

EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR *FLASH-BUTT* NO DESEMPENHO EM LAMINAÇÃO A FRIO DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO *DUAL PHASE 780*¹

Nissandro Domingues²
Antônio Adel dos Santos³
Paulo José Modenesi⁴

Resumo

Ruptura de juntas soldadas por centelhamento é um dos principais motivos de perdas de produtividade em linhas de decapagem de tiras a quente e de produção de tiras a frio. Visando melhorar a integridade dessas juntas, foi avaliada a soldabilidade por centelhamento do aço *dual phase 780*. Investigou-se o efeito de parâmetros de soldagem na microestrutura, na dureza e no desempenho das juntas em laminação a frio. Verificou-se que a extensão inicial e o tempo de pós-aquecimento são os parâmetros de maior influência na microestrutura e na dureza das juntas. A aceleração da mesa móvel, por sua vez, é o parâmetro de maior influência no desempenho em laminação a frio. Nenhuma das condições de soldagem avaliadas, no entanto, resultou na obtenção de juntas isentas de trincas na linha de solda.

Palavras-chave: Soldagem por centelhamento; Aço *dual phase 780*; Laminação a frio.

EFFECT OF FLASH-BUTT WELDING PARAMETERS ON THE COLD ROLLING PERFORMANCE OF THE DUAL PHASE 780 STEEL WELDED JOINTS

Abstract

Failure of flash-butt welded joints is one of the main reasons of productivity losses in pickling and cold strip production lines. To improve the integrity of these joints, the flash-butt weldability of the dual phase 780 steel was evaluated. The effect of welding parameters on the microstructure, hardness and performance of the welded joints in cold rolling was investigated. It was found that the initial length and the post-heating time are the parameters that influenced more the microstructure and the hardness of the welded joints. The movable part acceleration, in turn, is the parameter that influenced more their performance in cold rolling. None of the weld conditions evaluated, however, resulted in intact welded joints.

Key words: Flash-butt welding; Dual phase 780 steel; Cold rolling.

¹ Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

² Engenheiro Metalurgista, M.Sc, MBA. Pesquisador. Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento de Processos, Usiminas. Ipatinga, MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalurgista, Membro da ABM;, D.Sc., CQE/ASQ. Pesquisador. Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento de Processo., Usiminas. Ipatinga, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro Metalurgista; D.Sc. Prof. Associado. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Ruptura de soldas é um dos principais problemas que impactam a produtividade e provocam perdas financeiras nas linhas de produção de tiras a quente decapadas e de tiras a frio das siderúrgicas. Ações são tomadas para melhorar as condições de processamento dessas soldas objetivando eliminar, ou pelo menos reduzir, as rupturas, sendo frequente a necessidade de serem feitos ajustes nas máquinas e nas condições de soldagem dos aços.

Muitas siderúrgicas utilizam a soldagem por centelhamento para unir tiras a quente nas linhas de decapagem e é comum as juntas obtidas serem posteriormente laminadas a frio, sendo submetidas a elevados esforços mecânicos. Para serem laminadas, as juntas devem apresentar integridade satisfatória, o que depende não somente das condições de soldagem empregadas, mas da soldabilidade do aço processado. O aço *dual phase 780*, por exemplo, por possuir maior teor de liga em relação a outros aços comumente empregados na carroceria de veículos automotivos, apresenta pior soldabilidade por centelhamento, e as soldas exibem maior propensão à ruptura nessas linhas de produção.

Na soldagem por centelhamento, a soldabilidade dos aços pode ser estimada por meio de três importantes indicadores, podendo-se citar inicialmente o carbono equivalente (CE). Esse indicador representa a temperabilidade do aço, ou a propensão à formação de martensita durante o resfriamento, indicando se as juntas formam microestruturas suscetíveis ao trincamento.⁽¹⁾ Existem diversas equações de carbono equivalente adotadas no universo da soldagem e uma de uso bastante difundido é a do *International Institute of Welding* (IIW), equação (1), em que os elementos são dados em percentual em massa no aço. Logo, quanto maior o CE, maior é a probabilidade de ocorrência de trincas na solda.

$$CE[IIW] = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15} \quad (1)$$

Outro importante indicador na soldagem por centelhamento, proposto por Ichiyama, Saito e Nichi,⁽²⁾ é o índice Feq, que prevê a tendência de ocorrência de trincas na linha de solda. Esse índice é calculado por meio da equação (2), em que os elementos também são dados em percentual em massa no aço.

$$Feq = (C-0,03) \times \left[Si^2 + \left(\frac{Mn}{10} \right)^2 + (3Al)^2 + (1,5Cr)^2 \right] \quad (2)$$

No índice Feq, a propensão à ocorrência de trincas na linha de solda é explicada pela quantidade de óxidos formados nas superfícies a unir durante a soldagem e pela formação de microestrutura susceptível à ocorrência de trincas. Nesse caso, enquanto o C está relacionado com o aumento da temperabilidade do aço, os elementos Si, Mn, Al e Cr são os principais responsáveis pela formação de óxidos na junta. De uma forma geral, quanto maior o índice Feq, maior é a propensão à formação de trincas na interface de solda.

O último indicador importante na soldagem por centelhamento é a relação Mn/Si, que prevê a tendência de serem aprisionados óxidos de Si e Mn entre as partes e, conseqüentemente, de nucleação de trincas nesse local. De uma forma geral, quando os óxidos são suficientemente viscosos, o recalque aplicado durante a soldagem pode não expulsá-los da junta e eles ainda permanecem na linha de

solda. Caso os óxidos de Si e Mn apresentem elevado teor de algum desses elementos, eles apresentarão alto ponto de fusão e, ao fundirem, possuirão elevada viscosidade. Nesse sentido, Shinozaki et al.^(3,4) verificaram que, em aços com relação Mn/Si entre 4 e 23, os óxidos possuirão boa fluidez, facilitando suas remoções das juntas, sendo 8,35 o valor ótimo, pois ocorre a formação de um composto eutético de baixo ponto de fusão. Caso essa relação seja inferior a 4 ou superior a 23, os óxidos serão mais ricos em Si ou em Mn respectivamente, possuindo pontos de fusão elevados, maior viscosidade e grande dificuldade de serem removidos das soldas. Cabe comentar que, diferentemente de Shinozaki et al.,^(3,4) Sudo et al.⁽⁵⁾ e Hashimoto et al.⁽⁶⁾ foram menos conservadores e constataram que a faixa ideal da relação Mn/Si pode ser estendida entre 4 e 40.

Com base nos aspectos de soldabilidade por centelhamento citados, a maior propensão a rupturas de solda que o aço *dual phase 780* exibe em relação aos demais aços de mesma aplicação pode ser justificada por possuir índices F_{eq} e relações Mn/Si desfavoráveis, o que contribui para a nucleação de trincas na linha de solda. Além disso, o fato de possuir maior teor de liga favorece a formação de constituintes susceptíveis à propagação de trincas nas juntas, comportamento típico de aços com maior CE, favorecendo a ocorrência de rupturas de solda.

Considerando que o aço *dual phase 780* requer maior teor de liga para obter as propriedades mecânicas finais exigidas para a aplicação do produto, uma alternativa para minimizar a formação de óxidos na linha de solda poderia ser o emprego de proteção atmosférica durante a soldagem. Na soldagem por centelhamento, porém, a aplicação de um meio de proteção atmosférica não é usualmente utilizada, pois existe o recalque da região da solda com a finalidade de expulsar os contaminantes da junta. Essa expulsão é, em geral, facilmente conseguida na soldagem de aços com menor teor de liga, existindo, contudo, maior dificuldade para realizá-la no aço *dual phase 780*. Assim, é necessário investigar o efeito dos parâmetros de soldagem nas características microestruturais e no desempenho em laminação a frio das juntas para que ações possam ser tomadas para reduzir as rupturas de soldas.

2 METODOLOGIA

Foi avaliado o aço *dual phase 780* com a composição química mostrada na Tabela 1 e com os valores de CE[IIW], índice F_{eq} e relação Mn/Si mostrados na Tabela 2. Ele foi obtido em corrida de aciaria industrial utilizando-se processos de refino secundário e tratamento de globulização de inclusões com Ca e Si, sendo posteriormente lingotado em processo contínuo visando obter uma placa de 252 mm de espessura. Após ser obtida, a placa foi reaquescida e laminada a quente em escala industrial, obtendo-se uma tira de 4,4 mm de espessura e 1275 mm de largura que foi bobinada em seguida.

Tabela 1. Faixa de composição química do aço *dual phase 780* avaliado

C	Si	Mn	P	S
0,14 ~ 0,16	0,30 ~ 0,50	2,00 ~ 2,20	0,025 max	0,003 max

Tabela 2. Faixas do CE[IIW], índice F_{eq} e da relação Mn/Si do aço *dual phase 780* avaliado

CE[IIW]	F_{eq}	Mn/Si
0,47 ~ 0,53	0,014 ~ 0,039	4,00 ~ 7,33

A bobina foi encaminhada a uma linha de decapagem para a condução dos testes, em máquina de soldagem de 2750 kW de potência elétrica, a 60 Hz de frequência. A

soldagem foi realizada em dois estágios de aplicação de tensão elétrica, sendo a tensão elétrica eficaz fixa em 15,6 V no primeiro estágio, maior valor disponível pela máquina, e com aplicação de corrente elétrica no recalque. O modelo de centelhamento foi parabólico.

Foram avaliadas 12 condições de soldagem (Tabela 3), definidas de modo que possibilitassem investigar a influência dos parâmetros de soldagem tempo de aplicação de tensão elétrica (Tv), tensão elétrica eficaz no segundo estágio (V2), comprimento de recalque (Up), extensão inicial (Ei), tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque (Tu) e tempo de pós-aquecimento (Tp). Na identificação das condições de soldagem na tabela 3, “A” significa um nível alto e “B”, um nível baixo para o correspondente parâmetro de soldagem.

Tabela 3. Condições de soldagem por centelhamento avaliadas. Em **negrito** estão destacados os valores modificados de cada parâmetro de soldagem avaliado

Condição de soldagem	Tv (s)	V2 (V)	Up (mm)	Ei (mm)	Tu (s)	Tp (s)
BTv	6,4	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0
ATv	14,1	11,0	5,2	14,3	0,6	13,0
BV2	10,1	9,9	5,2	14,3	0,6	13,0
AV2	10,1	15,6	5,2	14,3	0,6	13,0
BU _p	10,1	11,0	3,7	14,3	0,6	13,0
AU _p	10,1	11,0	6,2	14,3	0,6	13,0
BE _i	10,1	11,0	5,2	11,0	0,6	13,0
AE _i	10,1	11,0	5,2	17,3	0,6	13,0
BT _u	10,1	11,0	5,2	14,3	0,2	13,0
AT _u	10,1	11,0	5,2	14,3	0,9	13,0
BT _p	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	8,1
AT _p	10,1	11,0	5,2	14,3	0,6	20,4

Foi estimada a quantidade de calor gerada no primeiro estágio de centelhamento, no segundo estágio de centelhamento, no recalque e no pós-aquecimento, utilizando-se a equação (3), em que Q é a quantidade de calor em [J], U é a tensão elétrica eficaz em [V], I é a corrente elétrica eficaz em [A] e t é o tempo de aplicação de corrente elétrica em [s]. A partir dos calores estimados em cada uma dessas etapas, obteve-se a energia térmica total gerada em cada condição de soldagem.

$$Q = \int_0^t U I dt \quad (3)$$

A aceleração da mesa móvel foi calculada em todas as condições de soldagem, utilizando-se a equação (4), em que α é a aceleração em [mm/s²]. Nessa equação, Ei e Up são dados em [mm] e Tv em [s].

$$\alpha = \frac{2(E_i - U_p - 0,5)}{T_v^2} \quad (4)$$

Foram obtidas duas juntas em cada condição de soldagem avaliada. Uma delas foi destinada à realização de análises metalográficas, ensaios de dureza e embutimento Erichsen. A outra junta foi laminada a frio, em escala piloto, até 1,85 mm de espessura, visando medir o comprimento de trincas na linha de solda. A redução de espessura das juntas foi de 58%.

As análises metalográficas foram realizadas no metal base e na região de granulação mais grosseira da ZAC (RGG), a 0,25 mm da interface de solda. No metal base, foram classificadas as inclusões, com base na Carta-Padrão I da norma ASTM E45⁽⁷⁾ e foi medida a fração volumétrica dos constituintes em *software* Quantimet versão 4.8, após ataque metalográfico com reagentes à base de ácido nítrico e metabissulfito de sódio. Na RGG, apenas foram identificados os constituintes. Essas análises foram feitas em seções orientadas na direção de laminação e a ¼ da espessura, em amostras retiradas do centro das juntas.

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados ao longo da ZAC, a ¼ da espessura das juntas, utilizando-se carga de penetração de 500 gf e a cada 0,25 mm. Obteve-se a dureza máxima das juntas, considerada como a média dos resultados dos quatro ensaios mais próximos da interface de solda. A norma de referência foi a ASTM E92.⁽⁸⁾

Os ensaios de embutimento Erichsen foram realizados para verificar a integridade das soldas em cada condição de soldagem, utilizando-se uma matriz de 33 mm de diâmetro e punção de extremo esférico com 20 mm de diâmetro. Obteve-se o percentual de resultados aprovados em um total de dez ensaios, realizados a cada 116 mm a partir de uma das bordas de cada junta. Para aprovação, adotou-se o critério de que as trincas deveriam se propagar transversalmente às juntas.

O comprimento das trincas na linha de solda foi medido após laminação a frio em laminador quádruplo reversível. Os cilindros de laminação empregados possuem 400 mm de diâmetro e a laminação foi realizada utilizando-se emulsão lubrificante, a 25 m/min. As juntas foram maiores que a mesa dos cilindros e, por esse motivo, cada uma delas foi dividida em seis partes de larguras iguais para possibilitar a laminação. Após medir o comprimento das trincas, obteve-se o percentual defeituoso (%D), considerado a relação entre o comprimento das trincas e a largura das juntas. O objetivo foi investigar se os resultados dos ensaios de embutimento, usualmente realizados para verificar a integridade das soldas, refletem seus desempenhos em laminação a frio.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Aspectos Comuns entre Condições de Soldagem

A primeira consideração importante é que o CE[IIW] e o índice Feq do aço *dual phase* 780 (Tabela 2), são elevados comparativamente aos dos aços de menor teor de liga empregados na carroceria de veículos e mesmo que a relação Mn/Si esteja compreendida nas faixas consideradas seguras, as juntas deste aço apresentam elevada propensão à fratura durante laminação a frio, devido ao aprisionamento de grande quantidade de óxidos viscosos na interface de solda.

Em todas as condições de soldagem, as juntas endureceram na ZAC, exibindo aumento gradativo de dureza em sentido à linha de solda, sem apresentar regiões com amaciamento localizado em relação ao metal base, figura 1. Esse endurecimento ocorreu devido à formação de constituintes de menor temperatura de transformação na ZAC. Na RGG (Figura 2a), houve formação de MA (martensita e austenita), bainita, martensita revenida e ferrita, e no metal base, a microestrutura foi constituída de aproximadamente 60% de ferrita e 40% de perlita e bainita, sendo a bainita em quantidade desprezível (Figura 2b). A dureza do metal base foi em torno de 190 HV, enquanto que na RGG, valores de até 372 HV foram constatados. O

metal base apresentou, também, boa limpidez, com inclusões de sulfetos e de alumina classificadas como 0,5F e de óxidos globulares, ricos em Mg, como 1,0F. Embora os constituintes na RGG tenham sido os mesmos, verificou-se qualitativamente que suas frações volumétricas variaram entre condições de soldagem, em função dos diferentes ciclos térmicos estabelecidos. Esses ciclos, por sua vez, não foram monitorados, o que impediu uma investigação mais aprofundada dos efeitos dos parâmetros de soldagem. A análise da influência desses parâmetros, no entanto, foi feita com base no calor total estimado.

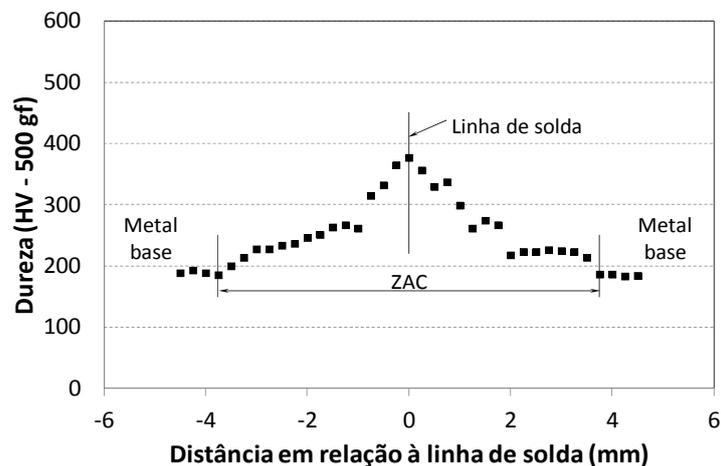


Figura 1. Perfil de dureza típico da região de solda das juntas do aço *dual phase* 780.

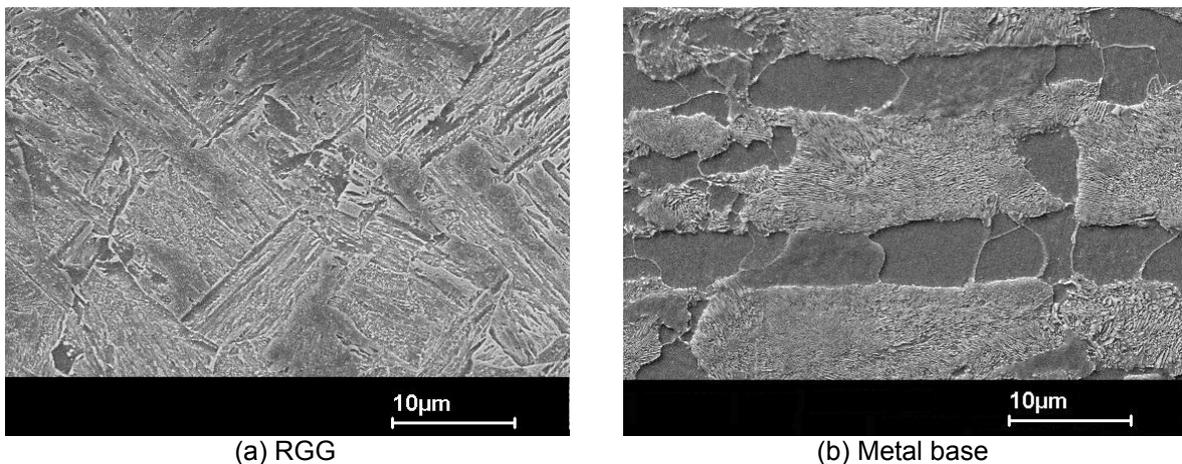


Figura 2. Microestrutura típica da RGG e do metal base do aço *dual phase* 780.

Considerando o calor total, foi constatado que as juntas apresentaram menor endurecimento na ZAC com o aumento da energia térmica de soldagem, o que foi associado à formação de maior quantidade de ferrita e de carbonetos grosseiros na matriz. Ao gerar maior calor, mesmo com o aumento da temperatura de pico e do tempo de permanência nesta temperatura, a RGG foi submetida a uma menor velocidade de resfriamento na faixa de temperaturas de transformação da austenita, o que justifica a formação de microestruturas com maior fração volumétrica de constituintes de menor dureza. A seguir, está mostrada a influência dos parâmetros de soldagem avaliados na dureza das juntas.

3.2 Efeito dos Parâmetros de Soldagem

3.2.1 Tempo de aplicação de tensão elétrica

Ao prolongar T_v de 6,4 s para 14,1 s, ocorreu aumento do tempo de centelhamento e o calor gerado ao final dessa etapa aumentou de 1,30 MJ para 2,88 MJ, figura 3(a). O calor total, por sua vez, aumentou de 10,8 MJ para 12,4 MJ em ATv e, ao final da soldagem, a RGG da junta soldada com 14,1 s de aplicação de tensão elétrica atingiu maior temperatura de pico e foi resfriada mais lentamente, resultando em diminuição da dureza máxima da ZAC (Figura 3b).

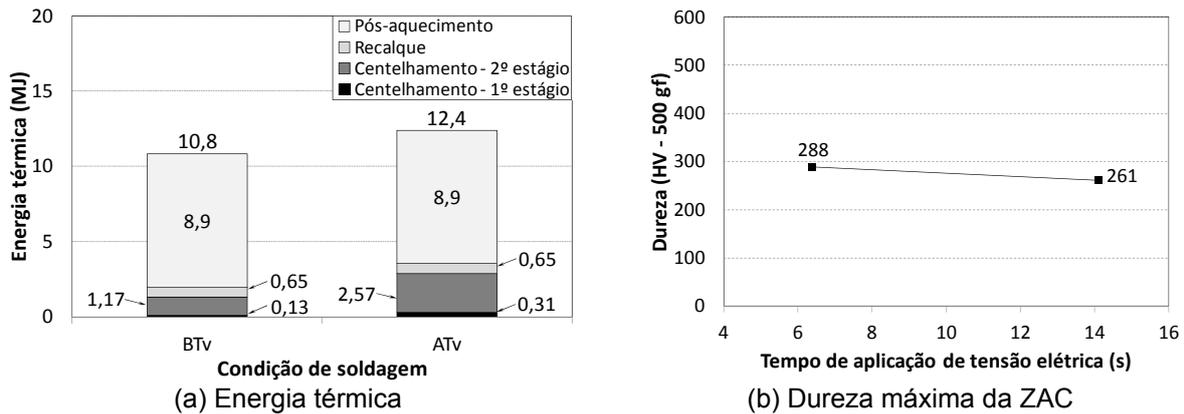


Figura 3. Efeito de T_v na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

3.2.2 Tensão elétrica eficaz do 2º estágio

Com o aumento de V_2 de 9,9 V para 15,6 V, houve um aumento da impedância do circuito elétrico, diminuindo a corrente elétrica eficaz e a energia térmica gerada ao final do centelhamento (Figura 4a). Em contrapartida, na máquina de soldagem utilizada, o aumento de V_2 fez com que maior tensão elétrica fosse aplicada no recalque, aumentando a corrente elétrica eficaz. O calor gerado ao final do recalque aumentou, assim como o calor total, que foi de 11,6 MJ para 12,1 MJ em AV2.

O aumento do calor gerado ao soldar com V_2 de 15,6 V, portanto, fez com que a RGG atingisse maior temperatura de pico e fosse resfriada mais lentamente, resultando em diminuição, embora pequena, da dureza máxima da ZAC (Figura 4b).

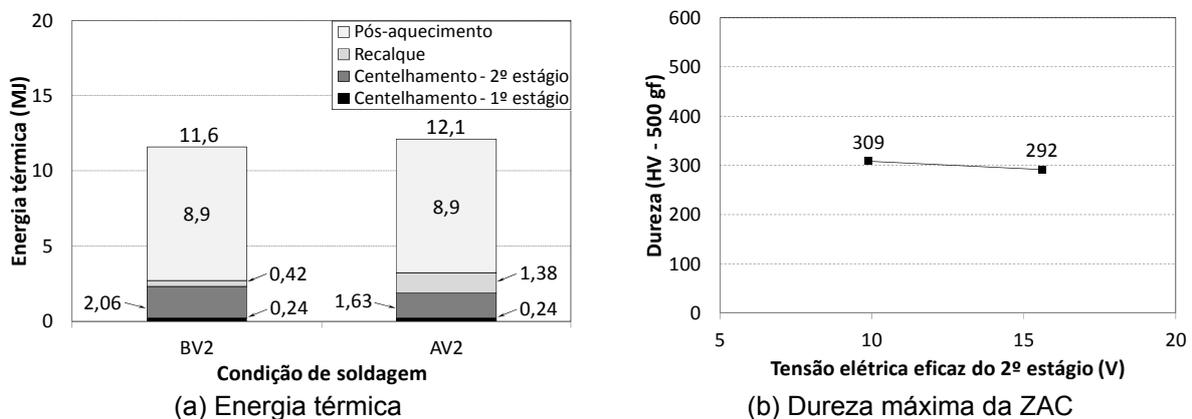


Figura 4. Efeito de V_2 na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

3.2.3 Comprimento de recalque

Mesmo com a diminuição no tempo de centelhamento no 1º estágio, pode-se considerar que o calor total gerado, ao final da soldagem, foi praticamente o mesmo ao aumentar o recalque de 3,7 mm para 6,2 mm (Figura 5a). Com o aumento de U_p , no entanto, ocorre expulsão de maior quantidade de metal aquecido, permanecendo na junta as regiões que atingiram menor temperatura de pico. Essas regiões são menos susceptíveis aos efeitos difusionais decorrentes do efeito térmico e ocorre que menor fração da microestrutura é austenitizada, o crescimento de grão é menor e a temperabilidade dessa região é diminuída. Conseqüentemente, após o resfriamento, ocorreu uma pequena diminuição da dureza da ZAC (Figura 5b).

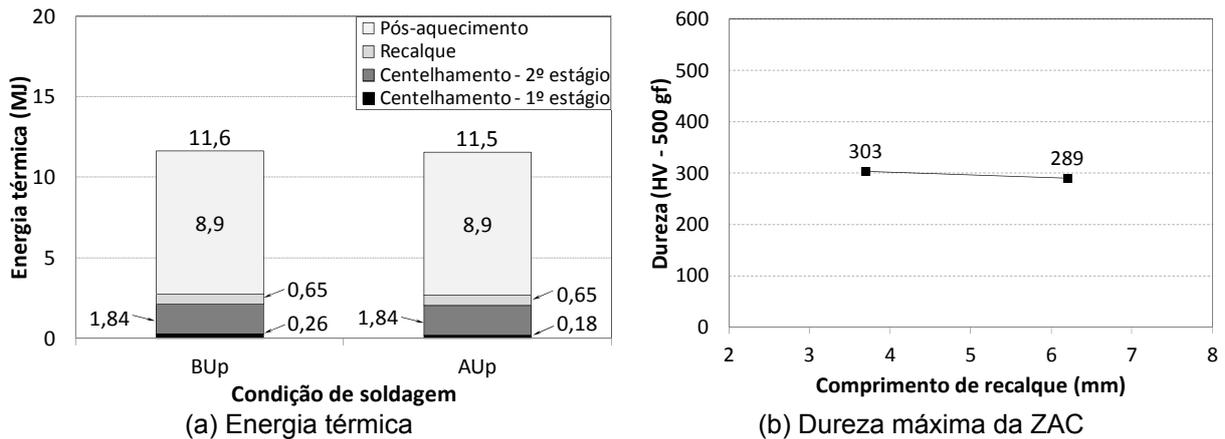


Figura 5. Efeito de U_p na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

3.2.4 Extensão inicial

Ao aumentar E_i de 11,0 mm para 17,3 mm, houve aumento do tempo de centelhamento e do calor total gerado, de 11,2 MJ para 11,7 MJ (Figura 6a). Além disso, o aumento de E_i aumentou o comprimento de passagem de corrente elétrica, fazendo com que o calor fosse distribuído ao longo de uma extensão maior das partes a unir. Ao término da soldagem, os efeitos resultantes da geração de maior calor e de sua distribuição ao longo de uma extensão maior das peças provocou marcante diminuição da dureza máxima da ZAC em AEi (Figura 6b).

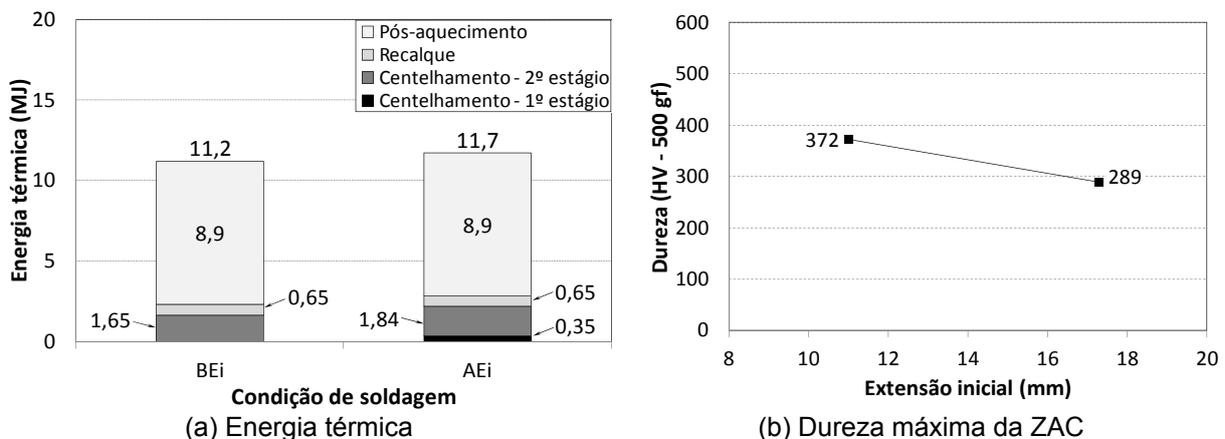


Figura 6. Efeito de E_i na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

Ao soldar na condição BEi, cabe mencionar que o centelhamento não iniciou no 1º estágio, o que não foi uma boa prática de soldagem pois não foi aproveitado o potencial de forçar o início do centelhamento com a aplicação de 15,6 V. O

centelhamento somente foi iniciado no 2º estágio, quando a tensão elétrica foi reduzida a 11 V e a mesa móvel foi deslocada em maior velocidade, o que aumentou o risco de colamento e, conseqüentemente, de danos à máquina de soldagem.

3.2.5 Tempo de aplicação de corrente elétrica no recalque

Ao prolongar T_u de 0,2 s para 0,9 s, o calor gerado no recalque e o calor total aumentaram (Figura 7a). Ao final da soldagem, a junta soldada com T_u igual a 0,9 s atingiu maior temperatura de pico e foi resfriada mais lentamente, resultando em pequena diminuição na dureza máxima da ZAC (Figura 7b).

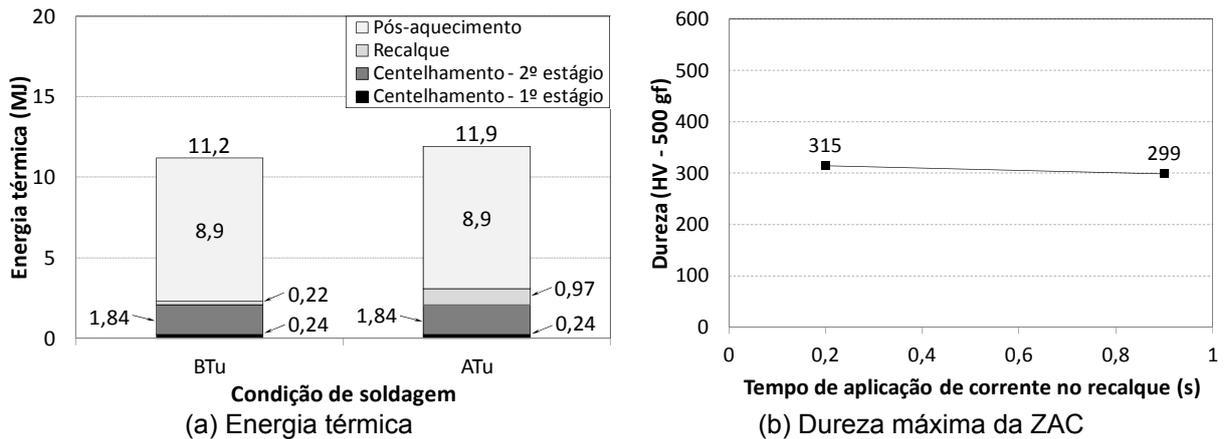


Figura 7. Efeito de T_u na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

3.2.6 Tempo de pós-aquecimento

Prolongando-se T_p de 8,1 s para 20,4 s, a energia térmica gerada no pós-aquecimento aumentou, praticamente dobrando o calor total ao término da soldagem (Figura 8a). Esse aumento da quantidade de calor aumentou a temperatura de pico e fez com que as juntas resfriassem mais lentamente, provocando marcante redução da dureza máxima da ZAC (Figura 8b).

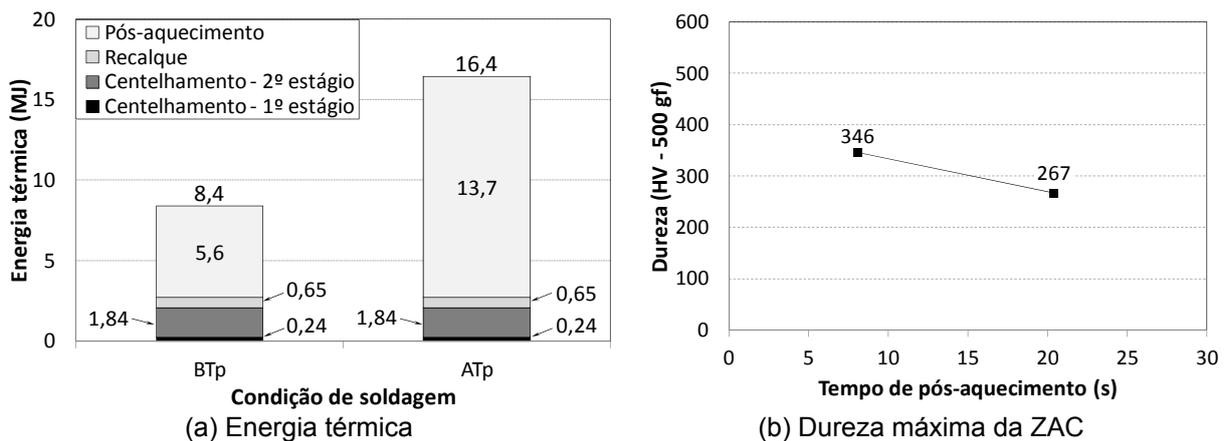


Figura 8. Efeito de T_p na energia térmica gerada e na dureza máxima da ZAC.

Em resumo, dentre os parâmetros de soldagem avaliados, nas condições experimentais do estudo, a extensão inicial e o pós-aquecimento foram os que mais influenciaram a dureza das juntas e, caso juntas de menor dureza sejam desejadas, as alterações devem ser feitas preferencialmente nesses dois parâmetros. A influência que os demais parâmetros de soldagem exerceram na dureza das juntas

pode ser considerada pequena em comparação à provocada pela extensão inicial e pelo tempo de pós-aquecimento. Um comentário importante é que, objetivando reduzir a dureza das juntas, a extensão inicial deve ser o parâmetro de soldagem preferencial a ser alterado, uma vez que seu aumento não requer consumo energético adicional da máquina de soldagem, diferente do que ocorre com o aumento do tempo de pós-aquecimento.

3.3 Desempenho das Juntas em Laminação a Frio

Verificou-se que 10 das 12 condições de soldagem testadas resultaram em juntas com aprovação em embutimento superior a 80% e dessas 10, 7 formaram juntas com 100% de aprovação (Figura 9a). Em todas as condições de soldagem, porém, as juntas apresentaram trincas na linha de solda ao serem laminadas a frio. Isso significa que nenhuma condição de soldagem resultou na formação de juntas completamente íntegras e que, mesmo que os ensaios de embutimento indiquem boa integridade, elas podem romper durante processamento industrial.

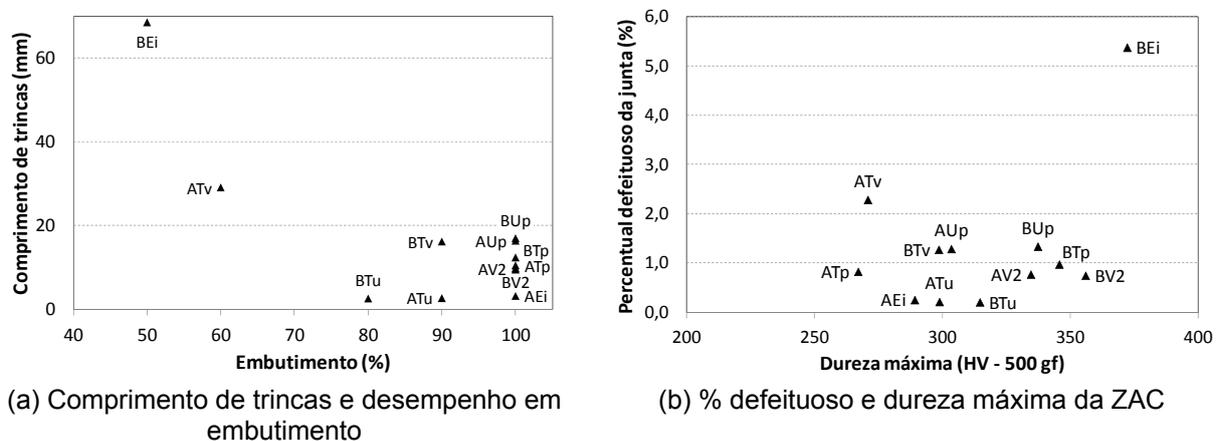


Figura 9. Relação entre os resultados dos ensaios de embutimento, dureza máxima da ZAC e o desempenho em laminação a frio.

As juntas obtidas nas condições de soldagem ATv e BEi, no entanto, se destacaram por apresentar desempenho em laminação significativamente inferior às obtidas nas demais condições. Em termos microestruturais, não foram observadas irregularidades na linha de solda nas juntas obtidas nessas duas condições de soldagem que justificassem o pior desempenho, como forte descarbonetação ou aprisionamento de ilhas de metal no estado bruto de fusão. A junta soldada em BEi, contudo, exibiu a maior dureza máxima na ZAC entre as juntas avaliadas (Figura 9b), o que seria, em princípio, uma justificativa para explicar seu pior desempenho. Porém, a junta soldada em ATv apresentou um dos menores incrementos de dureza na ZAC entre todas as condições de soldagem avaliadas. Logo, o baixo desempenho em laminação a frio não pode ser explicado por meio da dureza das juntas.

O pior desempenho que as juntas soldadas em BEi e ATv apresentaram pode ser justificado pelos fenômenos envolvidos no centelhamento. Segundo Tanuma E Tatsuya,⁽⁹⁾ a reação do metal aquecido com o oxigênio atmosférico é favorecida nos intervalos de circuito aberto de corrente elétrica, que são maiores quando a aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem diminui. Na máquina de soldagem utilizada nos testes, a extensão inicial corresponde ao deslocamento total

da mesa móvel, que inclui a distância inicial entre as partes, de 1 mm, o material perdido no centelhamento e o comprimento de recalque. Nas condições de soldagem ATv e BEi, a mesa móvel se deslocou com as duas menores acelerações dentre todas as condições de soldagem avaliadas, que foram, respectivamente, de 0,09 mm/s² e 0,10 mm/s² (Figura 10), o que contribuiu para intensificar a reação com o oxigênio atmosférico durante a soldagem. Nas demais condições, a mesa móvel avançou com aceleração superior a 0,15 mm/s², resultando em juntas com desempenho em laminação a frio superior a 80% de aprovação em embutimento e com menores comprimentos de trincas após laminação.

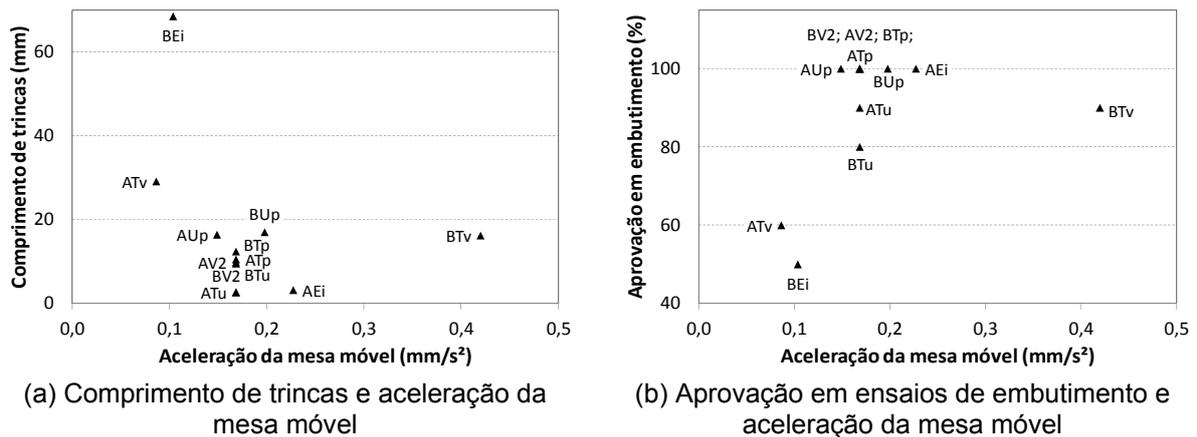


Figura 10. Relação entre a aprovação em ensaios de embutimento, o comprimento das trincas após laminação a frio e a aceleração da mesa móvel da máquina de soldagem.

Contudo, mesmo ajustando-se os parâmetros de soldagem visando reduzir os intervalos de circuito aberto de corrente elétrica, as juntas podem ainda apresentar trincas na linha de solda durante laminação a frio, conforme constatado nos resultados. Além disso, o risco de ocorrência de colamento entre as partes é maior, o que não é desejado como prática operacional.

Vale ressaltar que as trincas na linha de solda, após laminação a frio, foram provocadas pelo aprisionamento de óxidos de Si e Mn na junta, e não correspondem a inclusões pré-existentes no metal base.

4 CONCLUSÕES

Alterações nos parâmetros de soldagem influenciam a dureza e o desempenho em laminação a frio das juntas do aço *dual phase 780* da maneira mostrada na Tabela 4.

Tabela 4. Resumo do efeito dos parâmetros de soldagem nas juntas do aço *dual phase 780*

Parâmetro	Alteração	Efeito na redução de dureza da ZAC	Efeito no desempenho das juntas soldadas
Tv	BTv → ATv	Moderado (~27 HV)	Redução (1,3 para 2,3%D)
V2	BV2 → AV2	Pequeno (~17 HV)	Pequeno (0,7 para 0,8%D)
Up	BUp → AUp	Pequeno (~14 HV)	Não observado (1,3 para 1,3%D)
Ei	BEi → AEi	Marcante (~83 HV)	Melhoria (5,4 para 0,3%D)
Tu	BTu → ATu	Pequeno (~16 HV)	Não observado (0,2 para 0,2%D)
Tp	BTp → ATP	Marcante (~79 HV)	Pequeno (1,0 para 0,8%D)

Ajustes nos parâmetros de soldagem são eficientes em alterar as características microestruturais e o desempenho em laminação a frio das soldas. No entanto, para

que juntas de melhor integridade sejam obtidas, os parâmetros de soldagem devem ser ajustados de modo que a mesa móvel da máquina de soldagem se desloque com aceleração superior a 0,15 mm/s².

Nenhuma das condições de soldagem avaliadas resultou em juntas satisfatórias para resistirem aos esforços de laminação a frio, o que leva à necessidade de serem feitas pesquisas adicionais visando avaliar outras condições de soldagem. Nesse caso, estudos com o objetivo de investigar o efeito dos parâmetros de soldagem, fixando-se a aceleração da mesa móvel em um elevado valor, e a influência de diferentes condições de proteção atmosférica no desempenho em laminação a frio das soldas são sugeridos para realização.

REFERÊNCIAS

- 1 MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem – Fundamentos e Tecnologia, Editora UFMG, 3ª Edição Atualizada, 2009.
- 2 ICHYAMA, Y.; SAITO, T.; NISHI, T. Influence of Base Metal Chemical Composition on Flash Butt Weld Interface Quality. Welding Research Supplement, p. 213-221, May 1971.
- 3 SHINOZAKI, M.; HASHIMOTO, H.; KATO, T.; IRIE, T. Effects of Chemical Composition and Structure of Hot Rolled High Strength Steel Sheets on the Formability of Flash Butt Welded Joints. Kawasaki Steel Technical Report, n. 6, p. 21-30, September 1982.
- 4 SHINOZAKI, M.; MATSUMOTO, Y.; KATO, T.; NISHIDA, M.; SUDO, N. Development of High Steel Sheets for Wheel Rim Use. In: Intern. Congress & Exposition (Proc. Conf.), Detroit, Feb./March 1983.
- 5 SUDO, M.; HASHIMOTO, S. I.; KOKUBO, I.; HOSODA, T. Effect of Chemical Composition on Property of Flash Butt Welded High Strength Steel Sheets. KOBELCO Technical Bulletin, n. 1100, 1986.
- 6 HASHIMOTO, S.; KAMBE, S.; SUDO, M.; TSUGAMI, Y. Development of Nb Added Ferrite – Bainite Steels and Their Application to Wheels. In: HSLA Steels: Metallurgy and Applications (Proc. Conf.), p. 1011-1020, Beijing/China, 4-8 November 1985.
- 7 ASTM-E45 – Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. American Society for Testing and Materials International, 2005.
- 8 ASTM-E92 – Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials International, 2010.
- 9 TANUMA, K.; TATSUYA, H. Flashing Phenomena in Steel Sheets – Study On Flash Welding: Part I. Journal of the Welding Society, v. 51, n. 5, p. 417-422, 1982.