

# SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA DE UM AÇO TRIP: CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro <sup>1</sup>

Fabiano Dornelles Ramos <sup>1</sup>

José Antônio Esmerio Mazzaferro <sup>2</sup>

Tonilson de Souza Rosendo <sup>1</sup>

Marco Antônio Durló Tier <sup>3</sup>

Antônio Mônaco da Silva <sup>4</sup>

Jorge Fernandez dos Santos <sup>1</sup>

Telmo Roberto Strohaecker <sup>5</sup>

## Resumo

Este trabalho tem como objetivo investigar a influência da velocidade de rotação (1.600 RPM e 2.400 RPM) no desenvolvimento microestrutural de um aço TRIP soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. Após a execução das soldas, devido aos ciclos térmicos e deformações impostas pelo processo, são observadas três diferentes zonas nas juntas: a zona de mistura (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), e a zona termicamente afetada (ZTA). O aumento da velocidade de rotação causou um aumento na quantidade de ferrita alotriomorfa formada na ZM, assim como redução na quantidade e tamanho de bainita coalescida e martensita. Na ZTMA a microestrutura é constituída por ferrita, austenita, bainita coalescida e martensita. Enquanto que na ZTA1 a microestrutura é composta por ferrita e austenita retida em todas as velocidades usadas, na ZTA2 há maior transformação da austenita em bainita com o aumento da velocidade de rotação.

**Palavras-chave:** Microestrutura; Aço TRIP; Soldagem a ponto; Soldagem por fricção.

## FRICITION STIR SPOT WELDING OF A TRIP STEEL: MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION

### Abstract

The aim of this work is to verify the influence of the rotational speed (1600 and 2400 RPM) in the microstructural development of a friction stir spot welded TRIP steel. After the welding, due to the thermal cycles and deformations imposed by the process, three different zones are observed in the joints: the stir zone (SZ), the thermomechanically affected zone (TMAZ), and the heat affected zone (HAZ). The increase in the rotational speed caused an increase in the amount of allotriomorphic ferrite formed in the SZ, and a decrease in the amount and width of the coalesced bainite and martensite. In the TMAZ, the microstructure is composed by ferrite, austenite, coalesced bainite and martensite. While in the HAZ1 the microstructure is constituted by ferrite and retained austenite in all rotational speeds employed, in the HAZ2 there is an increase in the transformation of austenite into bainite by increasing the rotational speed.

**Key words:** Microstructure; TRIP Steel; Spot welding; Friction welding.

## I INTRODUÇÃO

Os aços que apresentam o efeito de transformação induzida por deformação, ou aços TRIP, possuem microestrutura típica de ferrita, bainita e austenita retida.<sup>(1)</sup> Quando esses aços são submetidos a cargas externas, ocorre transformação da austenita em martensita, o que aumenta a resistência e também

ductilidade aços, pois a deformação plástica localizada é evitada, levando a um maior alongamento uniforme.<sup>(2)</sup> Este é o conhecido “efeito TRIP”, e esses aços são utilizados na indústria automobilística em componentes estruturais de automóveis, para absorção de impacto em colisões.<sup>(3)</sup>

<sup>1</sup>GKSS Research Centre, Institute of Materials Research, Materials Mechanics, Solid State Joining Processes. Max-Planck-Straße 1, CP 21502, Geesthacht, Alemanha. Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, DEMET, PPGEM. Av. Osvaldo Aranha, 99/610, Cep 90035-190, Porto Alegre, RS, Brasil. E-mail: cmazzaferro@demet.ufrgs.br

<sup>2</sup>Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, DEMEC, PROMEC. Rua Sarmento Leite, 425, Cep 90050-170 Porto Alegre, Brasil. E-mail: mazza@ufrgs.br

<sup>3</sup>Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões – URI, DECC, EIMR. Rua Universidade das Missões, 464, Cep 98802-470, Santo Ângelo, RS, Brasil. E-mail: marcotier@unipampa.edu.br

<sup>4</sup>Centro de Investigación en Tecnologías de Unión – LORTEK. B. Lagranja, s/n, CP 20240, Ordizia, Espanha. E-mail: amonaco@lortek.es

<sup>5</sup>Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS, DEMET, PPGEM, Porto Alegre, Brasil. Av. Osvaldo Aranha, 99/610, Cep 90035-190, Porto Alegre, RS, Brasil. E-mail: telmo@demet.ufrgs.br

O processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (SPFMM) é um processo de união no estado sólido, onde a energia térmica gerada pela fricção de uma ferramenta contra as superfícies de chapas a serem soldadas é utilizada para plastificá-las e, então, através de mistura mecânica, soldá-las.<sup>(4)</sup> Já existem publicações utilizando esse processo para unir alguns aços avançados de alta resistência, como *dual-phase* e martensítico.<sup>(5,6)</sup>

Este trabalho tem por objetivo investigar a influência da velocidade de rotação da ferramenta no desenvolvimento microestrutural de um aço TRIP 800 soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. O entendimento do desenvolvimento microestrutural tornará possível otimizar o processo para obter melhores propriedades mecânicas das juntas.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste estudo foi um aço TRIP 800 com espessura de 1,0 mm, laminado a frio e revestido com 7,5  $\mu\text{m}$  de zinco em ambos os lados. Sua composição química era 0,19%C; 1,64%Mn; 1,65%Si; 0,039%Al; 0,016%P.

Juntas sobrepostas foram produzidas em um pórtico especialmente projetado para executar soldas por fricção e mistura mecânica. Foi usado controle de deslocamento, ou seja, a profundidade de penetração da ferramenta era pré-estabelecida em 1,6 mm, para então ser aplicado o tempo de mistura. A ferramenta produzida em nitreto de boro cúbico (PCBN) possui um diâmetro cônico de 15 mm, um pino cônico com diâmetro menor de 5,0 mm e comprimento de 1,5 mm. O pino possui seis facetas igualmente espaçadas. As velocidades de soldagem empregadas foram 1.600 RPM e 2.400 RPM, e o tempo de mistura utilizado foi de 3 s.

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada em microscópio ótico (MO) Leica usando LePera como ataque químico e em microscópio eletrônico de varredura (MEV) Zeiss DSM 962 usando ataque com Nital 1%. A preparação metalográfica seguiu um procedimento desenvolvido por Mazzaferro,<sup>(7)</sup> para evitar que deformações durante o preparo provocassem transformações microestruturais e levassem a interpretações errôneas. O reativo de LePera é um tipo de ataque químico colorido. O tempo de ataque para cada amostra variou entre 40 e 50 s, e após superfícies foram lavadas com álcool etílico e secas com ar comprimido. De acordo com a literatura,<sup>(8)</sup> após ataque com esse reativo, a ferrita tem cor azul, a bainita, cor marrom e a austenita e a martensita, cor branca.

Ensaio de microdureza foram efetuados nas seções transversais das amostras soldadas utilizando um microdurômetro Zwick Roell Identec ZHV. A carga aplicada foi de 0,5 kg durante 10 s e distância entre indentações foi de 0,25 mm, realizadas a uma distância de 0,7 mm a partir da superfície da chapa superior.

Foram realizadas análises de difração de raios X nas amostras soldadas, tendo como objetivo determinar o volume de austenita retida e seu teor de carbono nas diferentes zonas/subzonas formadas. Foi usada radiação de cobalto (comprimento de onda de 1,78897 Å). As medições foram efetuadas na faixa de ângulos  $2\theta$  entre  $45^\circ$  e  $120^\circ$ , com passo de  $0,05^\circ$  e tempo de aquisição de 60 s.

O volume de austenita foi calculado a partir das intensidades integradas dos picos  $(111)_\gamma$ ,  $(200)_\gamma$ ,  $(220)_\gamma$  e  $(311)_\gamma$ , para a austenita, e  $(110)_\alpha$ ,  $(200)_\alpha$  e  $(211)_\alpha$ , para ferrita, bainita e martensita, quando presentes nos difratogramas. Essas intensidades, assim como o ângulo  $2\theta$  de cada pico, foram calculadas usando o programa PeakFit.

O teor de carbono na austenita foi calculado para o pico  $(111)_\gamma$ , presente em todos os difratogramas, utilizando a Equação (1)<sup>(9)</sup>

$$a_0 = 3,578 + 0,033(\%C) \quad (1)$$

onde  $a_0$  é o parâmetro de rede da austenita, em Å, e o teor de carbono é obtido em peso. Esta fórmula leva em conta a influência de elementos substitucionais, como manganês e silício, no parâmetro de rede da austenita.<sup>(9)</sup> O parâmetro de rede foi calculado pela Equação (2)<sup>(10)</sup>:

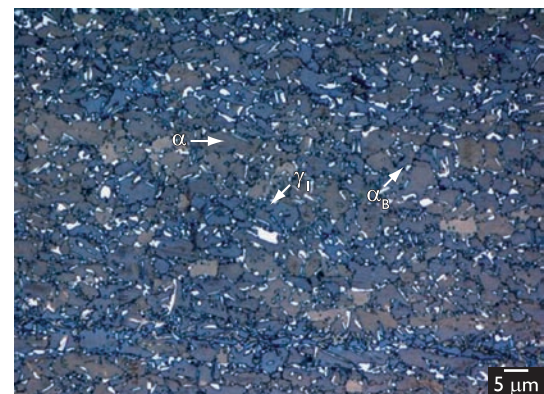
$$a_0 = d\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2)$$

onde  $d$  é a distância entre planos, em Å, e  $hkl$  é a família de planos difratados (pico).

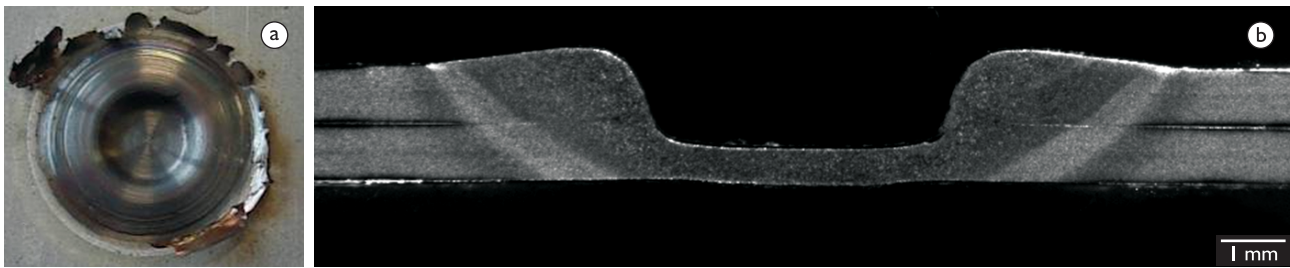
## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A microestrutura do aço TRIP utilizado neste trabalho pode ser observada na Figura 1. Ela é composta por ferrita (fase de cor azulada/amarronzada), ferrita bainítica (fase escura localizada nos contornos de grãos) e austenita retida (fase branca).

O aspecto geral das juntas obtidas após a SPFMM está mostrado na Figura 2. Enquanto que na Figura 2a é possível observar o furo deixado pelo pino da ferramenta, e também as rebarbas com o recobrimento de zinco, na Figura 2b percebe-se que, independente da velocidade de



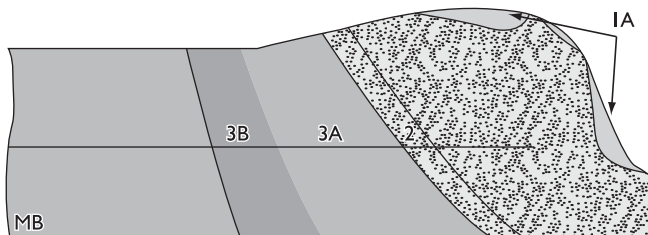
**Figura 1.** Microestrutura do aço TRIP 800 utilizado neste estudo:  $\alpha$  = ferrita;  $\alpha_B$  = ferrita bainítica;  $\gamma_r$  = austenita retida. MO, ataque com LePera.



**Figura 2.** Aspecto geral das soldas obtidas através do processo de SPFMM: (a) vista de topo; (b) seção transversal (ataque com Nital 1%). Velocidade de rotação: 1.600 RPM.

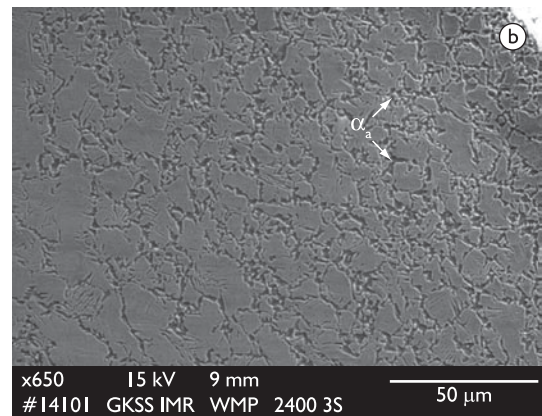
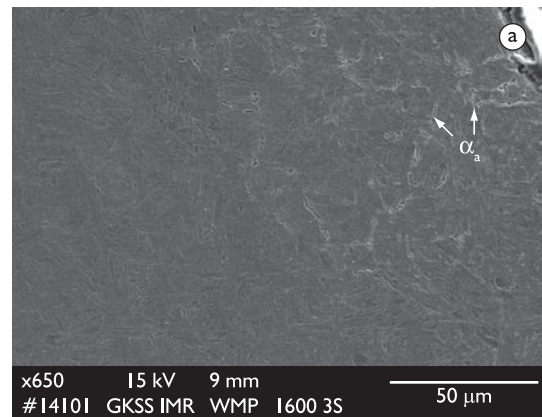
rotação utilizada, são formadas diferentes zonas após o processo, como evidenciado pelos gradientes nos tons de cinza após o ataque com Nital. A análise por microscopia óptica revela três diferentes zonas, como mostrado esquematicamente na Figura 3:

- zona 1: zona de mistura (ZM), onde a temperatura atingida e a deformação plástica causaram transformações microestruturais e mistura dos materiais das chapas superior e inferior. Essa zona é dividida em duas subzonas: IA, adjacente ao pino, onde a deformação plástica foi maior; e IB, referente ao restante da ZM;
- zona 2: zona termomecanicamente afetada (ZTMA), caracterizada por alto pico de temperatura atingido durante o processo juntamente com moderada deformação plástica;
- zona 3: zona termicamente afetada (ZTA), que não sofre nenhuma deformação plástica. A ZTA é dividida em duas subzonas, 3A e 3B, onde ocorrem diferentes mudanças microestruturais devido ao gradiente térmico.



**Figura 3.** Esquema das diferentes zonas/subzonas formadas após o processo de SPFMM. Zona 1 (representada pelas subzonas IA e IB) = zona de mistura (ZM); Zona 2 = zona termomecanicamente afetada (ZTMA); Zona 3: zona termicamente afetada (ZTA), representada pelas subzonas 3A e 3B. MB é o metal-base, não afetado pelo processo.

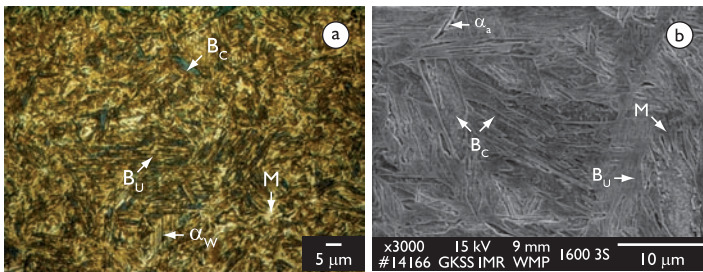
As microestruturas resultantes subzona IA da ZM são mostradas na Figura 4, nas duas velocidades de rotação empregadas. Nota-se que a formação de ferrita alotriomorfa na velocidade de 2.400 RPM (Figura 4b) é mais intensa, o que sugere que a temperatura atingida durante o processo empregando essa velocidade de rotação foi maior do que na velocidade de 1.600 RPM. A maior temperatura provoca dois efeitos: maior deformação da austenita (devido à maior facilidade de deformação do material em temperaturas mais altas), e menores taxas de resfriamento. O aumento na deformação favorece a formação de ferrita alotriomorfa, seja por aumentar a densidade de lugares preferenciais para sua nucleação,<sup>(11-13)</sup> ou reduzir o super-resfriamento necessário para sua



**Figura 4.** Microestruturas na ZM, subzona IA, mostrando a influência da velocidade de rotação na formação de ferrita alotriomorfa ( $\alpha_a$ ): (a) 1.600 RPM; (b) 2.400 RPM. MEV. O furo deixado pelo pino encontra-se à direita.

nucleação.<sup>(14,15)</sup> Percebe-se também na Figura 4b que o grau de deformação no campo austenítico foi tal que levou à recristalização dinâmica do material, ou seja, novos grãos foram formados.

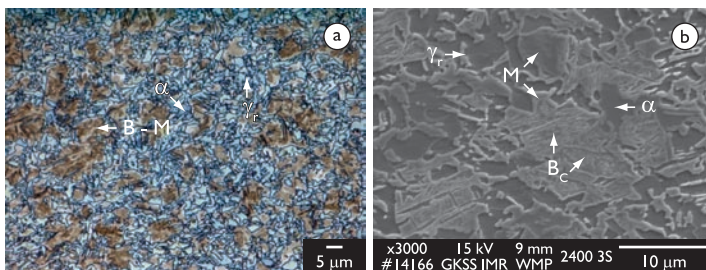
Na subzona IB da ZM a microestrutura é composta por ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten, bainita superior, bainita coalescida e martensita, como mostrado na Figura 5, o que sugere que o material durante o processo encontrava-se no campo austenítico. No entanto, há maior quantidade de bainita – principalmente coalescida – e martensita nas juntas produzidas



**Figura 5.** Microestrutura na ZM, subzona 1B, observada: (a) no MO; (b) no MEV.  $\alpha_W$  = ferrita de Widmanstätten;  $B_U$  = bainita superior;  $B_C$  = bainita coalescida; M = martensita. Velocidade de rotação de 1.600 RPM.

com velocidade de rotação de 1.600 RPM do que com 2.400 RPM. Isto pode ser atribuído à suposta menor temperatura atingida durante o processo utilizando a menor velocidade de rotação, que seria responsável por uma maior taxa de resfriamento e conseqüentemente menor tempo para difusão do carbono, levando à formação de produtos de transformação displacivos.

Na ZTMA, como mostrado na Figura 6, a microestrutura composta por ferrita, austenita, bainita e martensita indica que as temperaturas atingidas durante o processo estavam entre  $Ac_1$  e  $Ac_3$ . Em ambas velocidades de rotação de ferramenta, percebeu-se que principalmente nos grãos austeníticos maiores houve transformação em bainita e martensita. Este fato pode ser atribuído aos diferentes teores de carbono nos grãos de austenita: grãos maiores possuem menores teores de carbono e, desta forma, as suas temperaturas  $M_s$  são maiores.<sup>(1,16,17)</sup> Porém, essa transformação pareceu ser maior na velocidade de rotação de 1.600 RPM, fato que comprovado pelos resultados de difração de raios X nessa zona, como pode ser visto na Tabela 1: além da menor quantidade de austenita retida, o teor de carbono nela também era menor. Isto poderia ser explicado com base na maior taxa de resfriamento nessa velocidade de rotação.

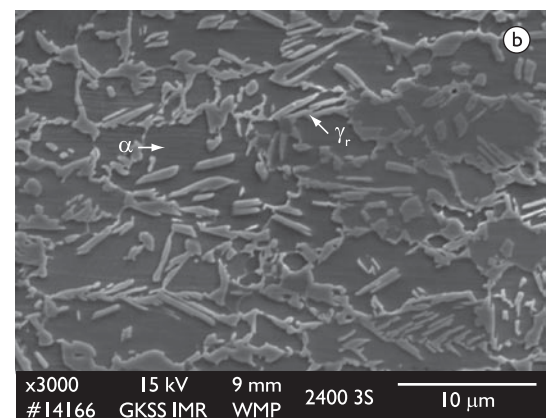
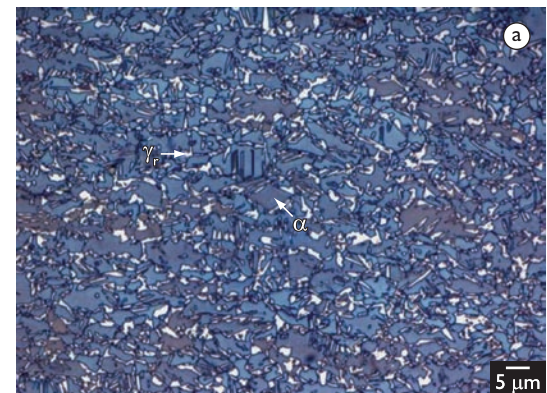


**Figura 6.** Microestrutura na ZTMA (zona 2), vista por: (a) MO; (b) MEV.  $\alpha$  = ferrita;  $B_C$  = bainita coalescida; M = martensita;  $\gamma_r$  = austenita retida. Velocidade de rotação: 2.400 RPM.

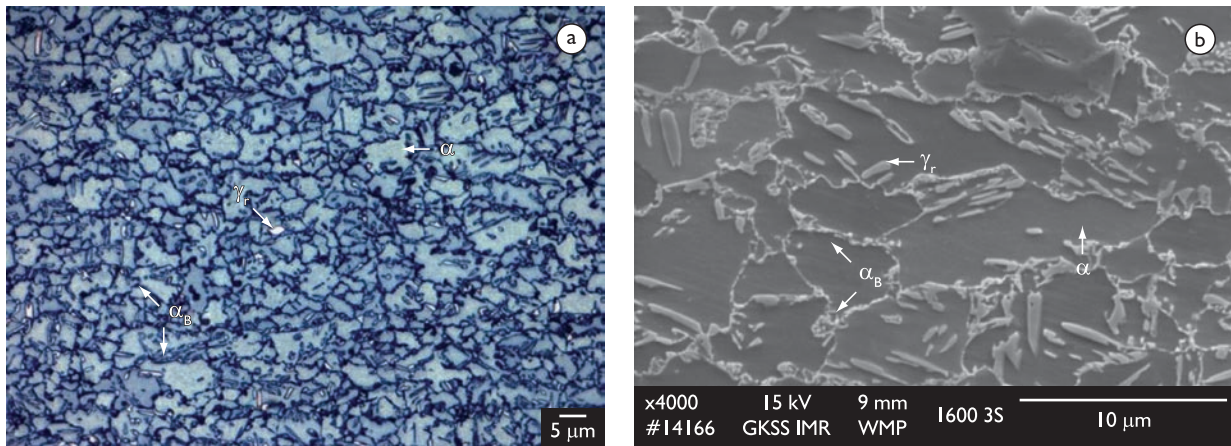
**Tabela 1.** Resultados de percentual de austenita retida e seu teor de carbono nas diferentes zonas/subzonas formadas. Para comparação, também são mostrados o volume de austenita retida e seu teor de carbono no aço TRIP antes da SPFMM.

	ZTMA		ZTA - 3A		ZTA - 3B		MB	
	% $\gamma_r$	%C	% $\gamma_r$	%C	% $\gamma_r$	%C	% $\gamma_r$	%C
1.600 RPM	7,42	0,75	8,54	0,74	9,30	0,85	16,83	1,06
2.400 RPM	9,22	0,89	8,53	0,64	8,04	0,96		

As microestruturas resultantes na ZTA podem ser vistas nas Figuras 7 e 8. A microestrutura correspondente à subzona 3A da ZTA (Figura 7) é uma mistura de ferrita e austenita, o que indica que as temperaturas atingidas nessa zona estavam, assim como na ZTMA, entre  $Ac_1$  e  $Ac_3$ . Porém, nessa subzona, como não houve deformação, os grãos de austenita e ferrita não estão deformados. A temperatura na subzona 3B da ZTA supostamente foi menor do que  $Ac_1$ . Nessa subzona, como mostrado na Figura 8, verifica-se uma transformação parcial da austenita retida em bainita. Como pode ser observado na Tabela 1, é observada maior quantidade de bainita transformada com o uso de maior velocidade de rotação, algo previsível já que teoricamente há maior aporte de energia nessa condição. E, novamente, com maior aporte de energia a taxa de resfriamento é menor, ou seja, em se tratando especificamente da subzona 3B, o material fica exposto por mais tempo à faixa de temperaturas de transformação bainítica.



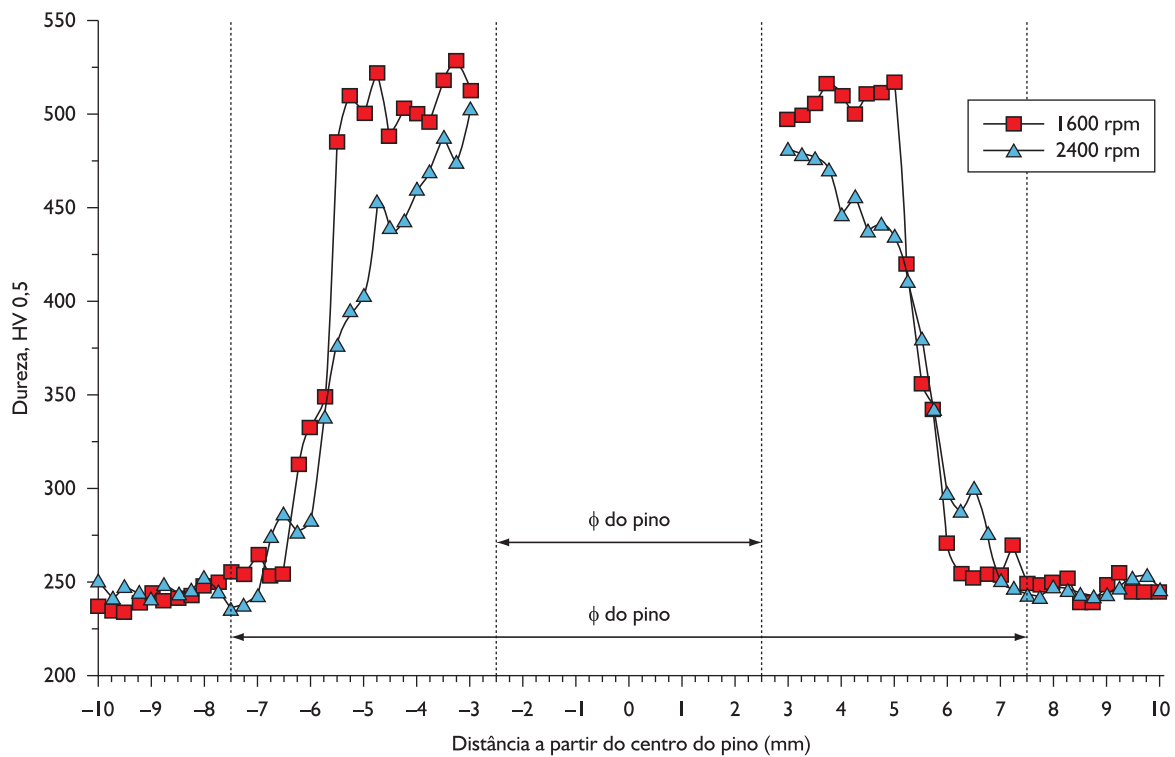
**Figura 7.** Microestrutura na ZTA, subzona 3A: (a) MO; (b) MEV.  $\alpha$  = ferrita;  $\gamma_r$  = austenita retida. Velocidade de rotação: 2.400 RPM.



**Figura 8.** Microestrutura na ZTA, subzona 3B, observada no: (a) MO; (b) MEV.  $\alpha$  = ferrita;  $\alpha_B$  = ferrita bainítica;  $\gamma_r$  = austenita retida. Velocidade de rotação: 1.600 RPM.

A evolução microestrutural mostrada está de acordo com os resultados dos perfis de microdureza, apresentados na Figura 9. Na ZM os valores de dureza observados nas juntas produzidas com 1.600 RPM são maiores e se mantêm mais homogêneos do que com 2.400 RPM, pois nesta última velocidade de rotação a dureza decresce continuamente desde a região adjacente ao furo deixado pelo pino. Na subzona 3B da ZTA a dureza na velocidade de 2.400 RPM é levemente menor

do que a do metal-base, o que também está de acordo com os resultados microestruturais, uma vez que há menor quantidade de austenita retida na microestrutura (maior quantidade de bainita foi transformada durante resfriamento) e, de acordo com ensaios de nanodureza realizados em aços TRIP,<sup>(18)</sup> a dureza da austenita retida é maior do que a da bainita.



**Figura 9.** Perfis de microdureza obtidos pelas seções transversais das juntas. Para referência, estão representados os diâmetros do pino e do ombro da ferramenta empregada na SPFMM.

## 4 CONCLUSÕES

Neste trabalho é mostrada a evolução microestrutural em juntas de um aço TRIP 800 produzidas pelo processo de SPFMM empregando duas velocidades de rotação de ferramenta, 1.600 RPM e 2.400 RPM. Na zona de mistura houve formação de ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten, bainita superior, bainita coalescida e martensita. A produção de ferrita alotriomorfa foi maior quando a velocidade de 2.400 RPM foi utilizada, supostamente devido à maior temperatura atingida durante o processo e também à maior deformação. Na zona termomecanicamente afetada a microestrutura resultante era composta por ferrita, bainita, martensita e austenita retida. Nesta zona, houve maior transformação durante o resfriamento dos grãos de austenita em bainita ou martensita, devido aos seus menores teores de carbono e/ou maiores taxas de resfriamento. Enquanto que na subzona 3A da zona termicamente afetada, a microestrutura consistia em

ferrita e austenita retida, na subzona 3B a microestrutura era mais similar à do metal-base, porém percebeu-se que houve transformação parcial da austenita retida em bainita, e que esta transformação foi um pouco maior quando a velocidade de rotação de 2.400 RPM foi empregada.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES que, pelo Projeto PROBRAL, concedeu as bolsas de doutorado-sanduiche, assim como ao CNPq e ao GKSS *Forschungszentrum GmbH*. Um agradecimento especial é feito ao Dr. Haroldo Pinto, do *Max-Planck-Institut für Eisenforschung*, em Düsseldorf, Alemanha, pela realização das difrações de raios X.

## REFERÊNCIAS

- 1 DE COOMAN, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, v. 8, n.3-4, p. 285-303, 2004.
- 2 MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Transactions of ISIJ*, v. 27, n. 7, p. 570-9, 1987.
- 3 HULKA, K. The role of niobium in cold rolled TRIP steel. *Materials Science Forum*, v. 473-474, p. 91-102, Jan. 2005.
- 4 SILVA, A. M. et al. Friction spot and friction spot welding processes: a literature review. *Bulletin of the National R&D Institute for Welding and Material Testing*, v. 3, p. 36-44, 2007.
- 5 KHAN, M.I. Resistance and friction stir spot welding of DP600: a comparative study. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 12, n. 2, p. 175-182, Feb. 2007.
- 6 FENG, Z. et al. Friction stir spot welding of advanced high-strength steels: a feasibility study. *SAE SP*, n. 1959, p. 85-92, 2005. (Technical paper, 2005-01-1248).
- 7 MAZZAFERRO, C.C.P. *Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800: processo, microestrutura e propriedades*. 2008. 99p. (Tese de Doutorado – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais) Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.
- 8 GIRAULT, E., et al. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. *Materials Characterization*, v. 40, n. 2, p. 111-8, Feb. 1998.
- 9 JACQUES, P.J. et al. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ International*, v. 41, n. 9, p. 1068-74, 2001.
- 10 CULLITY, B.D.; STOCK, S.R. *Elements of X-ray diffraction*. 2. ed. Massachusetts: Addison-Wesley, 1978.
- 11 BHADSHIA, H.K.D.H. Possible effects of stress on steel weld microstructures. In: CERJAK, H., ed. *Mathematical modelling of weld phenomena*. London: Institute of Materials, 1995. p. 71-118.
- 12 HANLON, D.N.; SIETSMAN, J.; VAN DER ZWAAG, S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation. *ISIJ International*, v. 41, n. 9, p. 1028-36. 2001.
- 13 RYU, H. B.; SPEER, J.G.; WISE, J.P. Effect of thermomechanical processing on the retained austenite content in a Si-Mn transformation induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 33, n. 9, p. 2811-6, Sep. 2002.
- 14 HONG, S.C. et al. Effect of undercooling of austenite on strain induced ferrite transformation behavior. *ISIJ International*, v. 43, n. 3, p. 394-9, 2003.
- 15 LIU, X.; SOLBERG, J.K.; GJENGEDAL, R. Measurement of austenite-to-ferrite transformation temperature after multi-pass deformation of steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 194, n. 1, p. 15-8, Apr. 1995.
- 16 WANG, J.; VAN DER ZWAAG, S. Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32, n. 6, p. 1527-39, June 2001.
- 17 JIMENEZ-MELERO, E. et al. Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. *Scripta Materialia*, v. 56, n. 5, p. 421-4, 2007.
- 18 FURNÉMONT, Q. et al. On the measurement of nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials Science and Engineering A*, v. 328, n.1-2, p. 26-32, May 2002.

Recebido em: 20/09/2009

Aceito em: 3/03/2010