



# EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS POR ATRITO COM PINO NÃO CONSUMÍVEL (SAPNC) DE AÇOS ALTA RESISTÊNCIA ISO 3138 X80M<sup>1</sup>

Davi Munhoz Benati<sup>2</sup>  
Tiago Felipe de Abreu Santos<sup>3</sup>  
Conrado Ramos Moreira Afonso<sup>4</sup>  
Ricardo Reppold Marinho<sup>5</sup>  
Marcelo Torres Piza Paes<sup>5</sup>  
Antônio José Ramirez<sup>6</sup>

## Resumo

A evolução microestrutural de juntas soldadas por SAPNC do aço de alta resistência ISO 3183 X80M (API 5L X80) foi avaliada com o intuito de otimizar a tenacidade à fratura das juntas. Chapas com 12 mm de espessura fabricadas pelo processo TMCP sem resfriamento acelerado foram soldadas com dois passes utilizando duas diferentes condições de soldagem, com aportes de calor diferenciados. As amostras retiradas das chapas soldadas foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica de varredura e transmissão. O processo mostrou-se eficaz, apresentado juntas consolidadas para ambas as condições adotadas. As análises revelaram microestruturas formadas por ferrita bainítica, austenita-martensita (A-M) e carbonetos dispersos na zona termicamente afetada, para as duas condições. A zona misturada da junta com maior aporte de calor também apresentou ferrita bainítica, A-M e carbonetos dispersos, resultando em excelentes valores de tenacidade à fratura (CTOD). Já a zona misturada junta com menor aporte de calor apresentou bainita superior degenerada, bainita superior, bainita coalescida, martensita e carbonetos dispersos, resultando em baixo valor de CTOD.

**Palavras-chave:** SAPNC; Aço ISO 3138 X80M; Evolução microestrutural.

## MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF HSLA ISO 3138 X80M FRICTION STIR WELDED JOINTS

### Abstract

The microstructural evolution of HSLA ISO 3183 X80M (API 5L X80) friction stir welded joints was evaluated with the goal of optimizing the joints fracture toughness. 12 mm thick plates fabricated using TMCP without accelerated cooling were welded with two passes using two different welding parameters with differentiated heat-inputs. Optical microscopy, and scanning and transmission electron microscopy where used for the characterization. Both used parameters produced consolidated welded joints. The observed microstructures where formed by ferritic bainite, martensite-austenite (M-A), and dispersed carbides for both welding conditions. The higher heat-input stir zone also presented ferritic bainite, M-A, and dispersed carbides, providing excellent fracture toughness (CTOD). On the other hand, the lower heat-input stir zone presented degenerated upper bainite, upper bainite, coalesced bainite, M-A, and dispersed carbides, with low CTOD values.

**Key words:** FSW; ISO 3138 X80M steel; Microstructural evolution.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Mestre, Engenheiro Mecânico – Laboratório Nacional de Luz Síncrotron

<sup>3</sup> Doutorando em Engenharia Mecânica, Físico – Laboratório Nacional de Luz Síncrotron

<sup>4</sup> Doutor, Engenheiro de Materiais – Laboratório Nacional de Luz Síncrotron

<sup>5</sup> Mestre, Engenheiro Metalurgista – PETROBRAS/CENPES

<sup>6</sup> Doutor, Engenheiro Mecânico – Laboratório Nacional de Luz Síncrotron



## 1 INTRODUÇÃO

A soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC) ou *Friction Stir Welding* (FSW) é um processo de soldagem no estado sólido com diversas vantagens, tais como baixas distorções e excelente reprodutibilidade, com um enorme potencial para aplicações críticas envolvendo ligas com alto ponto de fusão, como os aços. Uma ferramenta não consumível, constituída de um pino e um ombro, é rotacionada e forçada a penetrar na junta, estabelecendo um determinado grau de amolecimento do material pelo seu aquecimento, forçando assim a mistura no estado sólido dos materiais dos dois lados da junta, gerando continuidade ao longo da mesma. Posteriormente a ferramenta é deslocada ao longo da junta permitindo a união dos componentes. Trata-se de uma técnica com ganhos em eficiência energética, segura para o meio ambiente e versátil quando comparada com os métodos de soldagem convencionais envolvendo fusão. Baixa distorção e excelente acabamento superficial podem ser obtidos a custo relativamente baixo. Adicionalmente, no caso dos aços os problemas associados à fragilização por hidrogênio são minimizados devido a se tratar de um processo no estado sólido.<sup>(1,2)</sup>

A evolução microestrutural de juntas soldadas por SAPNC do aço de alta resistência ISO 3183 X80M (API 5L X80) foi avaliada com o intuito de otimizar a tenacidade à fratura das juntas. O aço utilizado foi fabricado pelo processo TMCP sem resfriamento acelerado. Para tal, foi realizado um estudo detalhado visando entender a influência da velocidade rotacional e da velocidade de avanço na microestrutura formada e no desempenho final da junta a topo. Diversas técnicas de caracterização foram empregadas para avaliar o material submetido à soldagem, e abrangeram caracterizações morfológicas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Ensaios de tenacidade à fratura (CTOD) foram realizados para avaliação da tenacidade à fratura das juntas soldadas. Finalmente, foi estabelecida a relação entre as microestruturas obtidas e o desempenho à fratura para cada condição de soldagem.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho foi estudado o aço ISO 3183 X80M de baixo carbono, microligado ao Nb, V e Ti, conforme mostra a Tabela 1. Este aço foi fabricado pelo processo termomecânico TMCP (*Thermomechanically Controlled Processing*), sem resfriamento acelerado e laminado em chapa até a espessura de 19 mm.

**Tabela 1.** Composição química (wt%) do aço ISO 3183 X80M

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Carbono equivalente (CE)* 0,17
0,05	1,76	0,17	0,016	0,002	0,035	0,066	0,025	
Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	N	B	Ca	
0,016	0,02	0,02	0,15	0,20	0,0059	0,003	0,003	

$$*CE = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Si}{43} + \frac{(Ni + Cr)}{28} + \frac{Mo}{22}, \text{ segundo critério da norma API 1104}^{(3)}$$

Chapas de 500 mm de comprimento x 90 mm de largura x 12 mm de espessura foram soldadas a topo por SAPNC. Estas placas foram usinadas de 19 mm de espessura para 12 mm com o cuidado de manter o bandeamento das placas no centro das mesmas. As juntas soldadas foram executadas na direção normal à

direção de laminação da chapa. Soldas por atrito com pino de dois passes em ambos os lados das placas foram feitas em uma máquina de soldagem por atrito com pino TTI<sup>®</sup>, que permite controle de posição e de força axial durante a soldagem. Forças axiais entre 28 e 33 kN foram necessárias para produzir juntas consolidadas usando uma ferramenta de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN). As especificações da ferramenta e as condições de soldagem são apresentadas na Tabela 2. Velocidades de soldagem foram limitadas para manter as forças na direção de soldagem abaixo de 5 kN, a fim de estender a vida da ferramenta.

**Tabela 2.** Características da ferramenta e parâmetros de soldagem utilizados nos experimentos.

Ferramenta (mm)		Parâmetros de soldagem		
Diâmetro do ombro	Comprimento do pino	Vel. rotação – vr (rpm)	Vel. soldagem – vs (mm/min)	vs/vr (mm/rev)
25	6	500	100	0,20
		350		0,29

Para a caracterização microestrutural foram extraídas seções transversais à direção de soldagem. Os corpos de prova, preparados de maneira convencional para análise metalográfica (lixamento com lixa d'água até grão 2000 e polimento com pasta de diamante até 1 µm), foram avaliadas utilizando as técnicas de microscopia óptica, eletrônica de varredura e transmissão por meio de um microscópio óptico Olympus BX-51M acoplado com o software de análise de imagens PAX-it!, um microscópio eletrônico de varredura JSM-5900-LV e um microscópio eletrônico de transmissão JEM-2100. Para as análises via MO e MEV cada amostra foi atacada segundo procedimento descrito por Alé *et. al.*<sup>(4)</sup> de forma a destacar a presença do constituinte austenita-martensita (A-M) na microestrutura da amostra.

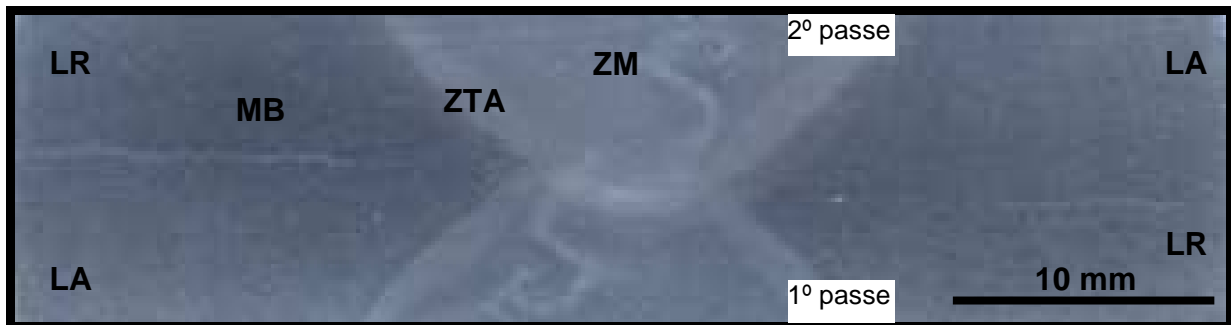
A tenacidade à fratura das juntas foi avaliada usando o método de deslocamento crítico de abertura da ponta da trinca (CTOD) de acordo com a norma ASTM E1290.<sup>(5)</sup> O formato dos corpos de prova de CTOD utilizados foi o de flexão em três pontos (SE(B)) com entalhe através da espessura, de acordo com norma ASTM E1820.<sup>(6)</sup> A orientação da trinca para as soldas transversais à direção de laminação é L-T, onde a trinca se propaga na direção da solda. A espessura de 12 mm foi escolhida em função da espessura das placas soldadas por FSW. Os ensaios de CTOD foram realizados a 25°C em uma máquina universal de ensaios mecânicos MTS com capacidade de 10 toneladas. A pré-trinca de fadiga foi gerada utilizando carga de 7 kN e o seu tamanho médio variou entre 12 mm e 13 mm. O intervalo de confiança das medições foi adotado como sendo 95%.

### 3 RESULTADOS

A Figura 1 ilustra a macrografia da seção transversal da junta soldada correspondente aos parâmetros 500 rpm – 100 mm/min. A junta é composta por três regiões distintas denominadas como metal de base (MB), zona afetada (ZTA) e zona misturada (ZM). Não houve evidência da zona termomecânica afetada (ZTMA) em nenhuma das condições avaliadas neste estudo, uma vez que houve completa recristalização que eliminou as bandas de deformação típicas da ZTMA no processo de SAPNC, além, das transformações de fase inerentes ao aço que acabam apagando a história do processamento termomecânico sofrido em temperatura elevada. As letras LA e LR fazem referência aos lados de avanço e retrocesso, respectivamente, para cada um dos passes de solda, o primeiro na parte de baixo

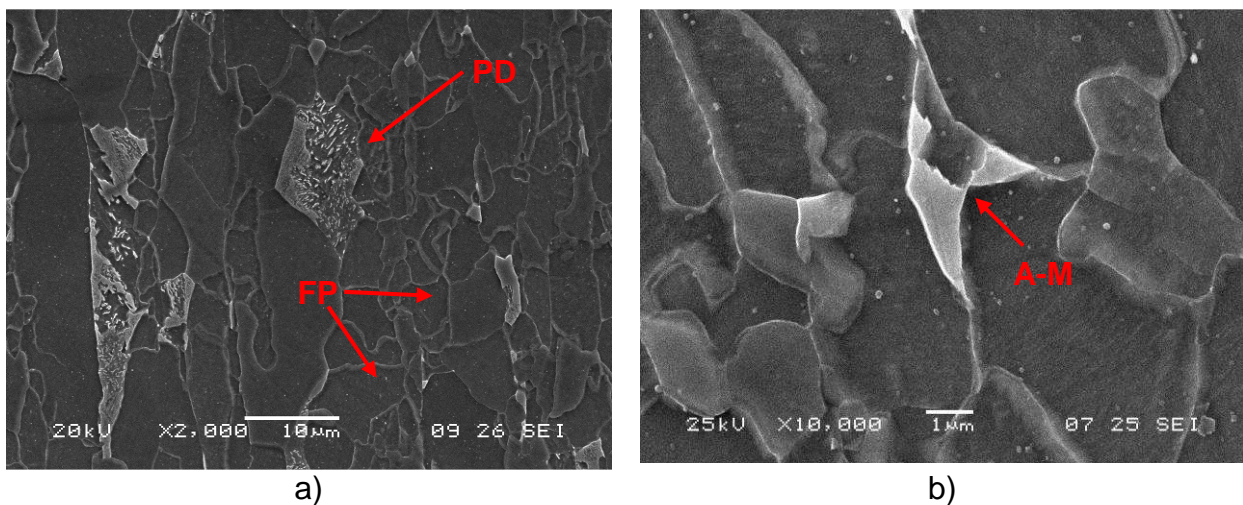


da figura e o segundo na parte superior da macrografia, indicados por 1º e 2º passe, respectivamente.



**Figura 1.** Macrografia da junta soldada indicando diversas regiões da solda. Imagem de microscopia óptica. Ataque Nital 2%.

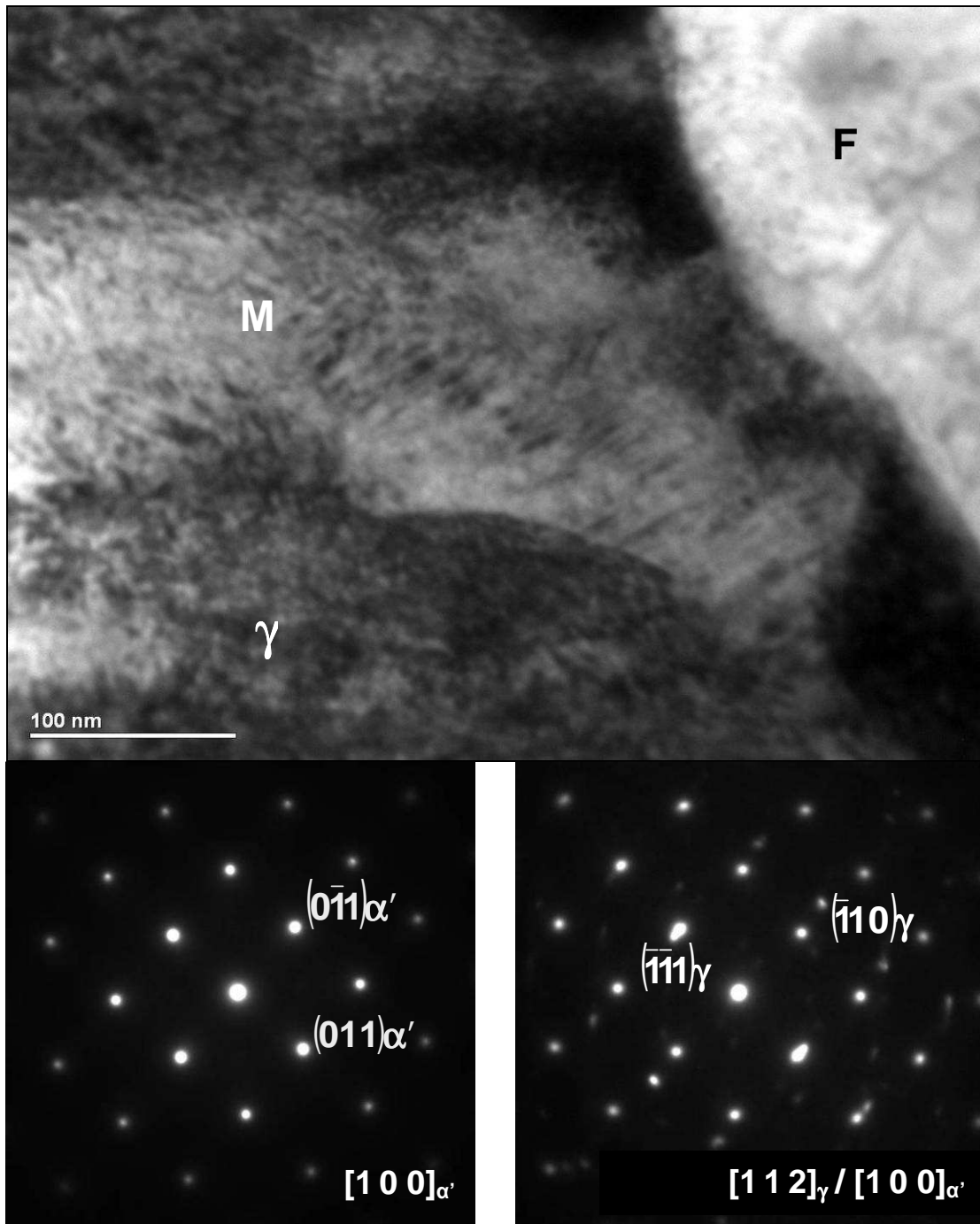
A seguir são apresentados detalhes da microestrutura do aço ISO 3183 X80M na condição como-recebido, que corresponde ao metal de base. Este apresenta uma estrutura de laminação composta por bandas de ferrita poligonal (FP), colônias de perlita degenerada (PD)<sup>(7)</sup> e uma pequena fração do constituinte A-M disposto entre grãos de ferrita poligonal. A Figura 2 mostra a estrutura do metal de base, evidenciando a presença dos diversos constituintes supracitados, como o constituinte A-M destacado na Figura 2b.



**Figura 2.** Microestrutura do aço ISO 3183 X80M: a) Metal de base composto de ferrita poligonal (FP), perlita degenerada (PD) e constituinte A-M, destacando em b) constituinte A-M. Imagens de elétrons secundários no MEV. Ataque Le-Pera modificado.

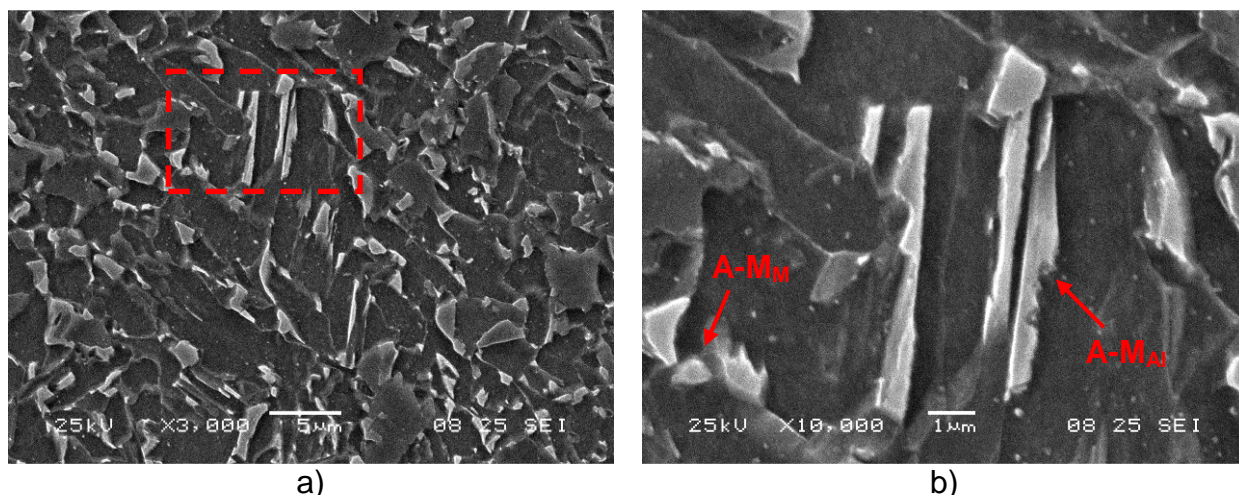
A Figura 3 traz uma imagem do constituinte A-M encontrado no metal de base, destacando os padrões de difração de elétrons de área selecionada (SADP) das fases martensita ( $Fe-\alpha'$ ) e austenita ( $Fe-\gamma$ ).





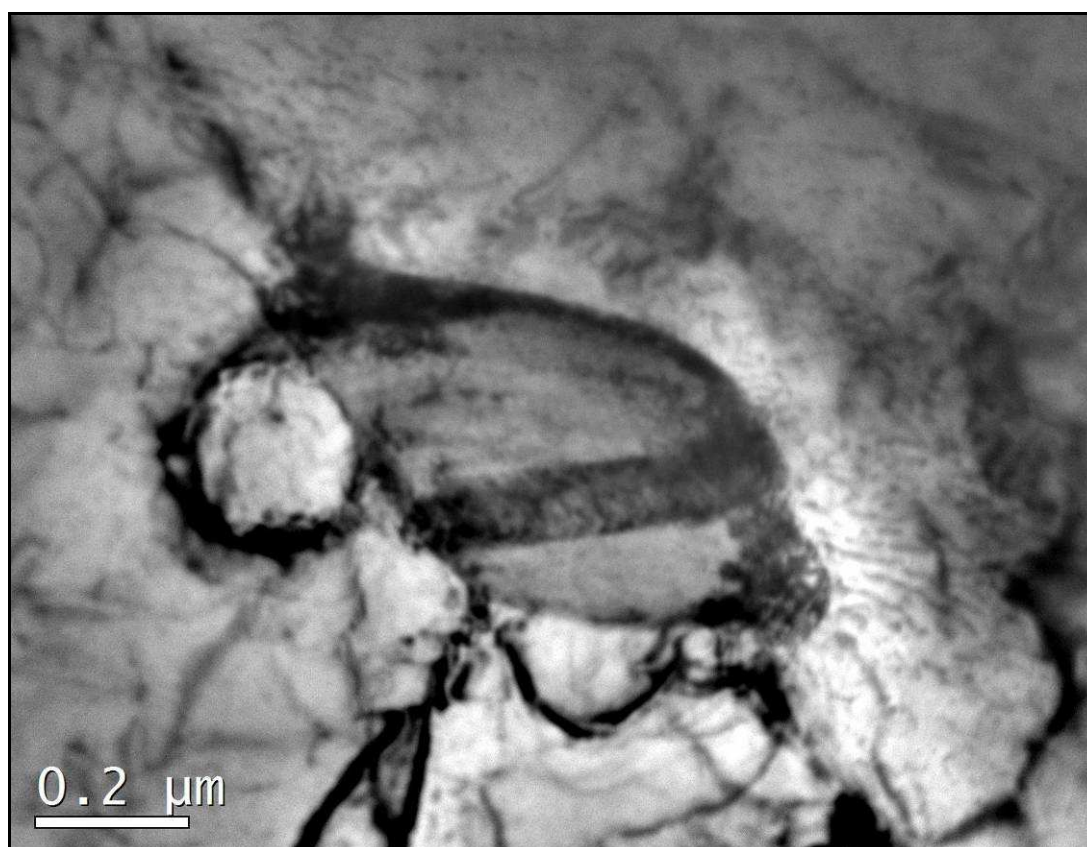
**Figura 3.** Imagem de campo claro (BF) de MET mostrando constituinte A-M no metal de base. Os padrões de difração de elétrons de área selecionada (SADP) destacam as fases martensita (Fe- $\alpha'$ ) no eixo de zona  $[110]$  e austenita (Fe- $\gamma$ ) no eixo de zona  $[112]$ , indicando uma possível relação de orientação  $[112]_{\gamma} // [100]_{\alpha'}$  com  $(0\bar{1}1)_{\gamma} // (\bar{1}10)_{\alpha'}$ .

A Figura 4 ilustra a morfologia da zona termicamente afetada (ZTA) já junta soldada usando os parâmetros 500 rpm – 100 mm/min, mostrando uma morfologia composta por grãos de ferrita bainítica (FB), constituinte A-M e carbonetos dispersos. A estrutura formada pela ferrita bainítica e o A-M caracterizam uma estrutura de bainita granular (BG)<sup>(8)</sup>. Neste caso, os constituintes A-M encontrados na ZTA foram do tipo alongado (A-M<sub>A</sub>) e massivo (A-M<sub>M</sub>), como destaca a Figura 4b.



**Figura 4.** Microestrutura da junta processadas utilizando os parâmetros 500 rpm – 100 mm/min: a) Zona termicamente afetada (ZTA), composta de ferrita bainítica (FB), constituinte M-A e carbonetos dispersos, destacando em b) o constituinte M-A massivo ( $M-A_M$ ) e alongado ( $M-A_{Ai}$ ). Imagens de elétrons secundários no MEV. Ataque Le-Pera modificado.

A Figura 5, obtida por microscopia eletrônica de transmissão, mostra detalhes da estrutura de A-M em meio à matriz ferrítica da condição 500 rpm – 100 mm/min, caracterizando a morfologia de bainita granular (BG).

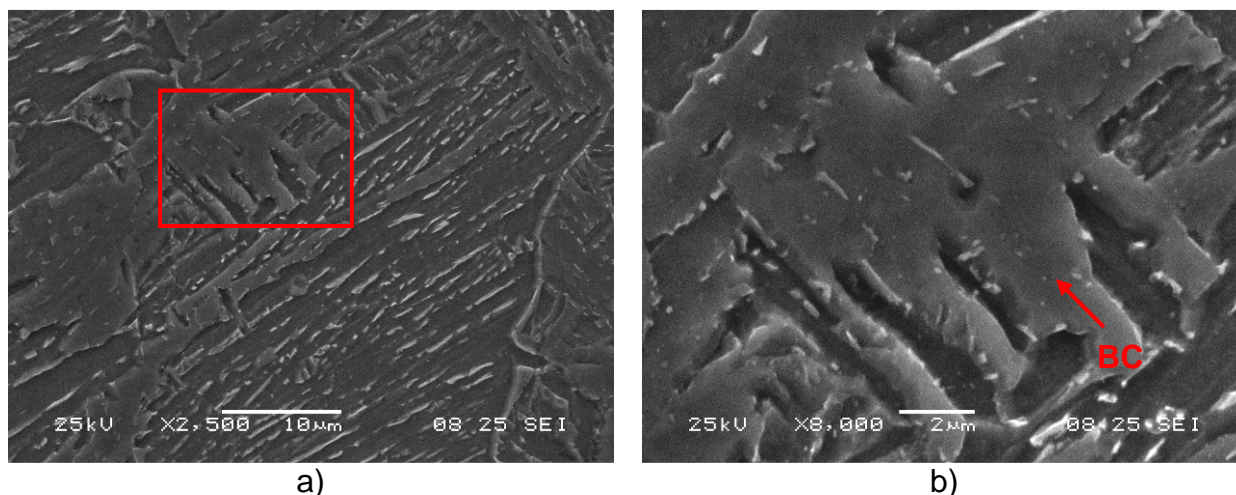


**Figura 5.** Imagem de campo claro (BF) de MET mostrando constituinte A-M em matriz de ferrita bainítica, formando estrutura de bainita granular (BG) na zona termicamente afetada da junta processada utilizando os parâmetros 500 rpm – 100 mm/min.

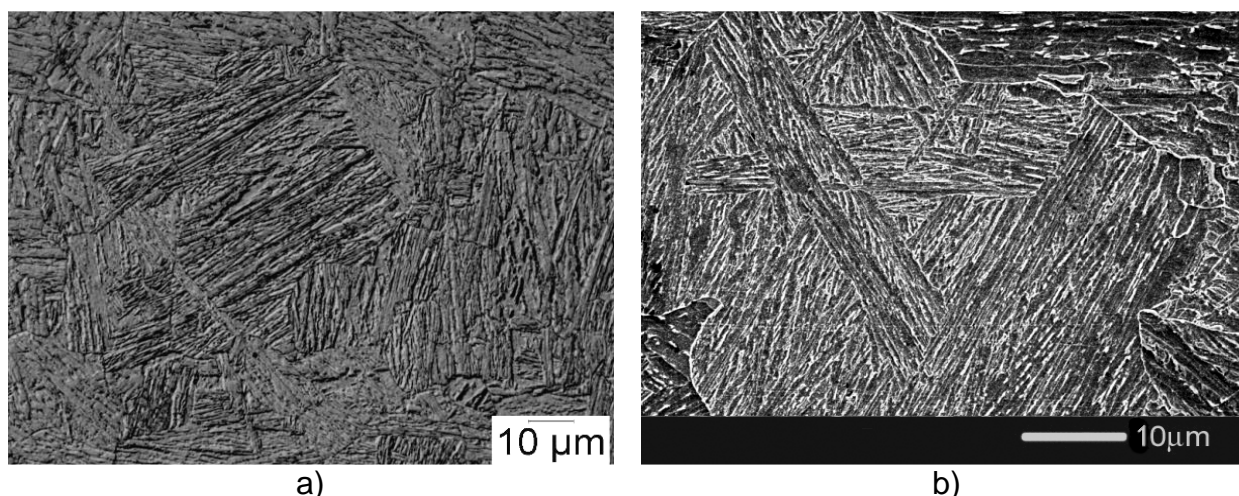
A Figura 6 mostra a estrutura da zona misturada da junta soldada 500 rpm – 100 mm/min, onde se observa preponderantemente carbonetos e estruturas



bainíticas; nota-se, na Figura 6b, a presença de uma morfologia denominada bainita coalescida (BC), para a qual se observa grãos de ferrita com carbonetos distribuídos em seu interior.<sup>(9)</sup> A zona misturada apresentou microestruturas bainíticas tais como bainita superior, bainita superior degenerada (BSD)<sup>(8)</sup> e bainita coalescida (BC), além de uma pequena fração de martensita, apresentada na Figura 7, presente nas zonas de máxima dureza da amostra.



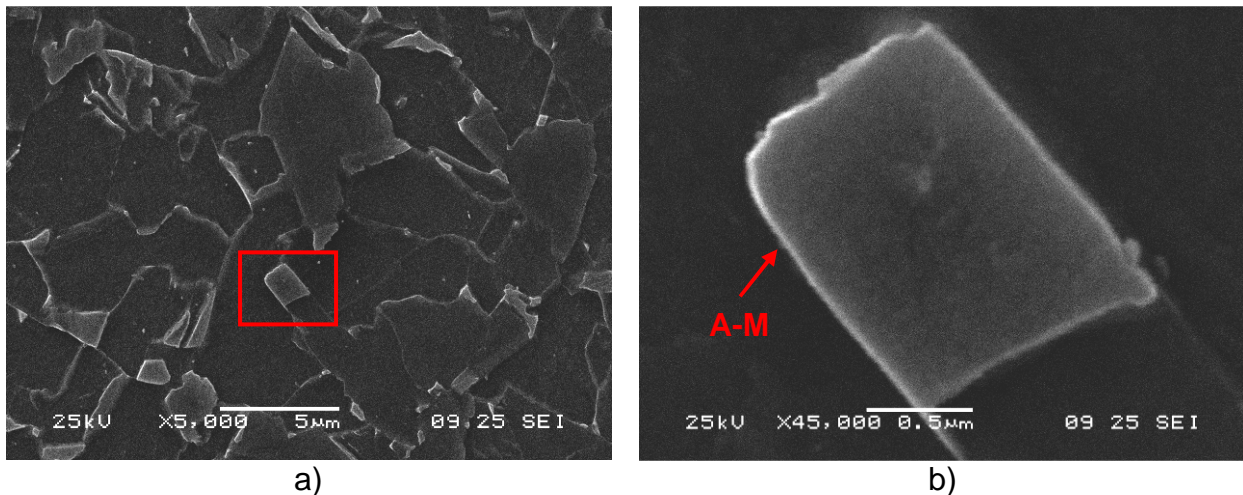
**Figura 6.** Microestrutura da junta 500 rpm – 100 mm/min: a) Zona misturada (ZM), composta de estruturas bainíticas e bainita coalescida, destacando em b) grão de bainita coalescida. Imagens de elétrons secundários no MEV. Ataque Le-Pera modificado.



**Figura 7.** Microestrutura da junta 500 rpm – 100 mm/min mostrando estrutura martensítica observada na região de máxima dureza: a) Microscopia óptica apresentando grãos martensíticos; b) estrutura martensítica típica (imagem de elétrons secundários no MEV). Ataque Le-Pera modificado.

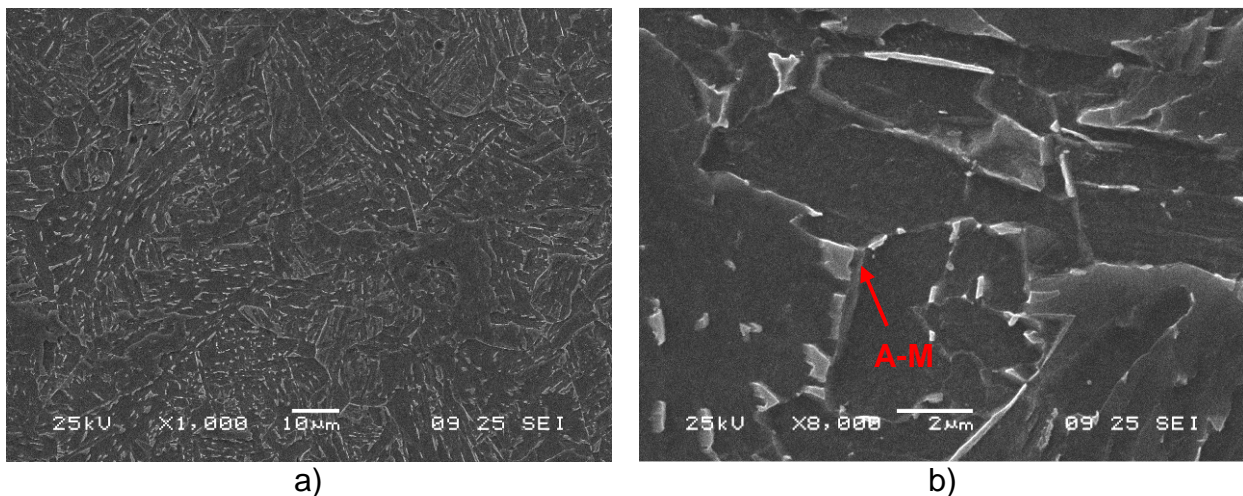
As Figuras 8 e 9 ilustram a morfologia das zonas termicamente afetada (ZTA) e misturada (ZM), respectivamente, da amostra 350 rpm – 100 mm/min. A Figura 8 mostra uma morfologia composta por grãos de ferrita bainítica (FB), constituinte A-M e carbonetos dispersos, caracterizando uma estrutura de bainita granular, analogamente ao observado para a condição 500 rpm – 100 mm/min na zona termicamente afetada. Para a ZTA da amostra 350 rpm – 100 mm/min, há grande predominância do constituinte M-A com morfologia massiva.





**Figura 8.** Microestrutura da junta 350 rpm – 100 mm/min: a) Zona termicamente afetada (ZTA), composta de ferrita bainítica e constituinte A-M, destacando em b) o constituinte A-M. Imagens de elétrons secundários no MEV. Ataque Le-Pera modificado.

A Figura 9 mostra a estrutura da zona misturada da solda, onde se observa novamente a presença de bainita granular, composta por grãos de ferrita bainítica permeados pelo constituinte A-M, e carbonetos dispersos – vale então destacar que para a condição 500 rpm – 100 mm/min a morfologia encontrada para a ZM é constituída de bainita superior, bainita superior degenerada e bainita coalescida, ao invés da bainita granular presente na ZM da condição 350 rpm – 100 mm/min.



**Figura 9.** Microestrutura da junta 350 rpm – 100 mm/min: a) Zona misturada (ZM), composta de ferrita bainítica, constituinte M-A e carbonetos dispersos, destacando em b) o constituinte A-M. Imagens de elétrons secundários no MEV. Ataque Le-Pera modificado.

A Tabela 3 traz um resumo das microestruturas encontradas para cada região de interesse das amostras, bem como o valor de CTOD associado a cada uma delas. De acordo com a norma DNV-OS-F101,<sup>(10)</sup> que estabelece como 0,15 mm o valor mínimo de CTOD para materiais desta classe em aplicações *off-shore*, exceção feita à ZM da amostra 500 rpm – 100 mm/min, todas os demais ensaios de CTOD suplantaram em muito o valor recomendado pela norma, denotando excelente desempenho mecânico das juntas soldadas.



**Tabela 3.** Resumo das principais microestruturas encontradas nas zonas de soldagem das amostras avaliadas

Amostra	Região da junta soldada (microestruturas)			CTOD médio (mm)	
	MB	ZTA	ZM	ZTA	ZM
500 rpm 100 mm/min	FP + PD + A-M	BG (FB + A-M) + C	BSD + BS + BC + M + C	0,81	0,14
350 rpm 100 mm/min			BG (FB + A-M) + C	0,74	0,58

FP – Ferrita poligonal  
 PD – Perlita degenerada  
 A-M – Constituinte austenita-martensita  
 BG – Bainita granular  
 FB – Ferrita bainítica  
 C – Carbonetos dispersos ( $Fe_3C$ )  
 BSD – Bainita superior degenerada  
 BS – Bainita superior  
 BC – Bainita coalescida  
 M – Martensita

#### 4 DISCUSSÃO

O metal de base apresentou morfologia composta por ferrita poligonal, perlita degenerada e o constituinte A-M. Segundo Shanmugam<sup>(7)</sup> a perlita degenerada nucleia na temperatura de transformação entre perlita normal e bainita superior. A degeneração das lamelas é atribuída à difusão insuficiente do carbono para desenvolver lamelas contínuas. O ataque Le-Pera, adaptado por Alé *et. al.*<sup>(4)</sup> permitiu visualizar com bastante clareza o constituinte A-M através de microscopia óptica e eletrônica de varredura, tornando-se assim um poderoso aliado na caracterização do material em estudo.

As ZTA's das duas condições avaliadas apresentaram morfologias bastante semelhantes, compostas majoritariamente por bainita granular (ferrita bainítica e constituinte A-M). Bangaru *et al.*<sup>(8)</sup> identificou a estrutura da bainita granular (BG) para aços alta resistência baixa liga API X80, identificando os componentes ferrita bainítica, ou ferrita acicular, e austenita-martensita como integrantes do constituinte BG. Tal semelhança morfológica entre as ZTA's das duas condições, aliada aos valores bastante similares de CTOD, permite concluir que tais características microestruturais são preponderantes para o bom desempenho nos ensaios de tenacidade à fratura.

A ZM do parâmetro 350 rpm – 100 mm/min apresentou também uma microestrutura formada por bainita granular e carbonetos dispersos, apresentando valores de CTOD próximos aos encontrados para as ZTA's – tais características apontam novamente para o efeito benéfico que tal morfologia traz para o comportamento mecânicos dos aços ISO 3183 X80M durante ensaios de tenacidade à fratura.

Já a ZM da amostra 500 rpm – 100 mm/min apresentou uma microestrutura formada por estruturas bainíticas e carbonetos dispersos, além de uma pequena fração de martensita presente nas zonas de maior dureza, sendo que as estruturas bainíticas encontradas correspondem à bainita coalescida (BC), bainita superior (BS) e bainita superior degenerada (BSD), fases com propriedades de tenacidade à fratura bastante inferiores quando comparadas às microestruturas observadas nas demais zonas de soldagem. A bainita superior é um constituinte prejudicial à tenacidade do material, e os valores de tenacidade indicados por essa amostra corroboram esta observação. A morfologia denominada bainita coalescida (BC), para a qual se observa grãos de ferrita com carbonetos distribuídos em seu interior, tem sido reportada em zonas soldadas de aços de alta resistência, e seu efeito apontado como deletério para a tenacidade do material.<sup>(9)</sup> A maior deformação imposta pela

condição de soldagem 500 rpm – 100 mm/min em relação à condição 350 rpm – 100 mm/min deve ter sido a principal causa do surgimento destas estruturas bainíticas danosas às propriedades mecânicas da junta.

De maneira geral, a tenacidade à fratura da zona misturada decresceu com o aumento da velocidade de rotação durante a soldagem, o que significa dizer que a tenacidade à fratura na ZM diminuiu com o aumento do aporte de calor na junta soldada. Este aumento do aporte térmico traz mudanças microestruturais nas amostras, associadas a diferentes históricos termomecânicos, conforme discutido. A ZM da amostra 500 rpm – 100 mm/min apresentou tenacidade abaixo da recomendada pela norma DNV-OS-F101, desqualificando tal parâmetro de soldagem, ao passo que a amostra 350 rpm – 100 mm/min resultou valores de CTOD muito superiores ao recomendado, configurando excelentes propriedades mecânicas.

Conforme observado por Bott *et. al.*,<sup>(11)</sup> a presença de A-M na microestrutura da junta soldada já fora reportada na literatura como causa principal para queda da tenacidade à fratura do material; contudo, tal efeito parece não depender tão somente da fração volumétrica do A-M na microestrutura, mas sim de fatores como morfologia, tamanho e distribuição na matriz – para as ZTA's e ZM da junta 350 rpm – 100 mm/min, características como a ausência de interconexões entre as partículas de A-M, seu reduzido tamanho (variando entre 1 µm a 5 µm, majoritariamente) e a presença predominante das partículas na forma massiva justificam fortemente o aumento na tenacidade a fratura do material observado nos ensaios de CTOD.

## 5 CONCLUSÃO

As análises realizadas neste estudo permitiram a obtenção de juntas consolidadas soldadas por atrito com pino não consumível, com excelentes propriedades mecânicas para diversas condições de velocidade de soldagem (velocidade de avanço). Sendo assim, as principais conclusões deste trabalho foram:

- juntas consolidadas com excelentes propriedades mecânicas foram obtidas através do processo de soldagem por atrito com pino não consumível de chapas do aço ISO 3183 X80M (API 5L X80) com 12 mm de espessura. Duas juntas com diferentes aportes térmicos foram produzidas, a saber, 500 rpm – 100 mm/min e 350 rpm – 100 mm/min;
- o metal de base apresentou uma microestrutura formada por ferrita poligonal, perlita degenerada e o constituinte austenita-martensita (A-M). As análises microestruturais indicaram a presença de ferrita bainítica, austenita-martensita e carbonetos dispersos nas zonas termicamente afetadas (ZTA) em geral, enquanto que a zona misturada (ZM) apresentou, para a condição 350 rpm – 100 mm/min, estrutura parecida com a ZTA, composta por ferrita bainítica, austenita-martensita e carbonetos dispersos, e para a condição 500 rpm – 100 mm/min, estruturas bainíticas identificadas como bainita superior degenerada, bainita superior e bainita coalescida, além de carbonetos dispersos e martensita exclusivamente nas regiões de maior dureza da ZM;
- ensaios de tenacidade à fratura demonstraram um grande desempenho das juntas soldadas, com valores bastante acima dos recomendados segundo a norma de aplicação para materiais desta classe; contudo, a zona misturada da junta 500 rpm – 100 mm/min apresentou tenacidade à fratura moderada, não atendendo a norma, fato explicado pela presença de uma morfologia



composta por microconstituintes deletérios, com predomínio de estruturas bainíticas como bainita superior, superior degenerada e coalescida.

## **Agradecimentos**

Os autores gostariam de agradecer o apoio técnico e ou financeiro da Petrobras, FINEP, TenarisConfab, FAPESP, CNPEM/LNLS e FEM/UNICAMP, além da Profa. Dra. Ivani de Souza Bott pela grande ajuda na compreensão das estruturas presentes nas diversas juntas soldadas deste trabalho.

## **REFERÊNCIAS**

- 1 THOMAS, W.M.; NICHOLAS, E.D. Friction Stir Welding for the Transportation Industries, *Materials and Design*, v.18, p.269-273, 1997.
- 2 MISHRA, R.S.; MA, Z.A. Friction Stir Welding and Processing, *Materials Science and Engineering R*, v.50, p.1-78, 2005.
- 3 AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. *Welding of Pipelines and Related Facilities*, API Standard 1104, 20<sup>th</sup> Ed., 2005.
- 4 ALÉ, R.M.; REBELLO, J.M.A.; CHARLIER, J. A Metallographic Technique for Detecting Martensite-Austenite Constituents in the Weld Heat Affect Zone of Micro-Alloyed Steel. *Materials Characterization*, p. 89-93, 1996.
- 5 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, ASTM E1290, 1997.
- 6 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, ASTM E1820, 1997.
- 7 SHANMUGAM, S.; MISRA, R.D.K.; HARTAMANN, J.; JANSTO, S.G. Microstructure of High Strength Niobium-Containing Pipeline Steel, *Materials Science Engineering A*, v.441, p.215-229, 2006.
- 8 BANGARU, N.V.; FAIRCHILD, D.P.; MACIA, M.L.; KOO, J.U.; OZEKICIN, A. Microstructural Aspects of High Strength Pipeline Girth Welds, *Proceedings of 4<sup>th</sup> International Pipeline Technology Conference*, Ostend, Belgium, p.789-808, 2004.
- 9 KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; BHADESHIA, H.K.D.H.; THUVANDER, M. Three-Dimensional Analysis of Coalesced Bainite Using Focused Ion Beam Tomography, *Materials Characterization*, p.877-882, 2008.
- 10 DET NORSKE VERITAS. *Offshore Standard DNV-OS-F101, Submarine Pipelines Systems*, Janeiro, 2000.
- 11 BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G.; TEIXEIRA, J.C.G.; RIOS, P.R. High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.36A, p.443-454, 2005.