação está relacionada ao gradiente de temperaturas entre a região da linha central da solda em relação ao metal base, havendo uma variação na taxa de resfriamento ao longo da junta soldada. O gradiente de temperatura causa austenitização incompleta nos limites da ZAC, deixando os carbonetos não dissolvidos retidos na matriz austenítica, funcionando como núcleos pré-existentes para a cementita eutetóide e, conseqüentemente, provocando a formação do eutetóide divorciado durante a decomposição da austenita.

Para Verhoeven e Gibson⁴⁶, o aumento da taxa de resfriamento favorece a formação do eutetóide com o crescimento cooperativo. Por outro lado, a diminuição da taxa de resfriamento próximo à temperatura eutetóide beneficia a formação do eutetóide divorciado.

Na região do metal base, para todas as condições de soldagem foram observadas a formação de perlita refinada, devido ao resfriamento acelerado que o boleto sofre na etapa de fabricação dos trilhos, como descrito na literatura^{25,28,38}.

4.1.1 Medições das colônias de perlita

Na Figura 30, encontra-se o gráfico das medições dos tamanhos das colônias de perlita para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base para todas as condições de soldagem. Na Tabela 8 está esquematizado as micrografias referentes as medições realizadas.

Figura 30 – Medições dos tamanhos das colônias de perlita de cada região da junta.

Tabela 8 – Esquema das micrografias de cada região da junta (colônias de perlita).

Condição	Crescim. de grãos	Refino de grãos	Metal base
C1
C2
C3
C4
C5
C6
C7
C8

A região de crescimento de grãos apresentou o maior tamanho de colônia de perlita, quando comparado as outras regiões. Isso acontece porque a região encontra-se adjacente a interface soldada, cujo pico de temperatura é elevado em relação as outras regiões, como observado na Figura 8. A alta temperatura atingida favorece processos difusivos mais rápidos, facilitando o crescimento das colônias.

Comparando o tamanho das colônias de perlita apenas para a região de crescimento de grãos, nota-se que, ao comparar as condições de soldagem extremas, no caso, C1 que utiliza as variáveis em seus valores mínimos e C8 que utiliza valores máximos, percebe-se que houve redução no tamanho das colônias em 15%.

Comparando o tamanho das colônias de perlita para a região de refino de grãos, mostra-se que, para as condições de soldagem extremas, a redução do tamanho das colônias foi 2,5%.

De acordo com as análises de Tukey, observa-se que, mesmo havendo uma variação entre os tamanhos das colônias de perlita devido a alteração das variáveis do processo de soldagem, os valores médios obtidos são estatisticamente iguais, como mostra a Figura 31.

Ao comparar o tamanho das colônias de perlita para a região do metal base, nota-se que, não houve variação significativa. Nesse caso, o tamanho das colônias de perlita independem das variáveis do processo de soldagem, e sim da temperatura de austenitização e a velocidade de resfriamento no processo de fabricação do trilho.

Para avaliar a influência das variáveis do processo de soldagem no tamanho das colônias de perlita foram realizadas regressões múltiplas com o software Minitab®. A eq. (9) define a influência das variáveis do processo de soldagem no tamanho das colônias de perlita para a região de crescimento de grãos, onde QP é a variável da quantidade de pulsos. A equação obtida indica que a variável da quantidade de pulsos foi a mais relevante para que houvesse a variação.

Para a região de refino de grãos, nenhum termo foi inserido a equação. De acordo com o software Minitab®, não houve relação significativa entre as variáveis do processo de soldagem com a variação do tamanho das colônias de perlita.

$$\text{Colônia de perlita (CG)} = 20,82 + 1,31QP \quad (9)$$

Figura 31 – Análise estatística de Tukey para os tamanhos das colônias de perlita. (a) região de crescimento de grãos; (b) região de refino de grãos; (c) metal base.

4.1.2 Medições dos espaçamentos interlamelares

Na Figura 32 é apresentado o gráfico das medições dos espaçamentos interlamelares para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base para todas as condições de soldagem. Na Tabela 9 está ilustrado as micrografias referentes as medições feitas.

Figura 32 - Medições dos espaçamentos interlamelares de cada região da junta.

Tabela 9 - Esquema das micrografias de cada região da junta (espaçamentos interlamelares).

Condição	Crescim. de grãos	Refino de grãos	Metal base
C1
C2
C3
C4
C5
C6
C7
C8

A região de crescimento de grãos apresentou menor espaçamento interlamelar quando comparado a região de refino de grãos. Isso ocorre devido ao maior crescimento do grão austenítico prévio na região de crescimento de grãos, em relação a região de refino de grãos. Quanto maior o tamanho do grão austenítico prévio, menor será a quantidade de sítios para a nucleação de perlita (maior “temperabilidade”), resultando no deslocamento da transformação eutetóide para temperaturas inferiores^{29,40}. Ou seja, quando a reação eutetóide ocorre na região de crescimento de grãos, a difusividade do carbono é menor, em comparação a região de refino de grãos, produzindo uma região com menor espaçamento interlamelar e maior tamanho de colônia de perlita.

Comparando os espaçamentos interlamelares apenas para a região de crescimento de grãos, nota-se que, ao comparar as condições de soldagem mais extremas, percebe-se que houve redução em 20% na distância interlamelar.

Comparando os espaçamentos interlamelares para a região de refino de grãos, mostra-se que, para as condições de soldagem extremas, a redução do espaçamento interlamelar foi 44%.

Os testes de Tukey mostraram que houveram variações significativas entre as médias obtidas para alguns casos. Analisando a região de crescimento de grãos, ao comparar os pares C1-C8, C3-C8, C4-C8, C5-C8, C6-C8 e C7-C8 visualiza-se as diferenças destacadas em vermelho na Figura 33 (a).

Com relação a região de refino de grãos, os pares destacados em vermelho na Figura 33 (b) foram C1-C2, C1-C5, C1-C6, C1-C8, C2-C7, C2-C8, C3-C8, C4-C8, C5-C7, C5-C8, C6-C7, C6-C8 e C7-C8. O resultado mostra uma maior tendência em haver diferenças das médias entre as condições de soldagem mais extremas, todavia, houveram algumas disparidades em algumas condições intermediárias.

Ao comparar os espaçamentos interlamelares para a região do metal base, o teste de Tukey mostrou que houve variações significativas para os pares destacados em vermelho. Nesse caso, o espaçamento interlamelar depende da velocidade de resfriamento e a temperatura de austenitização no processo de fabricação do trilho.

No geral, os resultados mostraram que, o aumento das variáveis do processo de soldagem afeta significativamente o espaçamento interlamelar, o que pode vir a ser prejudicial as propriedades mecânicas e tribológicas da junta soldada. Tendo em vista que se busca a redução do espaçamento interlamelar para aprimorar as propriedades da junta soldada, pode-se afirmar que, microestruturalmente, as condições de soldagem C1 e C2 são as mais adequadas para obter uma junta soldada com as propriedades mais próximas as desejadas.

Este resultado está de acordo com as conclusões obtidas por Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ e Alves *et al.*¹⁰, onde os autores mostraram que, a diminuição do aporte térmico e o aumento da força de recalque forneceram os melhores resultados.

Além disso, a variação do espaçamento interlamelar em função da alteração das variáveis do processo de soldagem se mostrou mais sensível do que a alteração dos tamanhos das colônias de perlita.

Para avaliar a influência das variáveis do processo de soldagem em função dos espaçamentos interlamelares foram realizadas regressões múltiplas utilizando o software Minitab®. As eqs. (10) e (11) descrevem a influência das variáveis do processo de soldagem nos espaçamentos interlamelares para as regiões de crescimento e refino de grãos, respectivamente. Onde, CP é a corrente de pulso, QP é a quantidade de pulsos, FR é a força de recalque, CE é o carbono equivalente e o restante são as interações entre as variáveis.

A eq. (10) indica que a variável carbono equivalente foi a mais relevante para que houvesse a variação do espaçamento interlamelar na região de crescimento de grãos. Enquanto que, a eq. (11) mostrou que a variável força de recalque foi a mais significativa para a variação do espaçamento interlamelar na região de refino de grãos.

$$\text{Espaçamento interlamelar (CG)} = 0,11 + 0,004CP + 0,004FR + 0,02CE^2 + 0,003CP \times QP + 0,003QP \times CE \quad (10)$$

$$\text{Espaçamento interlamelar (RG)} = 0,17 - 0,01CP + 0,04CE + 0,29CP \times QP + 0,01CP \times FR + 0,01QP \times FR - 0,28FR \times CE \quad (11)$$

Figura 33 - Análise estatística de Tukey para os espaçamentos interlamelares. (a) região de crescimento de grãos; (b) região de refino de grãos; (c) metal base.

4.2 Propriedades mecânicas

4.2.1 Mapas de microdureza Vickers

Os mapas de microdureza Vickers dos trilhos *Premium* (C1, C4, C6 e C7) encontram-se na Figura 34, enquanto que os dos trilhos *Super Premium* (C2, C3, C5 e C8) apresentam-se na Figura 35.

As condições de soldagem C1, C4 e C6 e C7 apresentaram uma queda de dureza mais acentuada na região da linha central da solda em relação aos trilhos *Super Premium*. Como previamente mostrado na Figura 26, o grau de queda de dureza no centro da solda ocorre devido as diferentes frações volumétricas de ferrita proeutetóide em função da classe do trilho.

Adjacente a linha central da solda, mais evidente para os trilhos *Super Premium*, observa-se o aumento da dureza em relação as outras regiões da junta soldada. Como anteriormente observado na Figura 32, o aumento da dureza é decorrente da diminuição do espaçamento interlamelar na região de crescimento de grãos. Esse resultado não ficou tão explícito para os mapas de dureza dos trilhos da classe *Premium*, possivelmente, devido ao menor teor de carbono e fração volumétrica de Fe_3C em forma de lamelas.

A queda da dureza na região de austenitização parcial é destacada em diferentes tons de azuis nos mapas de microdureza. A dureza cai de forma progressiva, iniciando com o tom de azul mais suave, até alcançar a região azul mais escura, que corresponde ao local da região de austenitização parcial com a queda de dureza mais acentuada, além de condizer com a região de maior fração volumétrica de Fe_3C esferoidizada. A queda abrupta da dureza na região de austenitização parcial é justificada pelo fenômeno do eutetóide divorciado, como já observado nas caracterizações microestruturais e descrito por Nishikawa e Goldenstein⁹.

Como mostrado na Tabela 10, a largura da região de austenitização parcial é afetada pela alteração do aporte térmico. Comparando as condições de soldagem mais extremas (C1 e C8), nota-se que a largura da região de austenitização parcial sofreu um aumento de aproximadamente 77%.

Como descrito por Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ e Alves *et al.*¹⁰, a largura da região de austenitização parcial é afetada pela alteração do aporte térmico. Em outras palavras, ao utilizar o aporte térmico em magnitudes extremas, nesse caso foi a condição de soldagem C8, a largura da ZAC tende a aumentar.

De acordo com os ensaios de desgaste realizados por Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴, o aumento da largura da região de austenitização parcial é prejudicial as propriedades da junta soldada, como visto na Figura 13. Em contrapartida, ao reduzir a largura da região de austenitização parcial, ocorre o aumento da tensão residual vertical de tração na região da alma do trilho. Nesse caso, os autores propuseram a montagem de um sistema de tratamento térmico pós-soldagem para alívio de tensões residuais.

Tabela 10 – Largura da região de austenitização parcial em função das variáveis do processo de soldagem.

Condição de soldagem	Largura da região esferoidizada (mm)
C1	2,5
C2	3,5
C3	6
C4	5
C5	6
C6	3,5
C7	6
C8	11

Figura 34 - Mapas de microdureza Vickers para os trilhos *Premium*. (a) Condição de soldagem C1, (b) condição de soldagem C4, (c) condição de soldagem C6 e (d) condição de soldagem C7.

Figura 35 - Mapas de microdureza Vickers para os trilhos *Super Premium*. (a) Condição de soldagem C2, (b) condição de soldagem C3, (c) condição de soldagem C5 e (d) condição de soldagem C8.

4.2.2 Ensaio de tração

A Figura 36 exibe os resultados das propriedades mecânicas de LE e LRT das juntas soldadas. Quando comparados os LRT para os valores extremos obtidos, nota-se que o percentual de redução foi aproximadamente 11,8%, onde a condição de soldagem C2 apresentou o maior LRT (1121 MPa), enquanto que a condição de soldagem C8 apresentou o menor LRT (989 MPa).

Quando comparados os valores de LE para os valores extremos encontrados, foi notado que o percentual de redução foi aproximadamente 15,4%, onde a condição de soldagem C8 apresentou o menor valor de LE (753 MPa) e a condição de soldagem C3 apresentou o maior valor (890 MPa). Além disso, a condição de soldagem C8 apresentou uma redução de 29% do LRT e de 17,6% do LE quando comparado ao respectivo metal base (*Super Premium*).

Figura 36 - Valores de limite de resistência à tração (azul) e limite de escoamento (vermelho) obtidos por ensaio de tração.

Os testes de Tukey para o LRT e LE encontram-se nas Figura 37 (a) e (b), respectivamente. Os resultados indicaram que os valores de LTR, em alguns casos, tratam-se de médias estatisticamente diferentes. Especificamente, quando comparadas as condições de soldagem C1-C8, C2-C8, C3-C8 e C5-C8 observa-se as discrepâncias destacadas em vermelho. Enquanto que os valores de LE tratam-se de médias estatisticamente iguais, pois correspondem a tensão de escoamento da região de austenitização parcial (prevalecendo a tensão da microestrutura esferoidizada).

Figura 37 - Análise estatística de Tukey. (a) Limite de resistência à tração e (b) tensão de escoamento.

A Figura 38 apresenta os resultados obtidos para as propriedades mecânicas de alongamento na ruptura e redução de área. A condição de soldagem C8 apresentou maior alongamento na ruptura (6,9%) e maior redução de área (26,5%) entre todas as condições de soldagem. O evidente aumento na ductilidade é devido a maior largura da região de austenitização parcial, como evidenciado na Figura 35 (d). Além disso, a condição de soldagem C8 possui maior fração volumétrica de Fe_3C esferoidizada, como relatado na Figura 28.

Figura 38 - Valores de alongamento na ruptura (azul) e redução de área (vermelho) obtidos por ensaio de tração.

Os testes de Tukey mostraram que o alongamento na ruptura, em alguns casos, é estatisticamente diferente. Ao comparar os pares C2-C8, C4-C5, C5-C7 e C5-C8 nota-se as discrepâncias, que estão destacadas em vermelho na Figura 39 (a). Além disso, percebe-se que a condição de soldagem C5 encontra-se fora das médias em três comparações realizadas. Como explicado detalhadamente na seção a seguir,

4.2.3 Análise das fraturas obtidas pelo ensaio de tração

Nessa seção encontram-se os resultados referentes as caracterizações das fraturas obtidas pelo ensaio de tração. Para não exibir os resultados de forma repetitiva, os trilhos que apresentaram a caracterização das fraturas semelhantes, apenas uma caracterização acompanha o texto; as restantes foram colocadas no Anexo C.

Na Figura 40 encontra-se o resultado do aspecto macroscópico das fraturas dos trilhos da classe *Premium* (C1, C4, C6 e C7). Predominantemente, as fraturas apresentaram o mecanismo de fratura dútil, com exceção de duas amostras referentes a condição de soldagem C6, que apresentou o comportamento frágil.

As amostras com fratura dútil apresentaram dupla-estricção na região de austenitização parcial e ruptura numa das mesmas. Em relação ao aspecto visual das amostras, observou-se que a borda do corpo se aproximou à 45° em relação ao eixo normal à fratura, que corresponde ao ângulo de cisalhamento máximo para um ensaio de tração uniaxial^{72,73}. Além disso, algumas amostras apresentaram fraturas do tipo “taça e cone”, que é característico de fratura dútil⁷³.

Com relação as duas amostras da condição de soldagem C6, que apresentaram o mecanismo de fratura macroscopicamente frágil, foi possível visualizar a dupla-estricção na região de austenitização parcial, porém, a ruptura ocorreu fora da região estriccionada, correspondendo a região de transição entre a região de formação do eutetóide divorciado e o metal base, como mostra a Figura 40 (c).

Figura 40 - Aspecto macroscópico das fraturas dos trilhos *Premium* ensaiados por tração. (a) condição de soldagem C1 (fratura dúctil); (b) condição de soldagem C4 (fratura dúctil); (c) condição de soldagem C6 (fratura frágil para duas amostras); (d) condição de soldagem C7 (fratura dúctil).

Para a condição de soldagem C2 (*Super Premium*), o mecanismo de fratura macroscópico apresentado é frágil. As quatro amostras romperam entre a região da linha central da solda e a região de austenitização parcial, com a superfície de fratura reta, sem a presença de empescoamento, como mostra a Figura 41 (a).

Em relação as condições de soldagem C3 e C5 (*Super Premium*), o mecanismo de fratura foi macroscopicamente frágil. As amostras começaram a deformar plasticamente na região de austenitização parcial, produzindo dupla-estricção nos limites da ZAC (em ambos os lados) e fraturando frágil fora da região empescoada, como ilustram as Figura 41 (b) e (c), respectivamente. O resultado mostra que o LRT da região fraturada é menor do que a região esferoidizada.

Perante a esse resultado, levantou-se a hipótese de que houvesse algum tipo de fragilização durante a operação de soldagem, seja na etapa de aquecimento ou de resfriamento, especificamente, entre a região do limite da ZAC e o metal base.

Em relação a condição de soldagem C8 (*Super Premium*), o aspecto macroscópico de três amostras apresentou o mecanismo de fratura dúctil. As amostras fraturaram na região de austenitização parcial, exibindo dupla-estricção, como indica a Figura 41 (d). Uma amostra exibiu o mecanismo de fratura frágil, com as mesmas características já comentadas para as condições de soldagem C3 e C5.

Entre todos os trilhos *Super Premium*, a condição de soldagem C8 foi a única a apresentar o mecanismo de fratura dúctil em 75% das amostras, contrariando os resultados obtidos para as condições de soldagem C2, C3 e C5.

A condição de soldagem C8 apresentou as menores propriedades mecânicas de LE e LRT e maiores valores de alongamento na ruptura e redução de área. Este resultado mostra que o aumento do aporte térmico é capaz de alterar o mecanismo de fratura (em ensaio de tração uniaxial) de um trilha *Super Premium*. Além disso, o aumento da largura da região esferoidizada também contribuiu para a mudança do mecanismo de fratura.

Figura 41 - Aspecto macroscópico das fraturas dos trilhos *Super Premium* ensaiados por tração. (a) condição de soldagem C2 (fratura frágil); (b) condição de soldagem C3 (fratura frágil); (c) condição de soldagem C5 (fratura frágil); (d) condição de soldagem C8 (fratura dúctil).

O micromecanismo de fratura para quase todos os corpos de prova dos trilhos *Premium* (C1, C4, C6 e C7) foi dúctil, exceto duas amostras ensaiadas para a condição de soldagem C6, que apresentaram o micromecanismo de fratura misto (dúctil/frágil). Na fractografia que representa as fraturas dúcteis, visualiza-se a formação de alvéolos (*dimples*) alongados que foram originados nas interfaces das lamelas de perlita, como mostra a Figura 42 (a). Para as duas amostras que fraturaram de modo dúctil/frágil, visualiza-se as facetas de clivagem e os alvéolos (*dimples*), como mostra a Figura 42 (b).

Figura 42 - Fractografia eletrônica de varredura dos trilhos *Premium*. (a) topo da fratura dúctil, que é correspondente as condições de soldagem C1, C4, C6 (dois corpos de prova que fraturaram dúctil) e C7. A microestrutura exibe topografia com forma alveolar (*dimples*) alongados. (b) topo da fratura dúctil/frágil, que corresponde as duas amostras da condição de soldagem C6. A microestrutura apresenta facetas de clivagem e alvéolos (*dimples*).

As seções longitudinais das fraturas dúcteis mostraram que a fratura ocorreu na região de austenitização parcial, apresentando uma microestrutura mista contendo carbonetos esferoidizados em sua maior parte e também perlita fina, como mostra Figura 43 (a). Além disso, observa-se o desenvolvimento de microvazios que se formaram, coalesceram e formaram trincas.

A microestrutura da seção longitudinal das amostras caracterizadas pelo mecanismo de fratura dúctil/frágil, indicou que a fratura ocorreu na transição entre a ZAC e metal base, apresentando uma microestrutura composta por perlita fina, traços de carbonetos esferoidizados e a formação de trinca transgranular, como mostra a Figura 43 (b).

Figura 43 - MEV da seção longitudinal à fratura, que corresponde aos trilhos *Premium* (representando as condições de soldagem C1, C4, C6 e C7). (a) microestrutura composta por Fe_3C esferoidizada, perlita e os microvazios; (b) microestrutura das duas amostras referentes a condição de soldagem C6, que fraturou pelo modo dúctil/frágil.

O micromecanismo de fratura referente a condição de soldagem C2 (*Super Premium*) foi frágil, como já caracterizado em seu aspecto macroscópico. Nas fractografias observa-se a formação de facetas de clivagem, como indicado na Figura 44 (a).

O micromecanismo de fratura das condições de soldagem C3 e C5 (*Super Premium*) comportou-se de modo dúctil/frágil. A fractografia apresentou a formação de facetas de clivagem e alvéolos (*dimples*), como mostra a Figura 44 (b).

O micromecanismo de fratura referente a condição de soldagem C8 apresentou o comportamento dúctil, sendo a única condição de soldagem para os trilhos *Super Premium* que fraturou dessa forma. A fractografia exibiu a formação de alvéolos (*dimples*), como ilustra a Figura 44 (c).

Figura 44 - Fractografia eletrônica de varredura dos trilhos *Super Premium*. (a) Condição de soldagem C2. A superfície de fratura exibiu facetas de clivagem; (b) Condições de soldagem C3 e C5. A superfície de fratura apresentou facetas de clivagem e *dimples*; (c) Condição de soldagem C8. A superfície de fratura apresentou *dimples*.

A seção longitudinal da condição de soldagem C2 mostrou que a fratura ocorreu fora da região austenitização parcial, pois não foi evidenciada a presença de Fe_3C esferoidizada na região da fratura, como indica a Figura 45 (a). A região da fratura apresentou uma microestrutura composta por perlita fina e Fe_3C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio. Em suma, a fratura ocorreu na região de transição entre a linha central da solda e a região de refino de grãos. Nesse caso, a formação de Fe_3C nos contornos de grão da austenita prévia favoreceu a fratura, mesmo havendo duas regiões esferoidizadas.

As análises microestruturais das seções longitudinais referentes as condições de soldagem C3 e C5 mostraram que a fratura ocorreu de modo frágil na região de transição entre o limite da ZAC e o metal base, com a presença de Fe_3C proeutetóide nos contornos de grão da austenita prévia, como mostra a Figura 45 (b). De modo complementar, a Figura 45 (c) se refere a microestrutura da região de austenitização parcial, que foi estriccionada e não fraturada, com a presença de Fe_3C esferoidizada.

Como apontado por Bramfitt, Fletcher e Davis²⁸ não é desejável a presença de Fe_3C proeutetóide nos contornos de grão da austenita prévia dos trilhos ferroviários, devido a sua característica dura e frágil, podendo acarretar a fragilização do material. Como visto nas condições de soldagem C3 e C5, a precipitação de Fe_3C nos contornos de grão da austenita prévia é uma possível causa da fratura.

Por outro lado, como previamente discutido por Olefjord⁷⁹, pode ocorrer a segregação de impurezas para o contorno de grão da austenita prévia, causando fratura intergranular. A segregação está associada a “fragilidade do revenido reversível”, que pode ocorrer durante o resfriamento lento, na temperatura próxima a 600 °C, ou isotermicamente nessa faixa de temperatura, como descrito por Bhadeshia⁸⁰ em materiais para trilhos.

Portanto, para o caso das condições de soldagem C3 e C5, a hipótese de que haja segregação de impurezas não pode ser descartada e estudos futuros serão necessários para o melhor entendimento desse fenômeno.

As amostras da condição de soldagem C8 fraturaram na região de austenitização parcial, conforme a Figura 45 (d). A micrografia da seção longitudinal à fratura indica a formação de microvazios numa microestrutura esferoidizada.

Figura 45 - MEV da seção longitudinal às fraturas correspondentes aos trilhos *Super Premium*. (a) Condição de soldagem C2. Microestrutura composta por perlita e Fe_3C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio (ataque Vilella); (b) Condições de soldagem C3 e C5. Microestrutura composta por perlita fina e Fe_3C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio (ataque Nital 2%); (c) Corresponde a região estriccionada e não fraturada das condições de soldagem C3 e C5. (d) Condição de soldagem C8. Microestrutura composta por Fe_3C esferoidizada.

4.3 Ensaio de desgaste por deslizamento: pino contra disco

4.3.1 Coeficientes de atrito (COF)

A Figura 46 exibe os gráficos dos COF em função da distância de deslizamento das regiões da linha central da solda, austenitização parcial e metal base dos trilhos *Premium* e *Super Premium*. A Tabela 11 mostra os COF médio calculado após a etapa de *running-in* e as respectivas durezas de cada pino.

Os pinos da classe *Premium* referentes a linha central da solda e metal base não apresentaram variações significativas nas curvas. A região de austenitização parcial apresentou eventos cíclicos de sucessivas quedas e elevações do COF, que pode estar associado a quebra e formação de óxidos na superfície.

Os pinos da classe *Super Premium* da região da linha central da solda apresentaram variações nos COF após a etapa de *running-in*. Essas variações podem estar relacionadas as diferentes frações volumétricas de ferrita proeutetóide no centro da solda de cada pino.

Os pinos da classe *Super Premium* da região de austenitização parcial apresentaram estabilidade após a etapa de *running-in* até 600 metros de ensaio, depois disso, também apresentaram eventos cíclicos, como já observado nos pinos da classe *Premium* na região de austenitização parcial. Os pinos do metal base apresentaram estabilidade nos COF, logo após a etapa de *running-in*.

Em relação aos COF médio, os pinos da classe *Super Premium* da região do metal base apresentaram COF médio mais baixo e dureza mais alta em comparação a todos os pinos ensaiados. Nesse caso, a maior dureza influenciou na diminuição da interação entre as asperezas em contato durante o ensaio de deslizamento. Este comportamento está de acordo com a literatura⁸¹.

Figura 46 – Curvas dos coeficientes de atrito em função da distância de deslizamento obtidas através do ensaio de desgaste por deslizamento dos pinos das classes *Premium* e *Super Premium*. (a) Linha central da solda (trilho *Premium*); (b) Austenitização parcial (trilho *Premium*); (c) Metal base (trilho *Premium*). (d) Linha central da solda (trilho *Super Premium*); (e) Austenitização parcial (trilho *Super Premium*); (f) Metal base (trilho *Super Premium*).

Tabela 11 – Valores do COF médio após a etapa de *running-in*, dureza HV e os desvios padrão (DP).

Classe	Pino	COF médio	DP	Dureza HV (0.3)	DP
<i>Premium</i>	Linha central da solda	0,53	0,05	331	53
	Austenitização parcial	0,54	0,03	307	27
	Metal base	0,56	0,06	353	16
<i>Super Premium</i>	Linha central da solda	0,51	0,10	373	30
	Austenitização parcial	0,63	0,02	297	10
	Metal base	0,39	0,05	421	13

4.3.2 Perda de massa e microdureza

Na Figura 47 observa-se os resultados das perdas de massa em função das microdurezas de todos os pinos desgastados.

A região de austenitização parcial apresentou as maiores perdas de massa e menores durezas para ambas as classes de trilhos. A diferença em percentual de perda de massa do pino da região austenitização parcial em relação ao metal base para o trilho *Premium* foi 67%. Enquanto que, para o *Super Premium*, o percentual de perda de massa da região de austenitização parcial em relação ao metal base foi 64%. Este resultado pode ser uma das explicações do desgaste excessivo na ZAC de juntas soldadas, tal defeito é chamado de “canoagem” pelos técnicos de manutenção das ferrovias.

A região da linha central da solda para ambas as classes de trilhos apresentou perda de massa intermediária as regiões de austenitização parcial e metal base. Comparando as perdas de massa das linhas centrais das soldas para ambos os trilhos, notou-se que o pino da classe *Premium* apresentou 31% a mais de perda de massa em relação ao pino *Super Premium*. Sugere-se, como justificativa para esse resultado, a presença de maior fração volumétrica de ferrita proeutetóide no pino da classe *Premium*, favorecendo o maior desgaste.

Além disso, para os pinos da classe *Premium*, os resultados de perda de massa mostraram que a região da linha central da solda é bastante afetada em relação ao metal base, onde o percentual de perda de massa foi 37%. Por outro lado, para o trilho *Super Premium*, foi apresentado menor variação da perda de massa da linha central da solda em relação ao metal base (12%).

Os resultados apontaram que a formação de Fe_3C esferoidizada na região de austenitização parcial é mais crítica do que a formação de ferrita proeutetóide no centro da solda.

Figura 47 – Resultados das perdas de massa em função das microdurezas dos pinos desgastados. (a) Pinos da classe *Premium*; (b) Pinos da classe *Super Premium*.

4.3.3 Caracterização da superfície e subsuperfície de desgaste

As Figuras 48, 49 e 50 são referentes as análises microestruturais das superfícies dos pinos da classe *Premium*, enquanto que as Figuras 51, 52 e 53 são pertinentes aos pinos *Super Premium*, das regiões da linha central da solda, austenitização parcial e metal base, respectivamente.

Os pinos de ambas as classes de trilhos apresentaram predominantemente os micromecanismos de desgaste oxidativo e por adesão, independentemente da região da junta soldada. Além disso, visualmente, a região de austenitização parcial apresentou maior dispersão e quantidade de óxidos quando comparadas as outras duas regiões analisadas.

O micromecanismo de desgaste oxidativo está indicado em setas vermelhas e destacados em regiões escuras, que correspondem as regiões oxidadas nas imagens obtidas pelo detector de elétrons retroespalhados. A técnica de EDS evidenciou a formação dos óxidos durante o contato entre as asperezas dos pinos e os discos.

O micromecanismo de desgaste adesivo está destacado em setas amarelas e são referentes as imagens obtidas pelo detector de eletrons secundários. De acordo com Blau⁸² e evidenciado por Tressia *et al.*⁷⁶, a formação das juntas adesivas acompanhada pela deformação plástica ocorre devido a alta pressão de contato entre as asperezas, além da presença de partículas abrasivas, tais como óxidos ou *debris* (detritos de desgaste), que se formam constantemente e se aglomeram durante o ensaio, conduzindo no aumento da taxa de desgaste, conforme a evolução do ensaio.

Figura 48 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.

Figura 49 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região de austenitização parcial. A seta vermelha indica a formação de óxido, a seta azul mostra a deformação plástica e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.

Figura 50 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Premium* desgastado e corresponde a região do metal base. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos na superfície e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas.

Figura 51 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região da linha central da solda. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e as setas amarelas indicam a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.

Figura 52 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região de austenitização parcial. As setas vermelhas indicam a formação de óxidos e a seta amarela indica a formação de junta adesiva na superfície desgastada.

Figura 53 - Caracterização microestrutural da superfície do pino *Super Premium* desgastado e corresponde a região do metal base. A seta vermelha indica a formação de óxido e as setas amarelas mostram a formação de juntas adesivas na superfície desgastada.

As Figuras 54 e 55 são pertinentes as caracterizações microestruturais das seções longitudinais dos pinos *Premium* e *Super Premium*, respectivamente. Além disso, são referentes as regiões da linha central da solda, austenitização parcial e metal base, na devida ordem.

O pino da classe *Premium* e referente a linha central da solda, como mostra a Figura 54 (a), apresentou a microestrutura composta por perlita fina e ferrita proeutetóide deformada, como indicado pelas setas amarelas e vermelha, respectivamente.

O pino da classe *Premium* e da região de austenitização parcial, como ilustra a Figura 54 (b), mostrou que a perlita da subsuperfície ficou quase paralela à superfície desgastada, como indicado pelas linhas pontilhadas vermelhas. Além disso, entre as lamelas de perlita, observa-se a Fe_3C esferoidizada. A evidente deformação mais severa da perlita, quando comparadas as regiões do centro da solda e o metal base ocorre devido a presença da Fe_3C esferoidizada. O resultado se reflete na Figura 47, onde o pino mais severamente deformado apresentou maior perda de massa e menor dureza.

As caracterizações microestruturais das seções longitudinais dos pinos *Super Premium* apresentaram características semelhantes aos dos pinos *Premium*, como mostra a Figura 55. Além disso, nenhuma evidência de trinca foi visualizada, exceto para o pino *Super Premium* correspondente ao centro da solda, conforme ilustra a Figura 55 (a).

No geral, com a técnica de MEV e as magnificações utilizadas, notou-se que, mesmo com as deformações plásticas causadas pelo deslizamento, a microestrutura perlítica do centro da solda e do metal base não perderam os seus traços lamelares. As colônias de perlita apenas sofreram rotações na direção do sentido de rotação do disco. Isso ocorre devido a habilidade da perlita sofrer encruamento (fenômeno denominado por *strain hardening*). Em contrapartida, no processo de deformação severa da perlita pode haver a formação de grãos ultrafinos (escala nanométrica) e a perlita perde os seus traços lamelares, como mostrado por Agudelo⁸³ através da técnica de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

De acordo com Perez-Unzueta e Beynon⁶¹ a deformação plástica produz fratura e o realinhamento das lamelas de Fe_3C . Nesse processo, a matriz ferrítica sofre deformação severa, produzindo a redução do espaçamento interlamelar nas proximidades da superfície desgastada e o aumento local da dureza.

Figura 54 - Caracterização microestrutural da seção longitudinal dos pinos *Premium* desgastados. (a) Linha central da solda. As setas amarelas indicam a deformação da perlita e a seta vermelha mostra a deformação da ferrita proeutetóide; (b) Austenitização parcial, entre as linhas tracejadas vermelhas observa-se a deformação da perlita e o círculo tracejado amarelo indica a região de mistura entre perlita e Fe₃C esferoidizada; (c) Metal base, a linha tracejada vermelha demonstra a região de deformação da perlita e a seta amarela mostra a deformação da ferrita proeutetóide.

Figura 55 - Caracterização microestrutural da seção longitudinal dos pinos *Super Premium* desgastados. (a) Linha central da solda. A seta amarela indica a formação de trinca e a seta preta indica a presença de um filme fino de Fe_3C proeutetóide; (b) Austenitização parcial, a linha tracejada vermelha mostra a região de formação de perlita e o círculo tracejado amarelo indica a região de mistura entre perlita e Fe_3C esferoidizada; (c) Metal base.

4.4 Aspectos tecnológicos e recomendações

Uma síntese das recomendações tecnológicas foi feita com o propósito contribuir para a redução de ocorrência de defeitos na região da junta soldada.

Fundamentado no diagrama de fases Fe-C da Figura 56, onde é mostrado a extrapolação das linhas do limite de solubilidade (extrapolação de Hultgren⁸⁴) das fases austenita e ferrita, sabe-se que abaixo da temperatura eutetóide a austenita superresfriada pode se transformar totalmente em perlita (com a ferrita e a Fe_3C mantendo a frente de transformação difusional com a austenita), mesmo não possuindo a composição eutetóide (aproximadamente 0,76% - 0,80% de carbono)⁸⁵. Essa região onde a austenita superresfriada pode se transformar totalmente em perlita é conhecida por zona de acoplamento. Caso a transformação através do superresfriamento aconteça fora dessa região ocorre a degeneração da perlita (implicando na redução das propriedades mecânicas e tribológicas da perlita), ou a formação de outros microconstituintes, como a bainita ou a martensita. Caso a taxa de resfriamento seja suficientemente lenta, ocorre a precipitação de ferrita ou Fe_3C proeutetóide nos contornos de grão (dependendo da composição química)⁸⁵.

Tendo em vista a caracterização microestrutural dos trilhos *Super Premium* no seu estado de fabricação (metal base), para todos os casos houve a formação de Fe_3C proeutetóide no contorno do grão da austenita prévia. Para tanto, recomenda-se aos fabricantes de trilho utilizar taxas de resfriamento mais acelerada, para que a formação de Fe_3C proeutetóide seja suprimida e apenas forme perlita, mesmo o trilho *Super Premium* sendo um aço de composição hipereutetóide.

Baseado na premissa de que a redução do espaçamento interlamelar e do tamanho das colônias de perlita é benéfico à resistência ao desgaste de aços ferroviários e tendo como base os cálculos dos tamanhos das colônias de perlita e espaçamentos interlamelares para as diferentes regiões que compõem a junta soldada das oito condições de soldagem, é sugerido que se utilize as condições de soldagem com aporte térmico reduzido (corrente de pulso e quantidade de pulsos). Microestruturalmente, o aumento do aporte térmico (condições de soldagem C7 e C8)

acarretou em espaçamentos interlamelares e tamanhos de colônias de perlita mais grosseiros na região da junta soldada.

Figura 56 - Diagrama de fases (Fe-C) com os limites de solubilidade das fases austenita e ferrita extrapolados, além do deslocamento da temperatura de reação eutetóide e a zona de acoplamento, (adaptada de Honeycombe e Bhadeshia⁸⁵).

Os cálculos das frações volumétricas de ferrita proeutetóide no centro da solda, mapas de microdureza e os ensaios de desgaste (na mesma região) mostraram que os trilhos da classe *Super Premium* apresentaram menores frações volumétricas de ferrita proeutetóide, maiores durezas no centro da solda e menores perdas de massa em relação aos trilhos da classe *Premium*.

Em relação aos defeitos na região da Zona Afetada pelo Calor, em especial o “canoamento” (defeito que ocorre no limite da ZAC devido a esferoidização da Fe_3C), os resultados mostraram que, microestruturalmente, a redução do aporte térmico é necessária para diminuir a largura da região esferoidizada. Além disso, os ensaios de desgaste mostraram que ocorre desgaste excessivo nessa região, resultado que enfatiza a necessidade de reduzir a largura da região que sofre com a queda abrupta da dureza e que escoia plasticamente com maior facilidade. Nesse contexto, as condições de soldagem C1 e C2 apresentaram os melhores comportamentos. Não

obstante, deve-se tomar precaução com o aumento da tensão residual vertical de tração na região da alma. Para tanto, sugere-se a realização de tratamentos térmicos pós soldagem, como abordado por Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴ e esquematizado na Figura 57.

Figura 57 – Esquema do sistema de bobina de indução para o aquecimento do trilho e o equipamento de tratamento térmico pós-soldagem, (adaptada de Saita, Ueda e Miyazaki⁴⁴).

Os ensaios de tração mostraram que a condição de soldagem C8, de maior aporte térmico, apresentou o pior comportamento mecânico (menores LE e LRT). O fato dessa condição de soldagem ter apresentado fratura dúctil para 75% das amostras significa que a heterogeneidade microestrutural e a larga região esferoidizada contribuíram para o aumento da ductilidade. Pelo ponto de vista prático, o resultado não é vantajoso, pois essa região torna-se uma área de fácil escoamento plástico e propensa a nucleação e propagação de defeitos.

5. CONCLUSÕES

Baseado na correlação entre os experimentos realizados, conclui-se que:

- As juntas soldadas apresentaram cinco diferentes regiões:
 - (I) Linha central da solda: os trilhos *Premium* apresentaram maior queda de dureza do que os trilhos *Super Premium*, devido a diferença de fração volumétrica de ferrita proeutetóide;
 - (II) Crescimento de grãos;
 - (III) Refino de grãos;
 - (IV) Austenitização parcial ou eutetóide divorciado;
 - (V) Metal base: os trilhos *Premium* apresentaram a microestrutura composta por perlita + ferrita proeutetóide, enquanto os trilhos *Super Premium* apresentaram perlita + Fe_3C proeutetóide no contorno de grão austenítico prévio.
- Comparando as condições de soldagem com aportes térmicos mais extremos (C1 e C8), notou-se que a variação do espaçamento interlamelar se mostrou mais sensível do que a variação do tamanho da colônia de perlita.
- Os mapas de microdureza e os ensaios de desgaste mostraram que a redução do aporte térmico é necessária para diminuir a largura da região esferoidizada, devido ao desgaste excessivo dessa região. Além disso, o uso do aporte térmico mais alto (condição de soldagem C8) reduziu o LE e o LRT, sendo esta a pior condição de soldagem para se aplicar nas ferrovias.
- Baseado nas duas conclusões anteriores, sugere-se o uso das condições de soldagem de menores aportes térmicos (C1 e C2).
- O mecanismo de fratura para os trilhos da classe *Premium* foi predominantemente dúctil. Para os trilhos *Super Premium* o mecanismo de fratura foi prevalentemente frágil, com exceção da condição de soldagem C8, que exibiu o mecanismo de fratura dúctil para 75% das amostras. Além disso, as condições de soldagem C3 e C5 apresentaram dupla-estricção na região de austenitização parcial, entretanto, a ruptura ocorreu de modo dúctil/frágil fora da região de estricção.
- A região de austenitização parcial apresentou perda de massa mais acentuada do que as regiões da linha central da solda e metal base. Sendo esta a região mais afetada e crítica da região da junta soldada.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Fici, R. P. O sistema ferroviário mundial: o caso brasileiro. (Universidade de São Paulo, 2017).
2. Vale. Estrada de Ferro Carajás: o caminho onde passa a nossa riqueza. (2013). Available at: <http://www.vale.com/brasil/PT/aboutvale/news/Paginas/estrada-de-ferro-carajas-e-considerada-ferrovia-mais-eficiente-do-pais.aspx>. (Accessed: 11th June 2019)
3. Lewis, R. & Olofsson, U. *Wheel-Rail Interface Handbook*. (Elsevier, 2009). doi:10.1533/9781845696788
4. Kabo, E., Nielsen, J. C. O. & Ekberg, A. Prediction of dynamic train - track interaction and subsequent material deterioration in the presence of insulated rail joints. *Veh. Syst. Dyn.* **44**, 718–729 (2006).
5. Steenberg, M. J. M. M. Modelling of wheels and rail discontinuities in dynamic wheel - rail contact analysis. *Veh. Syst. Dyn.* **44**, 763–787 (2006).
6. Cai, W., Wen, Z., Jin, X. & Zhai, W. Dynamic stress analysis of rail joint with height difference defect using finite element method. *Eng. Fail. Anal.* **14**, 1488–1499 (2007).
7. Farhangi, H. & Mousavizadeh, S. M. Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails. in *Proceedings of the 8th International Fracture Conference* 509–517 (2007).
8. Ziemian, C. W., Sharma, M. M. & Whaley, D. E. Effects of flashing and upset sequences on microstructure, hardness, and tensile properties of welded structural steel joints. *Mater. Des.* **33**, 175–184 (2012).
9. Nishikawa, L. P. & Goldenstein, H. Divorced Eutectoid on Heat-Affected Zone of Welded Pearlitic Rails. *JOM* **71**, 815–823 (2019).
10. Alves, L. H. D., Lagares, M. L., Filho, R. M. M. & Tepedino, T. Predictive Mathematical Modeling of the Flash-Butt Welding Process to Optimize the Properties of Welds of Premium and Super Premium Rails. in *International Heavy Haul Association (IHHA)* (eds. Larsson-Kraik, P. O. & Ahmadi, A.) 440–

- 447 (IHHA, 2019).
11. Brina, H. L. *Estradas de ferro: via permanente*. Belo Horizonte: UFMG **1**, (1988).
 12. ABNT 7590. *Procedimento para inspeção de material - Trilho*. (2012).
 13. Departamento Nacional de Infraestrutura de Transporte (DNIT). *Glossário de termos ferroviários*. (2016).
 14. UIC code 860. *Technical specification for the supply of rails. Technical Specification for the Supply of Rails*, (2008).
 15. Fujii, M., Nakanowatari, H. & Nariai, K. *Rail flash-butt welding technology*. JFE Steel Corporation (2015).
 16. ASM International. *ASM Handbook: Welding, brazing, and soldering*. **6**, 2873 (1993).
 17. AREMA. *American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association: Manual for railway engineering*. (American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association, 2010).
 18. Government of India. *Manual for Flash Butt Welding of Rails*. (2012).
 19. Kim, D. C., So, W. J. & Kang, M. J. Effect of flash butt welding parameters on weld quality of mooring chain. *Arch. Mater. Sci. Eng.* **38**, 112–117 (2009).
 20. Kuroda, T., Ikeuchi, K. & Ikeda, H. Flash butt resistance welding for duplex stainless steels. *Vacuum* **80**, 1331–1335 (2006).
 21. Alves, L. H. D. *Caracterização das soldas e regiões afetadas pela solda dos diversos tipos de trilhos empregados pela Vale (relatório não publicado)*. (2018).
 22. Filho, O. G. Influência da corrente elétrica, da força de recalque e do tratamento térmico de revenimento na soldagem topo-a-topo por centelhamento de serras de fita bimetálica. (Universidade de São Paulo, 2007).
 23. Sullivan, J. F. & Savage, W. F. Effect of phase control during flashing on flash weld defects. *Weld. J.* **50**, 213–221 (1971).
 24. Riley, J. J. Flash butt welding-welding technique and variables in welding low-alloy steel. *Weld. J.* **24**, 125–245 (1945).

25. IHHA. *Guidelines to best practices for Heavy Haul Railway Operations: Wheel Rail Interface*. (2001).
26. ASTM International. ASTM A1-00(2018), Standard Specification for Carbon Steel Tee Rails. (2018). doi:10.1520/A0759-00
27. Richards, M. D., Lehnhoff, G., Velarde, G. & Kristan, J. V. Ultra-premium rail steel to achieve breakthrough performance levels: development and performance characterization. in *International Heavy Haul STS Conference* (eds. Kraik, P. O. L. & Ahmadi, A.) 499–505 (2019).
28. Bramfitt, B. L., Fletcher, F. B. & Davis Jr, J. A. Method of making a hypereutectoid, head-hardened steel rail. 19 (2012).
29. Krauss, G. *Steels : Processing, Structure, and Performance*. (Asm International, 2015). doi:10.1007/s007690000247
30. Bhadeshia, H. K. D. H. & Jerath, V. Relating to carbide-free bainitic steels and method of producing such steels. 12 (1999).
31. Yokoyama, H., Mitao, S. & Takemasa, M. Development of high strength pearlitic steel rail (SP rail) with excellent wear and damage resistance. *Nkk Tech. Report- ...* **86**, 59–64 (2002).
32. Embury, D. The formation of pearlite in steels. in *Phase Transformations in Steels* 276–310 (Elsevier, 2012).
33. Lewandowski, J. J. & Thompson, A. W. Effects of the prior austenite grain size on the ductility of fully pearlitic eutectoid steel. *Metall. Trans. A* **17**, 461–472 (1986).
34. Franklin, F. J., Garnham, J. E., Davis, C. L., Fletcher, D. I. & Kapoor, A. The evolution and failure of pearlitic microstructure in rail steel: observations and modelling. in *Wheel--Rail Interface Handbook* 311–348 (Elsevier, 2009).
35. Hyzak, J. M. & Bernstein, I. M. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. *Metall. Trans. A* **7**, 1217–1224 (1976).
36. Burns, K. W. & Pickering, F. B. Deformation fracture of Ferrite-pearlite Structures. *J. Iron Steel Inst.* **202**, 899 (1964).

37. Rosenfield, A. R., Hahn, G. T. & Embury, J. D. Fracture of steels containing pearlite. *Metall. Mater. Trans. B* **3**, 2797–2804 (1972).
38. Yoshitake, H. *et al.* Manufacture and Properties of Deep Head Hardened Rail. *Transp. Res. Rec.* **1174**, 1005–1174 (1988).
39. Mansouri, H. & Monshi, A. Microstructure and residual stress variations in weld zone of flash-butt welded railroads. *Sci. Technol. Weld. Join.* **9**, 237–245 (2004).
40. Porcaro, R. R. *et al.* Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail. *J. Mater. Process. Technol.* **270**, 20–27 (2019).
41. Duvel, J. & Mutton, P. Rail Requirements for 40 tonne axle load. in *8th Int. Heavy Haul Conference* 719–729 (2005).
42. Magel, E., Sroba, P., Sawley, K. & Kalousek, J. Control of rolling contact fatigue of rails. *Cent. Surf. Transp. Technol. Natl. Res. Counc. Canada* (2005).
43. Kerr, M. & Wilson, A. TMC 226: Rail Defects Handbook. *Eng. Man. track* 83 (2012).
44. Saita, K., Ueda, M. & Miyazaki, T. Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds. in *International Heavy Haul Association Conference* (eds. Grabe, P. J. & Frohling, R. D.) 208–215 (2017).
45. Zener, C. Kinetics of the decomposition of austenite. *Trans. Aime* **167**, 550–595 (1946).
46. Verhoeven, J. D. & Gibson, E. D. The divorced eutectoid transformation in steel. *Metall. Mater. Trans. A* **29**, 1181–1189 (1998).
47. Pandit, A. S. & Bhadeshia, H. K. D. H. Divorced pearlite in steels. *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.* **468**, 2767–2778 (2012).
48. Whiteley, J. H. The formation of globular pearlite. *J. Iron Steel Inst* **105**, 339–357 (1922).
49. Honda, K. & Saito, S. On the formation of spheroidal cementite. *J. Iron Steel Inst.* **102**, 261–267 (1920).
50. Grossmann, M. A. & Bain, E. C. *Principles of heat treatment*. (American Society

- for metals, 1964).
51. Nemoto, M. The formation of austenite from mixtures of ferrite and cementite as observed by HVEM. *Metall. Trans. A* **8**, 431–437 (1977).
 52. Smigelskas, A. D. & Kirkendall, E. O. Zinc diffusion in alpha brass. *Trans. Aime* **171**, 130–142 (1947).
 53. Sherby, O. D., Oyama, T., Kum, D. W., Walser, B. & Wadsworth, J. Ultrahigh carbon steels. *JOM* **37**, 50–56 (1985).
 54. Syn, C. K., Lesuer, D. R. & Sherby, O. D. Influence of microstructure on tensile properties of spheroidized ultrahigh-carbon (1.8 Pct C) steel. *Metall. Mater. Trans. A* **25**, 1481–1493 (1994).
 55. Taleff, E. M., Syn, C. K., Lesuer, D. R. & Sherby, O. D. Pearlite in ultrahigh carbon steels: Heat treatments and mechanical properties. *Metall. Mater. Trans. A* **27**, 111–118 (1996).
 56. Tschiptschin, A. P. Formação de perlita esferoidizada em aço hipereutetóide. (ABM, 1984).
 57. Hutchings, I. & Shipway, P. *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. (Butterworth-Heinemann, 2017).
 58. Viáfara, C. C. & Sinatora, A. Influence of hardness of the harder body on wear regime transition in a sliding pair of steels. *Wear* **267**, 425–432 (2009).
 59. Archard, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. *J. Appl. Phys.* **24**, 981–988 (1953).
 60. Viafara, C. C., Castro, M. I., Velez, J. M. & Toro, A. Unlubricated sliding wear of pearlitic and bainitic steels. *Wear* **259**, 405–411 (2005).
 61. Perez-Unzueta, A. J. & Beynon, J. H. Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels. *Wear* **162–164**, 173–82 (1993).
 62. Chaves, A. P. G. Rodas ferroviárias: análise, microestrutura e propostas de melhoria. (Universidade de São Paulo, 2017).
 63. Guo, N. & Liu, Q. Back-scattered electron imaging combined with EBSD

- technique for characterization of pearlitic steels. *J. Microsc.* **246**, 221–228 (2012).
64. Elwazri, A. M., Wanjara, P. & Yue, S. The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel. *Mater. Sci. Eng. A* **404**, 91–98 (2005).
 65. ASTM. *E112: Standard test methods for determining average grain size*. ASTM International (2013).
 66. Underwood, E. E. *Stereology and quantitative metallography*. ASTM special technical publication (1971).
 67. Vander Voort, G. F. & Roosz, A. Measurement of the interlamellar spacing of pearlite. *Metallography* **17**, 1–17 (1984).
 68. Colpaert, H. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. Villares Metals (Edgard Blucher, 2008).
 69. ASTM. *ASTM E562-11: standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count*. (2011).
 70. ASTM. ASTM E92: Standard test methods for Vickers hardness and Knoop hardness of metallic. in *Annual book of ASTM standards* **82**, 1–27 (2016).
 71. ASTM. *ASTM E8: standard test methods for tension testing of metallic materials*. Annual book of ASTM standards (2001).
 72. Meyers, M. A. & Chawla, K. K. *Mechanical behavior of materials*. (Cambridge university press, 2008).
 73. ASM. *Fractography: Volume 12*. ASM International (1987).
 74. Miller Jr., R. G. *Beyond ANOVA: basics of applied statistics*. (CRC press, 1997).
 75. ASTM. *ASTM G99-05: standard test method for wear testing with a Pin-on-Disk apparatus*. ASTM International (2005).
 76. Tressia, G., Sinatora, A., Goldenstein, H. & Masoumi, M. Improvement in the wear resistance of a hypereutectoid rail via heat treatment. *Wear* **442–443**, 203122 (2020).

77. Masoumi, M., Echeverri, E. A. A., Tschiptschin, A. P. & Goldenstein, H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. *Sci. Rep.* **9**, 7454 (2019).
78. Micenko, P. & Li, H. *Double dip hardness profiles in rail weld heat-affected zone: literature and research review report. CRC for rail innovation* (2013).
79. Olefjord, I. Temper embrittlement. *Int. Met. Rev.* **23**, 149–163 (1978).
80. Bhadeshia, H. K. D. H. High performance bainitic steels. in *Materials Science Forum* **500–501**, 63–74 (2005).
81. Viáfara, C. C. Transição no regime de desgaste por deslizamento dos aços: uma abordagem termodinâmica. (Universidade de São Paulo, 2010).
82. Blau, P. J. *Friction science and technology: from concepts to applications*. (CRC press, 2008).
83. Agudelo, J. I. P. Analysis of the microstructure transformation (weld formation) in pearlitic steel used in relevant engineering wear systems. (Universidade de São Paulo, 2018).
84. Hultgren, A. Isothermal transformation of austenite. *Trans. Am. Soc. Met.* **39**, 915–1005 (1947).
85. Honeycombe, R. W. K. & Bhadeshia, H. K. D. H. *Steels: microstructure and properties*. (Butterworth-Heinemann, 2017).

Anexo A – Análise de variância e o peso das variáveis nas equações obtidas pelo software Minitab®

(4 páginas)

Tabela 12 – Análise de variância das frações volumétricas de ferrita proeutetóide na linha central da solda e de Fe₃C esferoidizada na região de austenitização parcial (região de menor dureza).

Fração volumétrica de ferrita proeutetóide no centro da solda					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	136,79	19,542	9	0
Erro	32	69,51	2,172		
Total	39	206,31			
Fração volumétrica de Fe ₃ C esferoidizada					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	0,16061	0,022944	8,72	0
Erro	32	0,0842	0,002631		
Total	39	0,2448			

Tabela 13 - Análise de variância do tamanho da colônia de perlita para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base.

Tamanho de colônia de perlita na região de crescimento de grãos					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	1896	270,9	1,21	0,304
Erro	128	28727	224,4		
Total	135	30623			
Tamanho de colônia de perlita na região de refino de grãos					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	22,21	3,173	0,34	0,934
Erro	93	867,98	9,333		
Total	100	890,19			
Tamanho de colônia de perlita na região do metal base					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	63,25	9,036	0,67	0,7
Erro	88	1194,72	13,576		
Total	95	1257,97			

Tabela 14 - Análise de variância do espaçamento interlamelar para as regiões de crescimento de grãos, refino de grãos e metal base.

Espaçamento interlamelar na região de crescimento de grãos					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	0,03089	0,004412	9,21	0
Erro	211	0,1011	0,000479		
Total	218	0,13199			
Espaçamento interlamelar na região de refino de grãos					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	0,1417	0,020237	29,13	0
Erro	165	0,1146	0,000695		
Total	172	0,2563			
Espaçamento interlamelar na região do metal base					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	0,02705	0,003864	12,13	0
Erro	113	0,036	0,000319		
Total	120	0,06305			

Tabela 15 – Análise de variância das propriedades mecânicas da junta soldada.

Limite de resistência à tração					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	54971	7853	7,13	0
Erro	24	26441	1102		
Total	31	81412			
Limite de escoamento					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	48962	6995	1,4	0,252
Erro	24	120241	5010		
Total	31	169203			
Alongamento na ruptura					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	34,72	4,96	4,55	0,002
Erro	24	26,14	1,089		
Total	31	60,86			
Redução de área					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Fator	7	948	135,43	2,71	0,032
Erro	24	1198,9	49,95		
Total	31	2146,9

Figura 58 – Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no tamanho da colônia de perlita na região de crescimento de grãos (p-valor = 0,01). O resultado mostrou que a variável quantidade de pulsos foi a mais relevante para o aumento da colônia de perlita.

**Regressão Múltipla para Colônia (RG)
Relatório da Construção do Modelo**

X1: Corrente de X2: Quantidade d X3: Força de rec X4: Carbono equi

Equação do Modelo Final

Nenhum termo foi inserido no modelo. Embora Carbono equivalente (D) não seja significativo, ele tem a relação mais forte com Colônia (RG).

Figura 59 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no tamanho da colônia de perlita na região de refino de grãos. O resultado mostrou que nenhuma variável contribuiu para a variação do tamanho da colônia de perlita. Portanto, nenhum termo foi inserido para a montagem da equação de regressão múltipla.

Figura 60 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no espaçamento interlamelar na região de crescimento de grãos (p-valor do carbono equivalente² = 0; p-valor da corrente de pulso = 0,017; p-valor da força de recalque = 0,005; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a quantidade de pulsos = 0,033; p-valor do produto entre a quantidade de pulsos e o carbono equivalente = 0,043). O resultado mostrou que a variável carbono equivalente foi a mais significativa para a montagem da equação.

Figura 61 - Análise realizada pelo software Minitab® para averiguar o peso de cada variável no espaçamento interlamelar na região de refino de grãos (p-valor da corrente de pulso = 0,02; p-valor do carbono equivalente = 0; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a quantidade de pulsos = 0; p-valor do produto entre a corrente de pulso e a força de recalque = 0; p-valor do produto entre a quantidade de pulsos e a força de recalque = 0,02; p-valor do produto entre a força de recalque e o carbono equivalente = 0). O resultado mostrou que a variável força de recalque foi a mais significativa para a montagem da equação.

Anexo B – Caracterização microestrutural da junta soldada para todas as condições de soldagem
(8 páginas)

Figura 62 - Condição de soldagem C1. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 63 - Condição de soldagem C2. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 64 - Condição de soldagem C3. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 65 - Condição de soldagem C4. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 66 - Condição de soldagem C5. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 67 - Condição de soldagem C6. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 68 - Condição de soldagem C7. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Figura 69 - Condição de soldagem C8. (a) linha central da solda, (b) austenitização parcial e (c) metal base.

Anexo C – Caracterização microestrutural das fraturas
(5 páginas)

Figura 70 - Condição de soldagem C4. As figuras (a) e (b) representam à superfície da fratura dúctil.

Figura 71 - Condição de soldagem C4. As figuras ilustram a seção longitudinal da fratura dúctil.

Figura 72 - Condição de soldagem C6. As figuras (a) e (b) representam a superfície da fratura para as amostras que fraturaram dúctil.

Figura 73 - Condição de soldagem C6. As figuras (a) e (b) representam a superfície da fratura para as amostras que fraturaram dúctil/frágil.

Figura 74 - Condição de soldagem C7. As figuras (a) e (b) mostram a superfície da fratura dúctil.

Figura 75 - Condição de soldagem C7. A figura representa a seção longitudinal à fratura.