

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL EM JUNTAS DE AÇO TRIP SOLDADO A PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA¹

Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro²

Fabiano Dornelles Ramos²

José Antônio Esmerio Mazzaferro³

Tonilson de Souza Rosendo²

Marco Antônio Durló Tier⁴

Antônio Mônaco da Silva⁵

Jorge Fernandez dos Santos²

Telmo Roberto Strohaecker⁶

Resumo

Este trabalho teve como objetivo investigar a influência da velocidade de rotação no desenvolvimento microestrutural de um aço TRIP soldado a ponto por fricção e mistura mecânica. As juntas foram produzidas utilizando-se uma ferramenta de nitreto de boro cúbico e duas diferentes velocidades de rotação da ferramenta, 1600 e 2400 rpm; o tempo de mistura foi mantido em 3s. A caracterização microestrutural foi realizada em microscópios ótico e eletrônico de varredura. Ensaios de microdureza foram efetuados para verificar a variação de dureza ao longo das juntas. Após a execução das soldas, devido aos ciclos térmicos e deformações impostas pelo processo, foram 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 era constituída por ferrita, austenita, bainita coalescida e martensita. Enquanto que na ZTA1 a microestrutura era composta por ferrita e austenita retida em todas as velocidades usadas, na ZTA2 houve maior transformação da austenita em bainita com o aumento da velocidade de rotação.

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

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF FRICTION STIR SPOT WELDED TRIP STEEL JOINTS

Abstract

The aim of this work was to verify the influence of the rotational speed in the microstructural development of a friction stir spot welded TRIP steel. The joints were obtained using a PCBN tool and two different tool rotational speeds, 1600 and 2400 rpm; the dwell time employed was 3s. The microstructural characterization was made using optical and scanning electron microscopies. Microhardness profiles were performed to verify the hardness variation through the joints. After the welding, due to the thermal cycles and deformations imposed by the process, three different zones were 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 was composed by ferrite, austenite, coalesced bainite and martensite. While in the HAZ1 the microstructure was constituted by ferrite and retained austenite in all rotational speeds employed, in the HAZ2 there was an increase in the transformation of austenite into bainite by increasing the rotational speed.

Key words: Microstructure; TRIP steel; Friction stir spot welding.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² GKSS Research Centre, Institute of Materials Research, Materials Mechanics, Solid State Joining Processes, Geesthacht, Alemanha. Universidade Federal do Rio Grande do Sul-UFRGS, DEMET, PPGEM, Porto Alegre, Brasil

³ Universidade Federal do Rio Grande do Sul-UFRGS, DEMEC, PROMEC, Porto Alegre, Brasil

⁴ Universidade Regional Integrada do Alto Uruguai e das Missões-URI, DECC, EIM, Santo Ângelo, Brasil

⁵ anteriormente no GKSS Research Centre, Institute of Materials Research, Materials Mechanics, Solid State Joining Processes, atualmente no Centro de Investigación en Tecnologías de Unión - LORTEK, Ordizia, Espanha

⁶ Universidade Federal do Rio Grande do Sul-UFRGS, DEMET, PPGEM, Porto Alegre, Brasil

1 INTRODUÇÃO

Os aços que apresentam o efeito de transformação induzida por deformação, ou aços TRIP, possuem microestrutura típica de ferrita, bainita e austenita retida. Esta microestrutura é obtida através da adição de elementos de liga como manganês e silício e tratamento térmico em duas etapas: recozimento no campo subcrítico, onde se obtém microestrutura composta por ferrita e austenita, seguido de tratamento isotérmico no campo bainítico. Durante o tratamento isotérmico, parte da austenita transforma-se em bainita; como a solubilidade do carbono na bainita é menor do que na austenita, ocorre partição do carbono e a austenita torna-se enriquecida neste elemento, o que evita a sua transformação em martensita durante o resfriamento.⁽¹⁻³⁾ Porém, quando estes aços são submetidos a cargas externas, ocorre transformação da austenita em martensita, o que aumenta a resistência e também ductilidade destes aços, pois a deformação plástica localizada é evitada, o que leva a um maior alongamento uniforme.^(4,5) Este é o conhecido “efeito TRIP”.

Os aços TRIP possuem alta resistência mecânica, boa ductilidade e boa conformabilidade, e são utilizados na indústria automobilística em componentes estruturais de automóveis, para absorção de impacto em colisões.⁽⁶⁾

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 utilizado para plastificá-las e, então, através de mistura mecânica, soldá-las.⁽⁷⁾ Já existem publicações utilizando este processo para unir alguns aços avançados de alta resistência, como *dual-phase* e martensítico.⁽⁸⁻¹⁰⁾

Este trabalho teve 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 μm 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) possuía um diâmetro cônico de 15 mm, assim como um pino cônico com diâmetro menor de 5 mm e comprimento de 1,5 mm. O pino possuía 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,⁽¹¹⁾ para evitar que deformações durante o preparo provocassem transformações microestruturais e levassem, deste modo, a interpretações errôneas.

O reativo de LePera é um tipo de ataque colorido que consiste em duas soluções:⁽¹²⁾ solução I – 1g de metabissulfito de sódio e 100 ml de água destilada; e solução II – 4g de ácido pícrico e 100 ml álcool etílico. Este reagente, depois de misturado, tem “vida útil” curta; para cada amostra quantidades iguais de soluções eram misturadas e então era realizado o ataque químico. Após o tempo de ataque para cada amostra (que variou entre 40 e 50s), as superfícies foram lavadas com álcool etílico e secas com ar comprimido. De acordo com a literatura,⁽¹²⁾ após ataque com este 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 10s e distância entre identificações foi de 0,25 mm, realizadas a uma distância de 0,7 mm a partir da superfície da chapa superior.

Análises de difração de raios-X foram realizadas 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 2θ entre 45° e 120°, com passo de 0,05° e tempo de aquisição de 60s.

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

O teor de carbono na austenita foi calculado para o pico (111)_v, presente em todos os difratogramas, utilizando a equação^(13,14)

$$a_0 = 578 + 0,333 (C) \quad \text{Equação 1}$$

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.^(13,14) O parâmetro de rede, por sua vez, foi calculado através da equação⁽¹⁵⁾

$$a_0 = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{d^2} \quad \text{Equação 2}$$

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 era 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 2(a), é possível observar o furo deixado pelo pino da ferramenta, e também as rebarbas com o recobrimento de zinco, na Figura 2(b) percebe-se que independente da velocidade de rotação utilizada, diferentes zonas foram formadas após o processo, como evidenciado pelos gradientes nos tons de cinza após o ataque com Nital. A análise em microscópio revelou 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. Esta zona é dividida em duas subzonas: 1A, adjacente ao pino, onde a deformação plástica foi mais severa; e subzona 1B, 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.

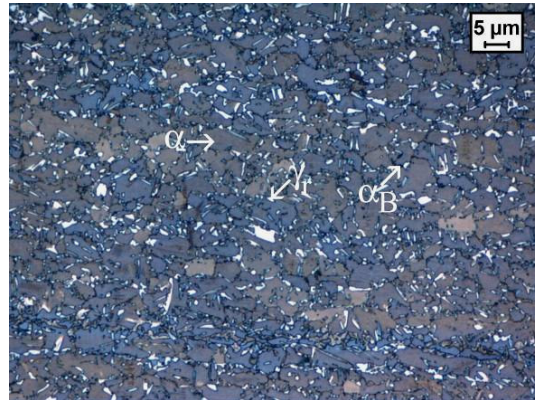


Figura 1. Microestrutura do aço TRIP 800 utilizado neste estudo. α =ferrita; α_B =ferrita bainítica; γ_r =austenita retida. MO, ataque com LePera.

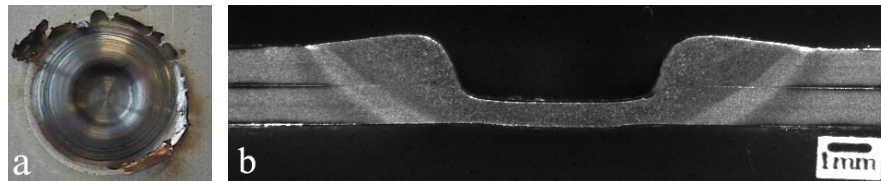


Figura 2. Aspecto geral das soldas obtidas através do processo de SPFMM: (a) vista de topo; (b) seção transversal (ataque Nital 1%). Velocidade de rotação 1.600 rpm.

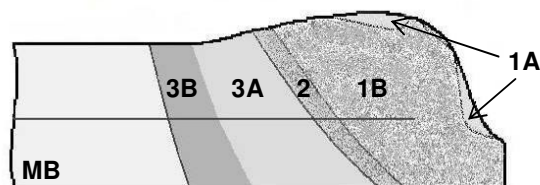


Figura 3. Esquema das diferentes zonas/subzonas formadas após o processo de SPFMM. Zona 1 (representada pelas subzonas 1A e 1B)=zona de mistura (ZM); zona 2=zona termomecanicamente afetada (ZTMA); zona 3: zona termicamente afetada (ZTA), representada pelas subzonas 3A e 3B. MB é o metal-base, não afetado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

As microestruturas resultantes subzona 1A da ZM são mostradas na Figura 4, nas duas velocidades de rotação empregadas. Nota-se que a formação de ferrita alotríomorfa na velocidade de 2.400 rpm (Figura 4(b)) é mais intensa, o que sugere que a temperatura atingida durante o processo empregando esta 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, como fronteiras de grãos da austenita ou mesmo bandas de deformação ou de cisalhamento⁽¹⁶⁻¹⁹⁾ ou reduzir o superresfriamento necessário para sua nucleação.^(20,21) Percebe-se também na Figura 4(b) que a deformação intensa no campo austenítico levou à recristalização dinâmica do material, ou seja, novos grãos foram formados.

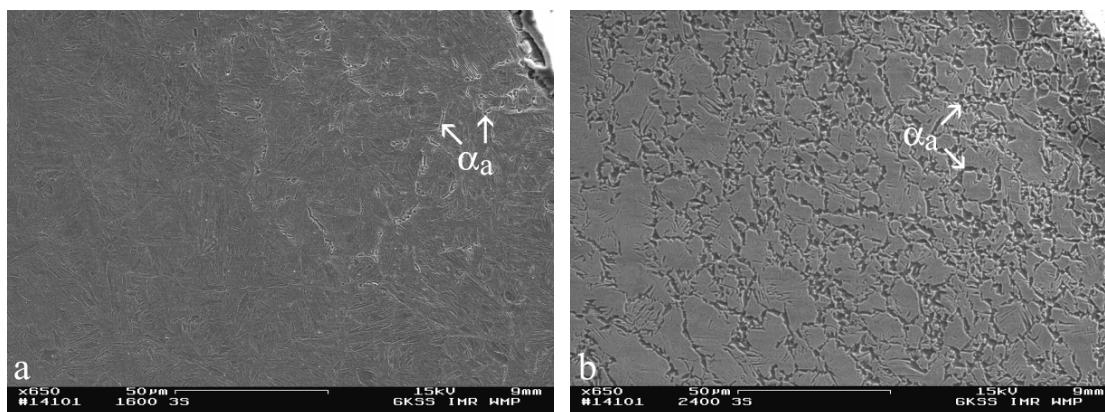


Figura 4. Microestruturas na ZM, subzona 1A, mostrando a influência da velocidade de rotação na formação de ferrita alotriomorfa (α_a): (a) 1.600 rpm; (b) 2.400 rpm. MEV. O furo deixado pelo pino encontra-se à direita.

Na subzona 1B da ZM a microestrutura era 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, havia maior quantidade de bainita – principalmente coalescida – e martensita nas juntas produzidas 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.

Neste trabalho, foi observado que a quantidade e o tamanho da bainita coalescida diminuíram com o aumento da velocidade de rotação. Este fato está de acordo com a literatura^(22,23) pois, primeiro, como um dos “requisitos” para a formação da bainita coalescida é um alto superresfriamento, é evidente que o superresfriamento na menor velocidade de rotação de ferramenta aqui empregado foi maior (porque o aporte de energia, teoricamente, foi menor). Segundo, como a quantidade de ferrita alotriomorfa aumenta com o aumento da velocidade de rotação obviamente menor quantidade de bainita (e também de martensita) é formada. No presente estudo, acredita-se que a deformação no processo também contribua para a formação da bainita coalescida, seja pela formação de maior quantidade de placas com mesma orientação, ou por aproximar as temperaturas B_S e M_S (alguns estudos mostraram que a aplicação de deformação diminui a temperatura B_S ^(16, 24-28)).

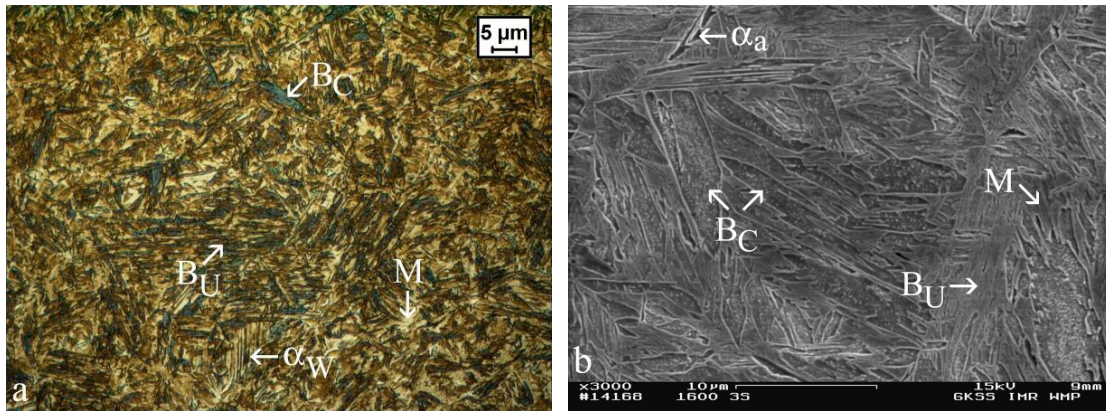


Figura 5. Microestrutura na ZM, subzona 1B, observada: (a) no MO; (b) no MEV. α_W =ferrita de Widmanstätten; B_U =bainita superior; B_C =bainita coalescida; M=martensita. Velocidade de rotação de 1.600 rpm.

Na ZTMA, como mostrado na Figura 6, a microestrutura composta por ferrita, austenita, bainita e martensita indica que as temperaturas atingidas durante o processo foram entre Ac_1 e Ac_3 . Em ambas velocidades de rotação de ferramenta aqui empregadas, percebeu-se que principalmente nos grãos austeníticos maiores houve transformação em bainita e martensita, ou seja, estes grãos eram menos estáveis do que os menores. 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.^(2,29,30) Porém, esta transformação pareceu ser maior na velocidade de rotação de 1600 rpm, fato que foi comprovado pelos resultados de difração de raios-X nesta 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 nesta velocidade de rotação.

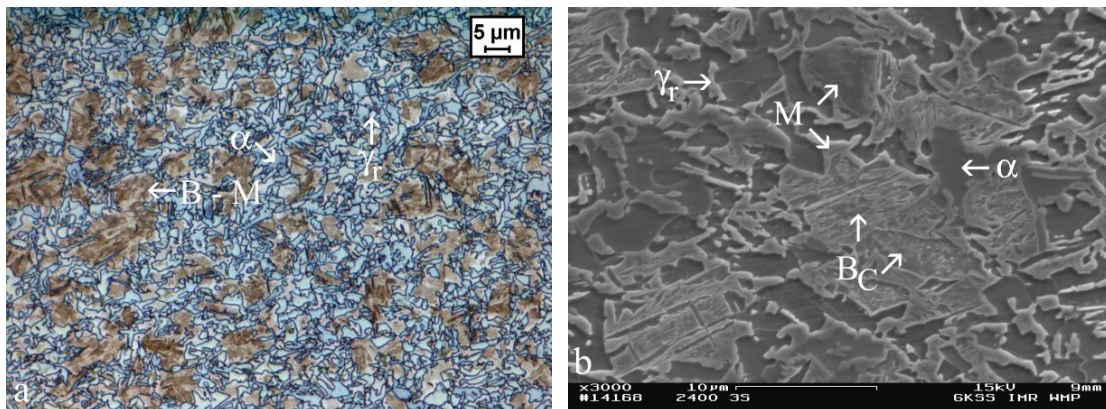


Figura 6. Microestrutura na ZTMA (zona 2), vista no: (a) MO; (b) MEV. α =ferrita; B_C =bainita coalescida; M=martensita; γ_r =austenita retida. Velocidade de rotação de 2.400 rpm.

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

	ZTMA		ZTA – 3A		ZTA – 3B		MB	
	% γ_r	%C	% γ_r	%C	% γ_r	%C	% γ_r	%C
1.600 rpm	7,42	0,75	8,54	0,74	9,3	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 (**Erro! Fonte de referência não encontrada.**) é uma mistura de ferrita e austenita, o que indica que as temperaturas atingidas nesta zona estavam, assim como na ZTMA, entre A_{c1} e A_{c3} . Porém, nesta 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 A_{c1} . Nesta subzona, como mostrado na Figura 8, houve transformação parcial da austenita retida em bainita. Como mostrado na Tabela 1, maior quantidade de bainita transformada foi observada com o uso de maior velocidade de rotação, algo previsível já que teoricamente há maior aporte de energia nesta 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.

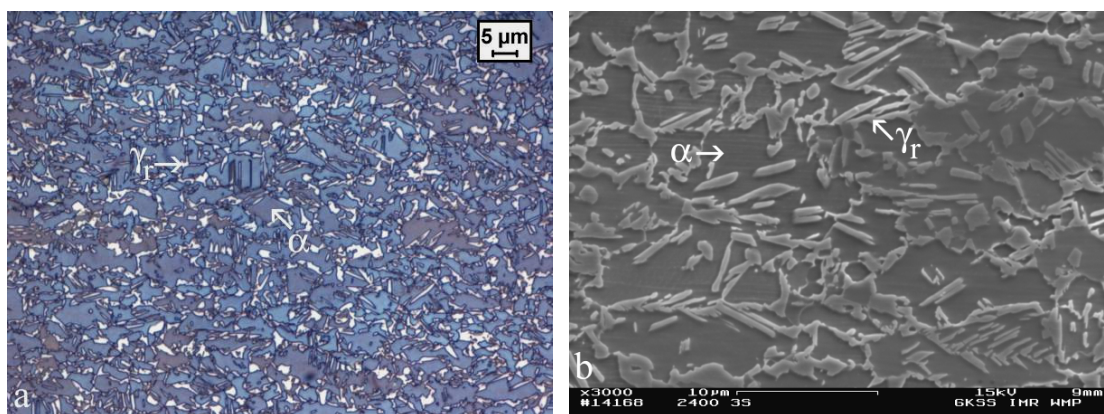


Figura 7. Microestrutura na ZTA, subzona 3A: (a) MO; (b) MEV. α =ferrita; γ_r =austenita retida. Velocidade de rotação de 2400 rpm.

A evolução microestrutural mostrada acima está de acordo com os resultados dos perfis de microdureza mostrados Figura 9 para as duas velocidades de rotação empregadas. Na ZM os valores de dureza observados nas juntas produzidas com 1.600 rpm são maiores e se mantém 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,⁽³¹⁾ a dureza da austenita retida é maior do que a da bainita.

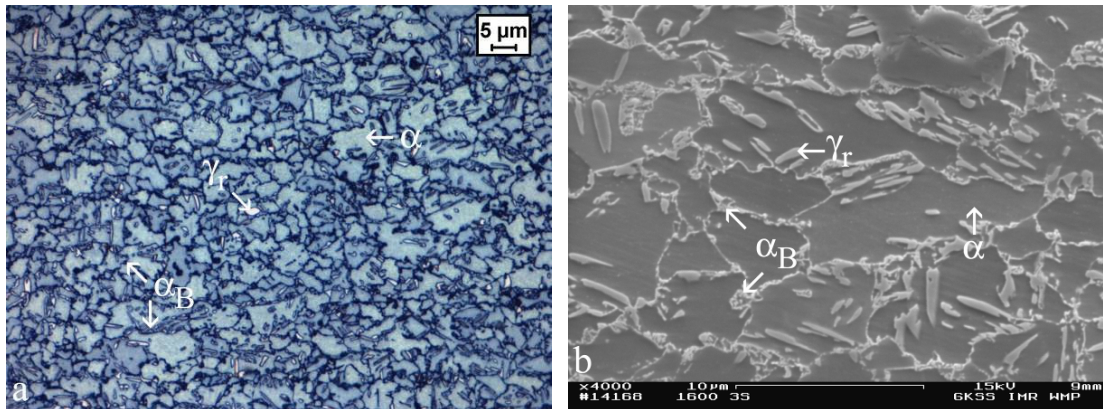


Figura 8. Microestrutura na ZTA, subzona 3B, observada no: (a) MO; (b) MEV. α =ferrita; α_B =ferrita bainítica; γ_r =austenita retida. Velocidade de rotação de 1.600 rpm.

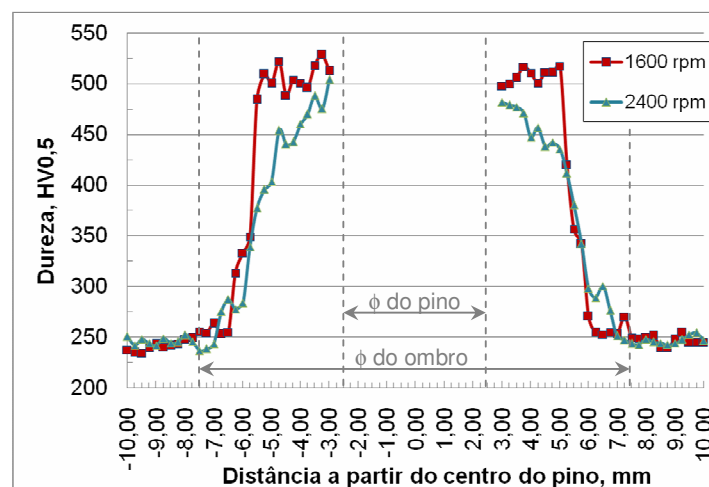


Figura 9. Perfis de microdureza obtidos através das seções transversais das juntas. Para referência, estão representados os diâmetros do pino e do ombro da ferramenta empregada na SPFMM.

4 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi mostrada a evolução microestrutural em juntas de um aço TRIP 800 produzidas através do 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 através do 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 SRIVASTAVA, A.K., BHATTACHARJEE, D., JHA, G., GOPE, N., SINGH, S.B. Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel. *Materials Science and Engineering A*. Vols. 445-446, p. 549-557. 2007.
- 2 DE COOMAN, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*. Vol. 8, p. 285-303. 2004.
- 3 JACQUES, P.J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. *Current Opinion in Solid State & Materials Science*. Vol. 8, p. 259-265. 2004.
- 4 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*. Vol. 27, n. 7, p. 570-579. 1987.
- 5 KANEKO, Y., KIRIKOSHI, K., ONISHI, K., MIYAMOTO, N., SUMITRO, S. Material characteristics of TRIP steel with self-diagnosis and application to structural systems. *Smart Materials Structures*. Vol. 16, p. 2464-2476. 2007.
- 6 HULKA, K. The role of niobium in cold rolled TRIP steel. *Materials Science Forum*. Vols. 473-474, p. 91-102. 2005.
- 7 TIER, M.A.D., DA SILVA, A.A.M., ROSENDO, T., MAZZAFERRO, J.A.E., MAZZAFERRO, C.C.P., RAMOS, F.D., STROHAECKER, T.R., DOS SANTOS, J.F. Friction Based Spot Welding Processes – A Literature Review. A ser publicado, 159 p. 2007.
- 8 KHAN, M.I., KUNTZ, M.L., SU, P., GERLICH, A., NORTH, T., ZHOU, Y. Resistance and friction stir spot welding of DP600: a comparative study. *Science and Technology of Welding and Joining*. Vol. 12, n. 2, p. 175-182. 2007.
- 9 FENG, Z., SANTELLA, M.L., DAVID, S.A., STEEL, R.J., PACKER, S.M., PAN, T., KUO, M., BHATNAGAR, R.S. Friction stir spot welding of advanced high-strength steels: a feasibility study. *SAE Technical Paper 2005-01-1248*. 2005.
- 10 KYFFIN, W.J., THREADGILL, P.L., LALVANI, H., WYNNE, B.P. Progress in FSSW of DP 800 high strength automotive steel. *Proceeding of the 6th International Symposium of Friction Stir Welding*. Quebec, Canada. 2006.
- 11 MAZZAFERRO, C. C. P. Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço TRIP 800: processo, microestrutura e propriedades. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2008.
- 12 GIRAULT, E., JACQUES, P., HARLET, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. *Materials Characterization*. Vol. 40, n. 2, p. 111-118. 1998.
- 13 GIRAULT, E., JACQUES, P., RATCHEV, P., VAN HUMBEECK, J., VERLINDEN, B., AERNOUDT, E. Study of the temperature dependence of the bainitic transformation rate in a multiphase TRIP-assisted steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275, p. 471-474. 1999.
- 14 JACQUES, P.J., GIRAULT, E., MERTENS, A., VERLINDEN, B., VAN HUMBEECK, J., DELANNAY, F. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ International*, Vol. 41, n. 9, p. 1068–1074. 2001

- 15 CULLITY, B.D., STOCK, S.R. Elements of X-ray Diffraction. 2nd Ed., Addison-Wesley Pub. Co., 1978.
- 16 BHADSHIA, H.K.D.H. Possible effects of stress on steel weld microstructures. Mathematical Modelling of Weld Phenomena. Institute of Materials, London, 1995, p. 71-118.
- 17 CIZEK, P., WYNNE, B.P., DAVIES, C.H.J., MUDDLE, B.C., HOGSON, P.D. Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low-carbon and ultralow-carbon microalloyed steels. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 33, p. 1331-1349. 2002.
- 18 HANLON, D.N., SIETSMA, J., VAN DER ZWAAG, S. The effect of plastic deformation of austenite on the kinetics of subsequent ferrite formation. ISIJ International. Vol. 41, n. 9, p. 1028-1036. 2001.
- 19 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. p. 2811-2816. 2002.
- 20 HONG, S.C., LIM, S.H., LEE, K.J., SHIN, D.H., LEE, K.S. Effect of undercooling of austenite on strain induced ferrite transformation behavior. ISIJ International, Vol. 43, n. 3, p. 394-399. 2003.
- 21 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. Vol. 194, p. 15-18. 1995.
- 22 BHADSHIA, H.K.D.H., KEEHAN, E., KARLSSON, L., ANDRÉN, H.-O. Coalesced bainite. Transactions of the Indian Institute of Metals. Vol. 59, p. 689-694. 2006.
- 23 KEEHAN, E., MURUGANANTH, M., KARLSSON, L., ANDRÉN, H.-O., BHADSHIA, H.K.D.H. New developments with C-Mn-Ni high strength steel weld metals - Part A. Microstructure. Welding Journal. p. 200s-210s. 2006.
- 24 BHADSHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. London : Institute of Materials, 2001.
- 25 LARN, R.H., YANG, J.R. The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformations in Fe-Mn-Si-C steels. Materials Science and Engineering A. Vol. 278, n. 1-2, p. 278-291. 2000.
- 26 LUO, H., ZHAO, L., KRUIJVER, S.O., SIETSMA, J., VAN DER ZWAAG, S. Effect of intercritical deformation on bainite formation in Al-containing TRIP steel. ISIJ International. Vol. 43, n. 8, p. 1219-1227. 2003.
- 27 JANDOVÁ, D., BERNÁŠEK, V., PATEROVÁ, H., KEŠNER, D. Microstructure and phase transformations in alloy steels and simulations of their processing. AEDS Workshop. Pilsen, República Tcheca. 2004.
- 28 KAPUTKINA, L.M., MOROZOVA, T.I., VLADIMIRSKAYA, T.K. Structure and properties of constructional steels after high-temperature thermomechanical isothermal working. Metal Science and Heat Treatment. Vol. 28, n. 3, p. 169-173. 1986.
- 29 WANG, J., VAN DER ZWAAG, S. Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 32, p. 1527-1539. 2001.
- 30 JIMENEZ-MELERO, E., VAN DIJK, N.H., SIETSMA, J., OFFERMAN, S.E., WRIGHT, J.P., VAN DER SWAAG, S. Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. Scripta Materialia. Vol. 56, p. 421-424. 2007.
- 31 FURNÉMONT, Q., KEMPF, M., JACQUES, P.J., GÖKEN, M., DELANNAY, F. On the measurement of nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. Materials Science and Engineering A. Vol. 328, 26-32. 2002.