

# AVALIAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE SOLDAS DE REVESTIMENTO MIG<sup>1</sup>

Fábio Luis Castro Marinho<sup>2</sup>  
Frank Leslie Peres Quintana<sup>3</sup>  
Arildoma Lobato Peixoto<sup>4</sup>  
Alderí Pantoja Fernandes<sup>5</sup>  
Carlos Alberto Mendes da Mota<sup>6</sup>  
Eduardo de Magalhães Braga<sup>7</sup>

## Resumo

Revestimentos de aço inoxidável AISI 309L foram depositados sobre substratos de aço inoxidável UNS S304. A corrente média de soldagem dos processos MIG pulsado e MIG convencional foi variada em três níveis (165, 175 e 185A), mantendo-se constantes a tensão e a velocidade de soldagem. A microestrutura dos depósitos foi revelada através de ataque químico e o percentual de fração volumétrica de ferrita foi medido em seis pontos distintos da seção transversal dos revestimentos. Três perfis de microindentações foram realizados desde a base da chapa até o topo de revestimento, de modo a se avaliar o comportamento da dureza ao longo da seção. Os resultados mostraram que para as condições experimentadas, as morfologias de ferrita presentes na microestrutura foram a vermicular e em placas, sendo que estas morfologias indicam que o modo de solidificação foi ferrita-austenita (FA). A ferrita em placas teve sua formação nas zonas de interface (zona de ligação e linha de sobreposição entre cordões). As alterações nos parâmetros de soldagem não foram suficientes para provocar variações significativas no percentual de ferrita. As regiões de interface e as proximidades da superfície do revestimento apresentaram teores de ferrita menores que as regiões centrais. O número de ferrita calculado a partir das medições da fração de ferrita apresentou um desvio de 5 FN (Ferrite Number) em relação ao valor estimado pelo diagrama WRC 1992, estando este desvio dentro do previsto pela norma (4 a 8 FN). O perfil de dureza mostrou que esta propriedade tendeu a diminuir quando se avançou da base do substrato para o topo do revestimento, podendo este comportamento ser atribuído à menor quantidade de ferrita retida no metal de base.

**Palavras-chave:** Morfologia da ferrita; Fração volumétrica; Perfil de dureza.

## EVALUATION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEEL CLADDINGS DEPOSITED WITH THE GMAW PROCESS

### Abstract

Cladding of stainless steel plates was carried out using the GMAW (Gas Metal Arc Welding) process and an austenitic stainless steel of specification AISI 309L, as filler metal. Three levels of mean current (165, 175 and 185A) were experimented for both pulsed and conventional GMAW processes. Voltage and traveling speed were held constant. The microstructure of the welds was revealed through chemical etching and the percent of ferrite volume fraction was measured in six different points of the cross section of the deposits. Three lines of micro-indentations vertically disposed were performed, with the purpose of evaluating the behavior of hardness within the section of the samples. The results showed that for all the experiments, the ferrite morphologies were vermicular and lacy, which are an indication of FA (ferrite-austenite) solidification sequence. The formation of lacy ferrite was observed in the interface regions, such as the interactive layer (formed between the substrate and the cladding) and the superposition line (formed between adjacent beads). The changes in welding parameters experimented in this work, were not enough to causing significant variation in ferrite content. This content was shown to be higher in the center of the beads then in the other parts, and the ferrite number (FN) calculated from the measurements of volume fraction, presented a deviation of 5 FN in comparison to the predicted through the WRC diagram. The hardness was decreased as it was advanced from the substrate to the top of the cladding. This behavior can be explained by the lower content, as well as the lamellar disposition of ferrite within the substrate.

**Key words:** Ferrite morphology; Volume fraction; Microhardness.

<sup>1</sup> Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

<sup>2</sup> Graduando UFPA/CT/DEM – e-mail: [marinho.ufpa@gmail.com](mailto:marinho.ufpa@gmail.com)

<sup>3</sup> Professor Msc. CIABA/PA – e-mail: [frankles49@hotmail.com](mailto:frankles49@hotmail.com)

<sup>4</sup> Mestrando UFPA – e-mail: [arildoma@gmail.com](mailto:arildoma@gmail.com)

<sup>5</sup> Graduando UFPA/CT/DEM – e-mail: [alderi.ufpa@gmail.com](mailto:alderi.ufpa@gmail.com)

<sup>6</sup> Professor Dr. UFPA/CT/DEM e CEFET/PA – e-mail: [cmota@ufpa.br](mailto:cmota@ufpa.br)

<sup>7</sup> Professor Dr. UFPA/CT/DEM – e-mail: [edbraga@ufpa.br](mailto:edbraga@ufpa.br)

## INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados na soldagem de revestimento por serem estes, dentre os inoxidáveis, os de maior resistência à corrosão e ao desgaste. Entretanto, essas características podem ser prejudicadas pelas condições sob as quais ocorre o processo de solidificação. O estudo microestrutural pode ser empregado para estimar os efeitos finais da composição química e dos fatores operacionais, como o aporte térmico, sobre as propriedades de interesse nos revestimentos. Esta avaliação microestrutural vem desempenhando um importante papel na indústria, em grande parte devido aos avanços ocorridos na microscopia e ao seu menor custo, em comparação com outros métodos de avaliação das propriedades dos materiais. Inúmeros estudos relacionados às características das fases presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis, têm sido propostos como uma base de dados para comparação e avaliação dos resultados obtidos.

Rajasekhar et al.,<sup>(1)</sup> afirmam que os aços austeníticos têm grande susceptibilidade às trincas de solidificação, devido principalmente à escassez de ferrita em sua microestrutura. Porém, a presença desta fase, dizem os autores, deteriora as propriedades corrosivas do aço e reduz a sua dureza. Para uma estrutura bifásica, como a resultante da soldagem dos aços austeníticos, Mondenesi<sup>(2)</sup> alerta que as diferenças de estrutura e composição química entre a ferrita e a austenita, podem resultar na formação de células galvânicas localizadas devendo, portanto, ser limitada a quantidade de ferrita na zona fundida. Ainda com relação às trincas de solidificação, Guedes e Padilha<sup>(3)</sup> relatam que a seqüência de solidificação tem maior significância sobre a resistência às trincas, que propriamente o conteúdo de ferrita retido na matriz dos aços austeníticos. Esta seqüência de solidificação por sua vez, pode ser deduzida a partir do estudo morfológico da ferrita presente na microestrutura.<sup>(4)</sup>

A resistência ao desgaste também se encontra no grupo das propriedades fortemente dependentes da microestrutura,<sup>(3)</sup> sendo esta característica avaliada neste trabalho através do perfil de dureza na seção transversal dos revestimentos. A concentração dos microconstituintes bem como seus aspectos morfológicos, foram avaliados na zona de ligação (substrato-revestimento), na interface formada pela sobreposição entre os cordões e na região central dos mesmos.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Revestimentos de aço inoxidável austenítico da classe AWS ER309L foram depositados sobre chapas laminadas de aço UNS S30400. O processo MIG no modo pulsado (MIGP) e convencional (MIGC) foi empregado em corrente contínua com eletrodo negativo (CCEN). A velocidade de soldagem ( $V_s$ ) foi mantida constante e igual a 20 m/min, variando-se a corrente média ( $I_m$ ) em três níveis (conforme especificado na Tabela 1). Também foi mantido constante o diâmetro do eletrodo (0,2 mm), a distância bico de contato à peça (20 mm) e o fluxo do gás de proteção (15 l/min). Com o objetivo de manter-se a estabilidade do arco e atender as recomendações da literatura, foi aplicada como atmosfera de proteção uma mistura de argônio com 2% de oxigênio. Os passes foram depositados em sobreposição de 30%, recobrando totalmente a superfície da chapa. A temperatura entre passes foi de aproximadamente a temperatura ambiente (30 °C).

**Tabela 1.** Parâmetros operacionais de soldagem<sup>(5)</sup>

MIG Pulsado						MIG Convencional	
Va (m/min)	Im (A)	Frequência (Hz)	Tp (ms)	Ip (A)	Ib (A)	Tensão (V)	Im (A)
7,0	165	173	2,0	203	145	26	165
8,5	175	173	2,0	203	160	26	175
9,5	185	173	2,0	203	176	27,5	185

Va – Velocidade de alimentação de arame; Tp – tempo de pico; Ip – corrente de pico; Ib – corrente de base.

Para a análise metalográfica, as amostras foram cortadas transversalmente a uma distância de 20 mm medidos a partir da extremidade inicial do revestimento, sendo em seguida preparadas de acordo os procedimentos padrões para este tipo de análise. A revelação da microestrutura foi obtida através de ataque químico, mantendo-se as amostras imersas por aproximadamente 30 minutos em uma solução de ácido acético (10%), ácido nítrico (10%), ácido hidrocloreídrico (15%) e glicerol (5%). Além da análise em microscopia ótica, as amostras foram também submetidas a uma análise química por energia dispersiva (EDS). Nesta última, foram selecionadas áreas no substrato e no revestimento para a medição dos componentes químicos de interesse. Os resultados desta análise são mostrados na Tabela 2.

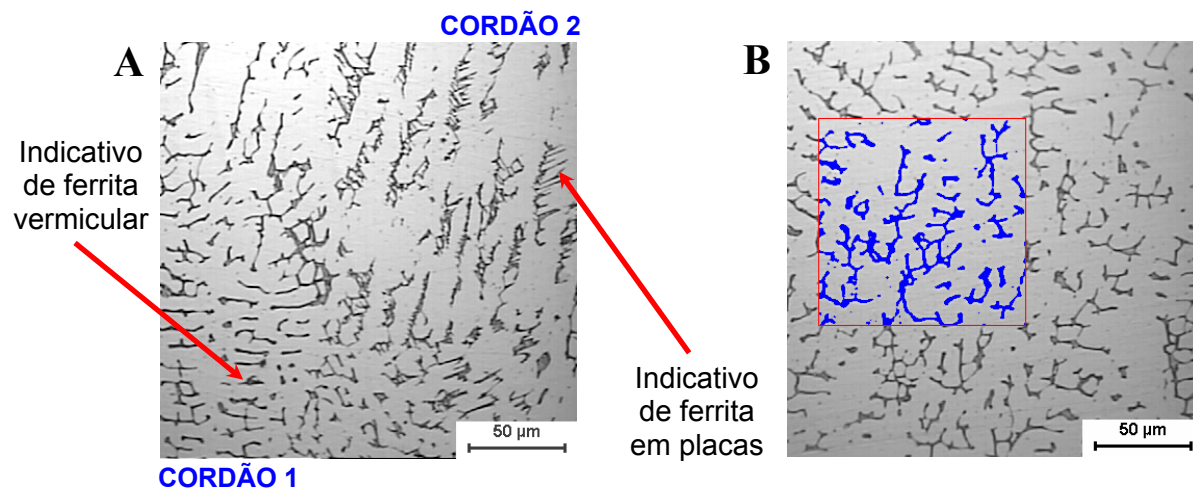
**Tabela 2.** Composição química dos metais de base e de adição (análise EDS)

Constituinte	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Nb	Cu
<b>Metal de base</b>	0,08	18,10	8,11	0,01	0,99	0,39	0,10	0,03	0,11
<b>Metal de adição</b>	0,03	24	13	0,75	1,75	0,48	-	0,06	0,75

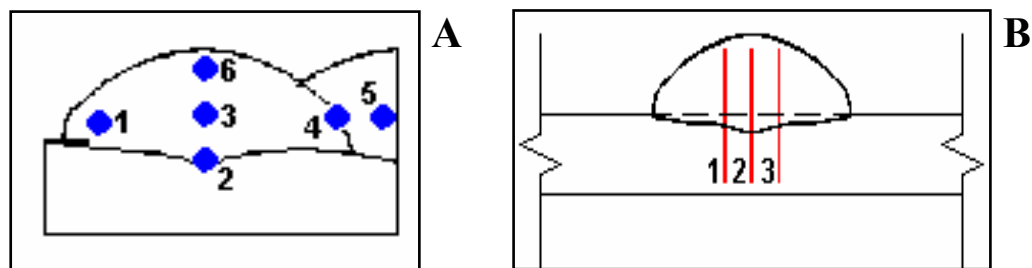
Fonte: Laboratório de Geociências – UFPA

A fração volumétrica de ferrita foi obtida através de software comercial fornecido pelo fabricante do microscópio óptico Q500 MC – Leyca Cambridge, utilizado para a captura das imagens. Baseando-se na norma ASTM E1245,<sup>(6)</sup> tomou-se a alteração morfológica observada na fase em estudo (Figura1 – A) como o critério para escolha dos pontos analisados. Deste modo, foram medidos campos na região central dos cordões 1 e 2, na região da interface entre cordões adjacentes e na região da zona de ligação, conforme o esquema da Figura2 (A). Foram totalizadas cento e vinte medições por amostra, realizadas no domínio de campos como o mostrado na Figura1 (B).

Para as medições de dureza foi utilizado um microdurômetro SHIMADZU HMV-2, no qual foram realizados três perfis de indentações Vickers (Figura2 – B). A carga de teste foi de 4,903 N, aplicada durante 15 s. O espaçamento entre perfis adjacentes foi de 3,5 mm, sendo mantida uma distância de 250  $\mu$ m entre indentações verticalmente consecutivas. A dureza de cada uma das posições é considerada como sendo a média entre as três durezas medidas na mesma linha horizontal (uma de cada perfil).



**Figura 1.** (A) Região de interface entre dois cordões consecutivos – transição morfológica da ferrita (fase escura), vermicular para placas; (B) campo utilizado para a medição de ferrita – aumento 500x.



**Figura 2.** (A) Pontos na seção transversal dos quais foram tiradas as micrografias; (B) Disposição dos perfis de dureza analisados na seção transversal do primeiro cordão.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

### Análise Microestrutural

As Figuras 3 a 5 mostram as microestruturas nos pontos da seção transversal acima descritos (Figura 2 – A). De acordo com estas Figuras, a morfologia da ferrita nos pontos 1, 3, 6 e 5, é predominantemente vermicular. As Figuras 3 e 4 porém, revelam que uma formação de ferrita em placas ocorreu tanto na região de ligação entre o metal de adição e o metal de base, quanto na interface entre cordões sobrepostos (pontos 2 e 4). O aparecimento de ferrita em placas nessas regiões pode ser atribuído à maior extração de calor, haja vista que o substrato e o 1º cordão impuseram-se como uma fronteira sólida (no ato do segundo depósito), através da qual ocorreu uma maior difusão de calor. De acordo com Mondenesi<sup>(2)</sup> esta morfologia é característica de soldas com elevada quantidade de ferrita ou resfriadas rapidamente (extração de calor mais intensa).

As considerações concernentes à forma e eventuais mudanças na microestrutura, são válidas para todas as amostras analisadas, independente dos parâmetros operacionais de soldagem. Em consideração a estes parâmetros, apenas engrossamentos ou refinamentos microestruturais foram notados, o que pode ser

justificado pelo maior ou menor aporte térmico gerado em função da variação de corrente.

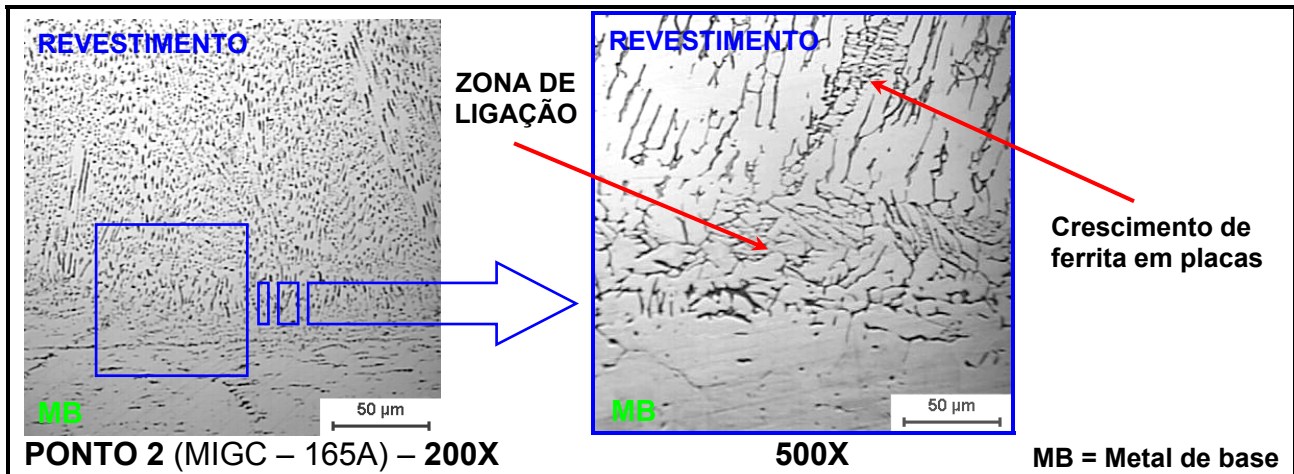


Figura 3. Região de ligação entre metal de base e o primeiro passe de revestimento

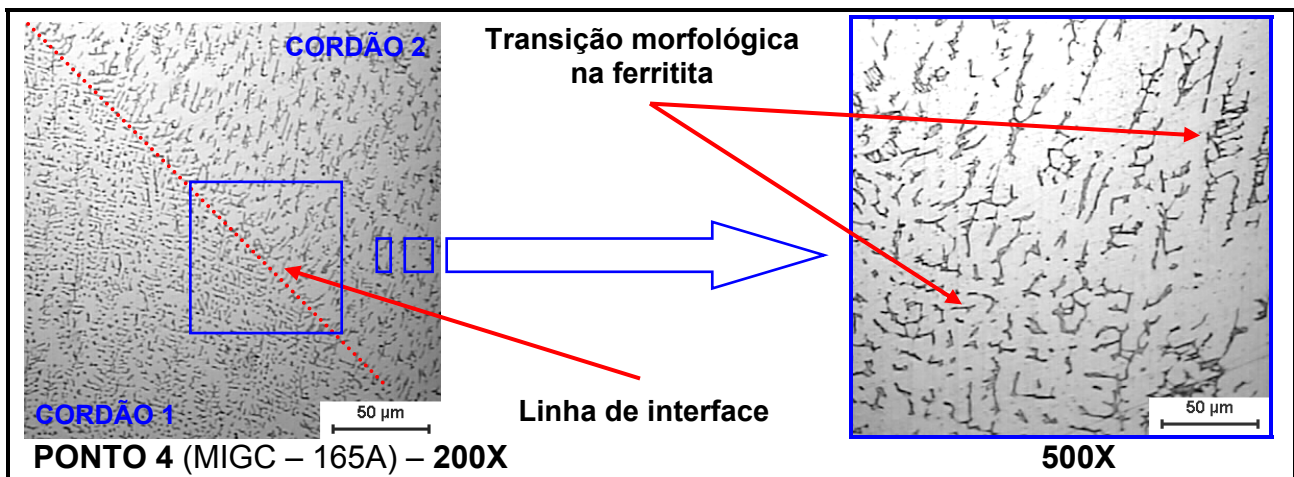


Figura 4. Região de interface entre o 1º e o 2º depósito

Para ambas as morfologias observadas na microestrutura do revestimento, o modo ou seqüência de solidificação indicado na literatura é FA, ou seja, ferrita primária. A morfologia vermicular (ou ferrita em espinha) resulta da solidificação em ferrita, com a posterior transformação desta em austenita. Esta transformação pode ocorrer ainda em presença de uma interface líquida ou quando a solidificação já estiver completa (transformação no estado sólido). A ferrita remanescente localiza-se no centro das dentritas. <sup>(2)</sup>

A ferrita em placas resulta principalmente da transformação no estado sólido, sendo o resfriamento rápido um dos fatores mais relevantes para a sua formação. Este modo de solidificação (FA) é o que tem despertado os maiores interesses nos pesquisadores, isto devido à sua maior resistência à presença de trincas a quente na solidificação e em processos de soldagem. <sup>(3)</sup>

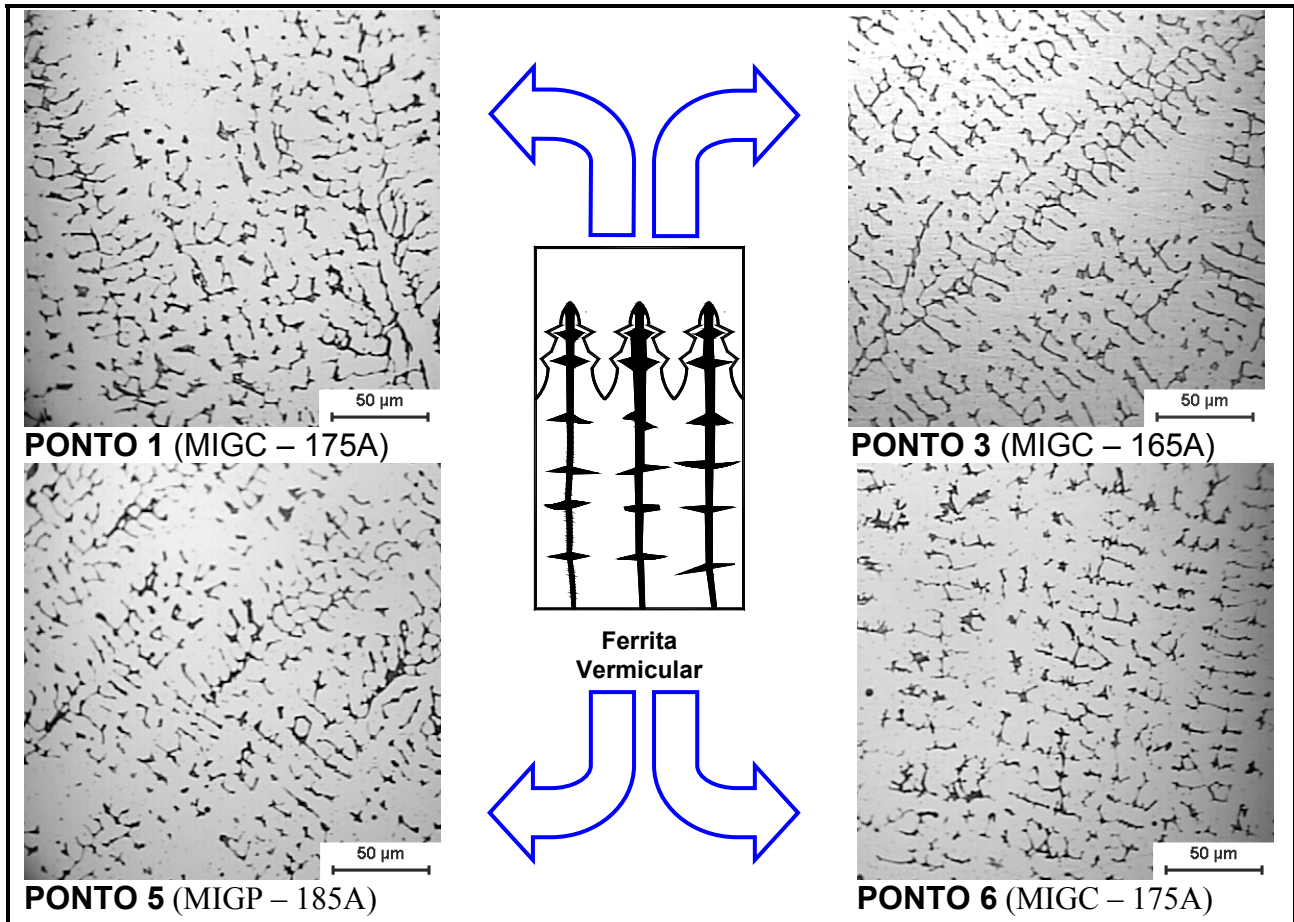


Figura 5. Aspecto microestrutural dos pontos com predominância de ferrita vermicular aumento 500x

### Fração Volumétrica de Ferrita

Sabe-se que a composição química é o principal fator de influência sobre o conteúdo de ferrita retido na matriz de ligas austeníticas resfriadas lentamente. Entretanto, para ligas de mesma composição química resfriadas rapidamente (como no caso da soldagem), a taxa sob as quais esse resfriamento ocorre é o fator de maior influência sobre o conteúdo final de ferrita.<sup>(7)</sup> Partindo deste princípio e baseando-se nos dados da Tabela 3, pode-se afirmar que as variações nos parâmetros operacionais de soldagem experimentados neste trabalho, não foram suficientes para afetar a taxa de resfriamento a ponto de interferir significativamente sobre conteúdo final de ferrita.

A Tabela 4 mostra a média entre os valores de ferrita para cada um dos pontos descritos na Figura 2A. Nesta Tabela, o ponto que representa a interface entre os dois cordões (ponto 4) foi dividido em 4a e 4b, correspondentes ao lado da interface contido no domínio do cordão 1 e do cordão 2, respectivamente. Esta divisão foi feita com o objetivo de se avaliar o efeito da transferência adicional de calor promovida nas interfaces, a qual pode ter influenciado na taxa de resfriamento desta região.

**Tabela 3.** Fração volumétrica de ferrita para cada condição de soldagem

Corrente Média (A)	% de Ferrita					
	MIG Convencional			MIG Pulsado		
	Média	Desvio	Erro	Média	Desvio	Erro
165	11,42	0,96	0,33	11,69	1,02	0,34
175	11,07	1,66	0,32	11,02	1,23	0,41
185	11,59	1,33	0,45	11,16	1,17	0,42

Nota: Os valores acima representam a média entre os seis pontos avaliados em cada amostra.

**Tabela 4.** Fração volumétrica de ferrita para cada ponto analisado

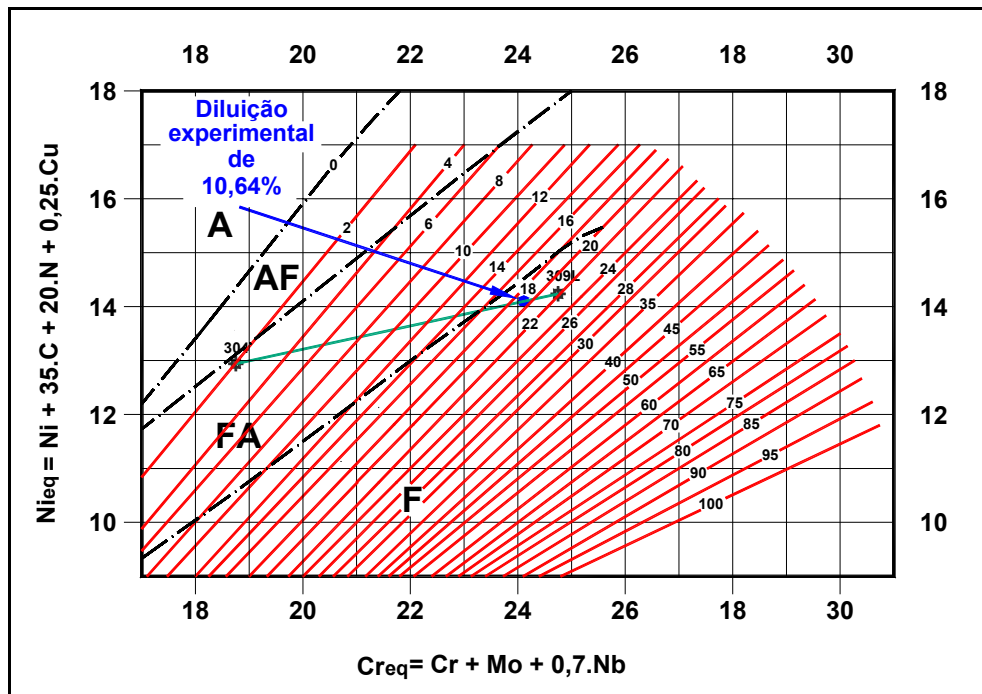
PONTO	% de Ferrita					
	MIG Convencional			MIG Pulsado		
	Média	Mínimo	Máximo	Média	Mínimo	Máximo
1	11,77	11,44	12,12	11,15	10,99	11,31
2	11,83	11,61	12,04	10,79	10,48	11,11
3	12,02	11,72	12,33	12,44	12,11	12,44
4 <sup>a</sup>	11,41	11,24	11,61	11,13	10,56	11,88
4b	9,94	9,56	10,19	10,34	10,21	10,48
5	12,15	11,55	12,76	11,21	10,83	11,59
6	10,39	10,15	10,65	11,98	11,45	12,51

Através da Tabela 4 verifica-se também que houve uma variação moderada entre as frações de ferrita dos pontos 4a e 4b, sendo os maiores valores observados no primeiro. Os pontos 3 e 5, centrais aos cordões, apresentaram concentrações ligeiramente mais elevadas de ferrita, enquanto que o ponto 6 e o ponto 4b tenderam a valores mais baixos. Sob altas taxas de resfriamento, o sub-resfriamento constitucional à frente da rede dendrítica pode reduzir o teor residual da fase primária de solidificação (8). Partindo deste princípio, pode-se dizer que as regiões próximas à superfície do revestimento, bem como as interfaces, tiveram os teores de ferrita reduzidos em função de uma maior taxa de resfriamento, ocorrida em consequência da extração de calor adicional promovida por suas fronteiras (fluxo de gás de proteção, cordão adjacente e metal de base). As zonas centrais do cordão por sua vez, proporcionaram condições mais estáveis para a formação da rede dendrítica, culminando em maior concentração de ferrita. Presume-se que os efeitos do resfriamento rápido nas interfaces não foram mais expressivos devido às pequenas dimensões das amostras.

Os valores percentuais em volume de ferrita podem ser convertidos na unidade padrão a qual é utilizada para se avaliar o conteúdo desta fase nas ligas metálicas: o ferrite number – FN. Esta conversão é obtida a partir da equação (1) proposta por Vitek,<sup>(9)</sup> na qual o percentual em volume de ferrita é relacionado com o conteúdo de ferro presente na liga. Considerando-se, portanto a média entre os percentuais de ferrita medidos em todas as amostras, definiu-se um único FN para fins de validação dos resultados, através da comparação com o diagrama constitucional WRC 1992.<sup>(10)</sup> Na Equação 1, o percentual em peso de ferro considerado foi de 62,31% (valor obtido por análise química EDS).

$$FN = (\text{vol-\% ferrite}) \times (-0.025813 (Fe)^2 + 5.408679 (Fe) - 102.3902)/100 \quad (1)$$

**FN = 15,21**



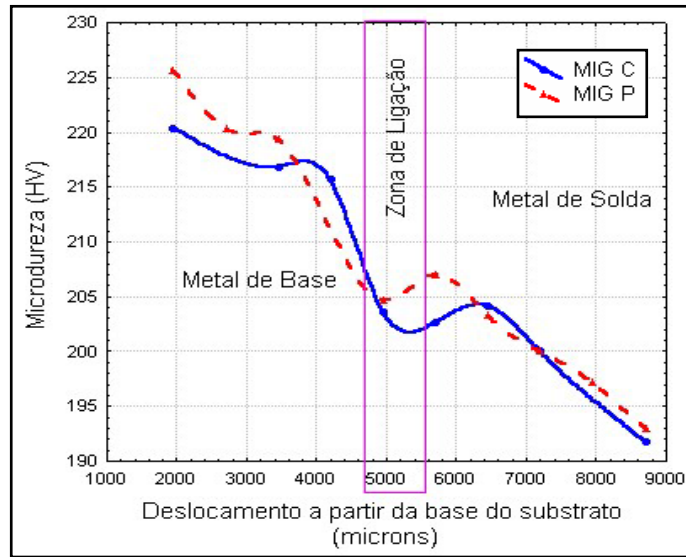
**Figura 6.** Diagrama constitucional WRC 1992, considerando-se as ligas AWS ER309L (metal de adição) e AISI 304 (metal base).

Conforme observado na Figura 6, considerando-se o valor médio de diluição em 10,64% (calculado a partir das amostras), o FN estimado através do diagrama WRC foi de aproximadamente 20. A convergência entre os valores de FN calculados e medidos é fortemente dependente da qualidade da análise química, podendo a diferença entre os resultados chegar a 8 FN.<sup>(11)</sup>

## Dureza

A Figura 7 mostra o comportamento do perfil de dureza ao longo da seção transversal das amostras analisadas, sendo a base do substrato o ponto de referência para o deslocamento das medições. Conforme observado nesta Figura, a dureza foi reduzindo conforme se avançou da penetração para a superfície do revestimento. Outro ponto importante a se destacar são as flutuações de dureza ocorridas próximo à zona de ligação, as quais podem ter sido devidas à diluição mais acentuada ocorrida neste ponto. Conforme observado na Figura 3, o crescimento competitivo característico dessa zona provocou a formação de uma estrutura *desorganizada*, a qual pode ter retido uma quantidade maior de elementos que exercem alta influência sobre a dureza. O metal de base apresentou valores de dureza maiores que os valores encontrados no revestimento, provavelmente em função da menor concentração e a disposição lamelar da ferrita nesta região (Figura 3).





**Figura 7.** Comportamento da dureza ao longo da seção amostras

## CONCLUSÕES

Considerando-se as condições sob as quais este trabalho foi realizado, conclui-se que:

- A maior extração de calor ocorrida nas fronteiras (substrato/revestimento e sobreposição entre cordões), produziu um significativo aumento na velocidade de resfriamento dessas regiões, chegando a propiciar o crescimento de ferrita em placas.
- As morfologias de ferrita presentes ao longo da seção transversal dos depósitos, indicam que ocorreu a seqüência de solidificação ferrita-austenita (FA), a qual confere ao revestimento alta resistência às trincas a quente.
- A velocidade de resfriamento também mostrou-se influente sobre o teor de ferrita retido nos depósitos, sendo este moderadamente menor nas regiões de maior difusão de calor.
- A medição da fração volumétrica de ferrita retida na matriz, mostrou-se uma forma eficiente para a determinação do número de ferrita (FN). A dispersão entre o valor calculado e medido foi de cerca de 5 FN, estando este valor próximo ao limite mínimo da faixa de dispersão prevista pela norma (4 a 8 FN).
- O revestimento apresentou dureza substancialmente inferior ao substrato, devido principalmente à menor quantidade de ferrita retida nas chapas. Além do teor, a disposição lamelar da segunda fase pode ter conferido ao substrato uma maior resistência à penetração.

## Agradecimentos

Ao CNPq, pelo suporte financeiro através da concessão de bolsas, ao Grupo de Estudos em Tecnologia de Soldagem (GETSOLDA – UFPA), pela infra-estrutura disponibilizada para a realização dos experimentos e ao Prof. Dr. Cláudio Lamarão (Departamento de Geociências – UFPA), pela realização das análises químicas.

## REFERÊNCIAS

- 1 Rjasekhar, K., Harendranath, C. S., Raman, R., and Kulkarni, D. S. *Microstructural Evolution during Solidification of Austenitic Stainless Steel Weld Metals: A Color Metallographic and Electron Microprobe Analysis Study*. **Materials Characterization**, v 38, p. 53-65, New York, NY, September. 1996.
- 2 Mondenesi, P. J., *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. São Paulo, SENAI – SP, 2001. 100p.; il. (Coleção Tecnologia da Soldagem Vol. 1).
- 3 Padilha, A. F., Guedes, L. C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos*. São Paulo, Hemus Editora Limitada, 1994.
- 4 Bilmez, P., González, A., Llorente, C. & Solari, M., *Influencia de la Morfología de Solidificación de la Ferrita  $\delta$  del Metal de Soldadura de Eceros Inoxidables Austeníticos Sobre las Propiedades de la Unión*. **Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas**, Facultad de Ingeniería. Universidad Nacional de La Plata, Argentina. P. 127-141, Diciembre. 1995.
- 5 Marinho, F. L. C., Braga, E. M., *Microstructural Analysis of Stainless Steel Cladding Deposited with Pulsed Current and Conventional Continuous Current GMAW Processes*. In **18<sup>th</sup> International Congress of Mechanical Engineering**, 2005, Ouro Preto – MG. Proceedings of the COBEM 2005 (1 CD).
- 6 ASTM E1245, *Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*. **Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01**. West Conshohocken, PA, USA.
- 7 Elmer, J. W., Allen, S. M., Eagar, T. W., *The Influence of Cooling Rate on the Ferrite Content of Stainless Steel Alloys*. **2<sup>nd</sup> International Conference on Trends in Welding Research**, Gatlingburg, TN; 14-18 May, 1989.
- 8 Rocha, O. F. L., “*Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório*”, **Tese Doutorado**, Campinas – São Paulo. 2003.
- 9 Vitek, J. M., David, S. A. and Hinman, C. R. *Improved Ferrite Number Prediction Model that Accounts for Cooling Rate Effects – Part 1: Model Development*. **Welding Journal**, p. 10s to 17s, January 2003.
- 10 Kotecki, D. J. and Siewert, T. A., *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1998 Diagram*. **Welding Journal**, p. 171s to 178s, May 1992.
- 11 AWS A5.22-95, *Specification for Stainless Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Stainless Steel Flux Cored Rods for Gas Tungsten Arc Welding*. **An American Welding Society Standard**, December 1, 1994.