

AVALIAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS EM AMOSTRAS DE AÇO ASTM A516 GR70 SOLDADAS COM MULTIPASSE¹

George Luiz Gomes de Oliveira²
Thiago Ferreira da Silva³
Hélio Cordeiro de Miranda⁴
Marcelo Ferreira Motta⁴

Resumo

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da soldagem multipasse sobre as tensões residuais resultantes, a microdureza e a microestrutura final do aço ASTM A516 Gr70. Amostras foram soldadas com energias distintas e então foram levadas a um difratômetro de raios-x para levantamento dos perfis de tensão residual. Posteriormente, as mesmas foram submetidas a ensaios metalográficos. Os perfis de tensão residual encontrados apresentaram comportamento distinto do encontrado na literatura para amostras soldadas com único passe, com tensões compressivas na superfície de enchimento e trativas na raiz. A microestrutura predominante no metal de solda foi a ferrita acicular, o que se acredita ser um dos motivos dos níveis compressivos de tensão residual nestas regiões. Os perfis de microdureza obtidos mostraram comportamento semelhante, apresentando picos nas regiões compreendidas pela ZAC.

Palavras-chave: Tensões residuais; Soldagem multipasse; Ferrita acicular.

RESIDUAL STRESS EVALUATION IN MULTIPASS WELDED SAMPLES OF STRUCTURAL ASTM A516 G70 STEEL

Abstract

The aim of this work is to evaluate the effect of multipass welding on the final residual stress profile, microhardness and microstructure of structural ASTM A516 Gr70 steel. The samples were welded with different levels of energy and the residual stress measurement was accomplished through x-ray diffraction, using a minidiffractometer for measurement in field. Metallographic analysis was accomplished in the transverse section of the welded joint, using optic microscopy and scanning electron microscopy. It were determined the microhardness profiles in the traverse section of the welded joint. The results showed that the multipass welding residual stresses on the surface of the analyzed samples are compressive in the weld metal and tensile in the HAZ. In the weld root, the welding residual stresses are tensile as in the weld metal as in the HAZ. The founded microstructures and microhardness were similar for all samples and it has believed that the acicular ferrite founded in the weld metal was one of the causes of the compressive characteristics of the welding residual stresses in the joints.

Key words: Residual stress; Multipass welding; Acicular ferrite.

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

² *Doutorando do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)–Fortaleza-CE.*

³ *Graduando do curso de Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)–Fortaleza-CE.*

⁴ *Doutor e professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)–Fortaleza-CE.*

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, a soldagem é um dos processos de união e revestimento mais utilizado nos diversos ramos industriais, tanto em etapas de fabricação, quanto em atividades de manutenção.

Mudanças estruturais e metalúrgicas nas juntas soldadas acontecem em resposta à distribuição de temperatura não-uniforme imposta pelo ciclo térmico de soldagem. Essas mudanças podem comprometer consideravelmente a integridade estrutural dos diversos componentes soldados, por meio de tensões residuais e distorções que podem acarretar na falha prematura da estrutura.

Quando trativas, as tensões residuais podem levar a níveis de tensões pontuais altíssimas em regiões de baixa tenacidade, iniciando a nucleação de trincas que podem ser propagadas por baixas tensões aplicadas ao componente soldado durante trabalho. Além disso, tensões residuais contribuem para a falha por fadiga e por corrosão, baixando consideravelmente a vida útil de estruturas soldadas quando submetidas a esses fenômenos. Desta forma, para a maioria dos casos, o nível de tensões residuais deve ser minimizado, reduzindo assim seus efeitos nocivos, principalmente para materiais mais duros e com menor tenacidade.

Vários são os fatores que influenciam o nível de tensões residuais em soldagem, entre eles pode-se destacar: o processo de soldagem utilizado, o tipo de chanfro, o tipo de junta, o material a ser soldado, a energia de soldagem, a técnica de soldagem empregada, etc.

Muitos são os trabalhos que buscam um bom entendimento físico e matemático das tensões residuais de soldagem,⁽¹⁻⁵⁾ bem como suas conseqüências nas mais diversas estruturas soldadas. Em chapas planas soldadas com um único passe a distribuição de tensões residuais transversais já é bem conhecida,⁽⁶⁻⁸⁾ apresentando tensão trativa no metal de solda e compressiva na zona afetada pelo calor (ZAC) e adjacências.

Por outro lado, poucos trabalhos avaliam a influência da soldagem multipasse sobre a distribuição de tensões residuais resultantes em uma junta soldada. Em AWS⁽⁶⁾ e Leggatt⁽⁹⁾ é mostrado que as tensões residuais transversais em juntas soldadas de aço baixo carbono não têm sua característica modificada com a aplicação de outros passes de soldagem, mantendo o padrão de tensões residuais trativas no metal de solda e compressiva em suas adjacências.

Ao contrário disto, Cho et al.⁽¹⁰⁾ e Lu et al.⁽¹¹⁾ mostram que os perfis de tensão residual para juntas soldadas com multipasse, possuem sua característica modificada completamente, quando comparado a soldagem com passe único, apresentando tensões trativas na ZAC e compressivas no metal de solda.

Sendo assim, este trabalho tem por objetivo a realização de um estudo que busca avaliar de forma aprofundada o efeito da soldagem multipasse sobre as tensões residuais resultantes, a dureza e a microestrutura final do aço ASTM A516 Gr70.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizado o aço ASTM A516 Gr. 70 como metal de base e o eletrodo E8018G como metal de adição. A composição química dos materiais utilizados é mostrada na Tabela 1 e Tabela 2.

Tabela 1. Composição química do metal de base utilizado.

ASTM A516 Gr. 70	Composição, massa %							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb
	0,23	0,24	1,11	0,016	0,01	0,043	0,01	0,002
V	Ti	Cr	Ni	Mo	Sn	N	As	
0,002	0,003	0,02	0,02	0,01	0,001	0,0056	0,002	

Tabela 2. Composição química do metal de adição utilizado.

E8018G	Composição, massa %			
	C	Si	Mn	Ni
	0,06	0,4	1,10	1,65

Foram confeccionadas juntas chanfradas em meio-v seguindo as especificações mostradas na Figura 1.

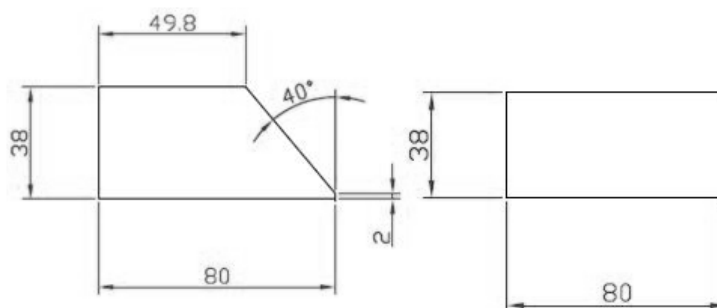


Figura 1. Desenho técnico dos chanfrados confeccionados.

As amostras foram soldadas utilizando o processo eletrodo revestido. Em todos os ensaios, os dados de corrente e de tensão de soldagem foram adquiridos e as temperaturas de preaquecimento e de interpasse foram monitoradas em 150 °C.

As energias de soldagem foram aplicadas em três níveis: 1, 1,2 e 1,5 kJ/mm. A Tabela 3 mostra os parâmetros de soldagem utilizados, onde para todas as condições a tensão de soldagem foi de 25 V. A soldagem da raiz das amostras foi feita com corrente de 110 A, mantendo sempre o mesmo nível de energia empregado no enchimento da junta.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem utilizados no trabalho.

Amostra	Energia (kJ/mm)	Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	Velocidade Raiz (mm/s)
1	1	130	3,3	2,8
2	1,2	165	3,3	2,2
3	1,5	200	3,3	1,8
4	1	165	4,2	2,8
5	1,5	165	2,8	1,8

Todas as juntas foram soldadas com auxílio de referência de velocidade e com uma completa restrição imposta as mesmas, por meio de uma mesa de restrição, vista na Figura 2. Assim, foi garantida uma maior aproximação da condição real de soldagens em campo, onde a junta faz parte de uma estrutura bem maior e pesada, que promove um alto grau de restrição à solda.



Figura 2. Mesa para restrição das juntas meio-V e sistema de referência de velocidade

Após a soldagem dos corpos de prova, os mesmos foram submetidos a um processo de remoção eletrolítica, onde foi removida uma fina camada superficial da região a ser analisada, de modo que efeitos de usinagem e de processamentos anteriores, como laminação, fossem minimizados e que fosse permitido medir tensões residuais oriundas apenas do processo de soldagem o qual as amostras tinham sido submetidas.

Cada amostra foi levada a um difratômetro de raios-x portátil, onde foi levantado o perfil de tensões residuais na superfície de enchimento e na raiz de todas as amostras soldadas. A disposição dos pontos analisados pode ser vista na Figura 3.

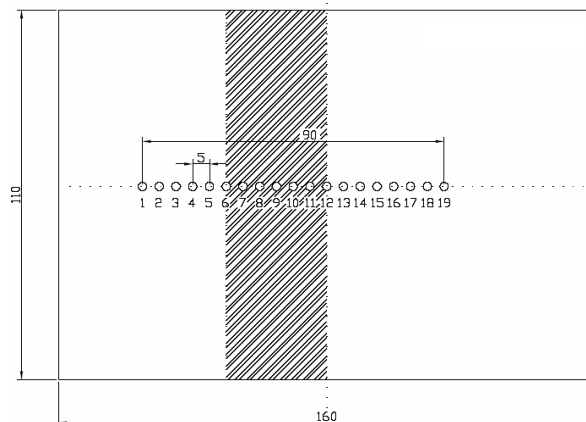


Figura 3. Disposição dos pontos onde foi feita a medição de tensões residuais

As medições de tensões residuais foram realizadas utilizando-se o método do $\sin 2\psi$, com medidas realizadas para $\psi = 0^\circ, 20^\circ, 35^\circ$, e 50° . De forma a obter uma melhor sensibilidade do método, ou seja, a maior variação possível de pico $\Delta\theta$ para uma dada deformação no reticulado cristalino $\Delta d/d$, foi escolhido o pico de difração em um ângulo θ maior possível.⁽¹²⁾

Uma vez que o material utilizado neste trabalho possui uma estrutura ferrítica, a análise foi feita nos planos $\{211\}$, utilizando um feixe monocromático com comprimento de onda $\lambda=2,2911 \text{ \AA}$, obtido através de um tubo de raios-x com anodo de cromo. A tensão e a corrente utilizada foi de 20 kV e 50 mA, respectivamente. Todos os pontos foram medidos transversalmente ao cordão de solda. A Figura 4 mostra o conjunto (corpo de prova + difratômetro) onde podem ser vistos os ângulos ajustados para execução da análise de tensões residuais.

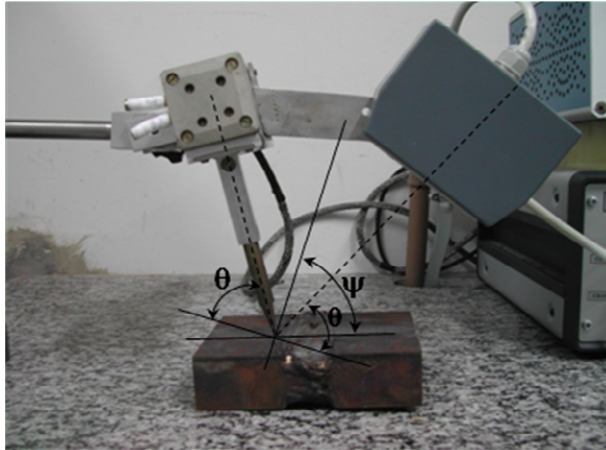


Figura 4. Montagem do difratômetro na amostra analisada.

Foi utilizado um programa comercial para construção dos difratogramas, interpolação dos mesmos e a conseqüente localização dos picos de difração. Foi usado o software Phillips X'pert Stress para calcular as tensões residuais e para elaboração dos perfis de tensões residuais e de microdureza foi utilizado programa gráfico comercial.

Feitas as medições de tensões residuais, os corpos de prova foram cortados em sua região central transversalmente aos cordões de solda e as regiões compreendendo a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal base (MB) foram analisadas por ensaio metalográfico.

As regiões analisadas foram lixadas utilizando lixas com granulometria de 80 a 1200. Depois de lixadas as amostras foram então polidas utilizando pastas de 3μ , 1μ e $1/4\mu$ e finalmente foram atacadas quimicamente utilizando uma solução de Nital 2%.

O perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas foi levantado na região analisada metalograficamente. A análise foi executada na zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB), para verificar o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a dureza resultante no aço ASTM A516 Gr70.

3 RESULTADOS

Os perfis de tensões residuais transversais medidos ao longo das superfícies das amostras utilizadas nesse trabalho são mostrados na Figura 5 e Figura 7.

Como pode ser visto, a superfície soldada de todas as amostras analisadas apresentaram perfis de tensões residuais diferentes do conhecido para amostras soldadas com único passe, apresentando o padrão descrito por Lu,⁽¹³⁾ com tensões residuais compressivas no metal de solda e trativas na ZAC.

Os perfis de tensões residuais medidos na raiz das amostras também estão mostrados da Figura 5 a Figura 7, onde pode ser visto que os mesmos apresentam um comportamento trativo ao longo do metal de solda e da ZAC para todas as amostras analisadas. Tal comportamento indica que as tensões residuais encontradas na raiz das amostras possuem um princípio de geração diferente das encontradas na outra superfície medida, já que possuem comportamento trativo no metal de solda (diferente da outra superfície) e magnitude inferior ao da outra superfície.

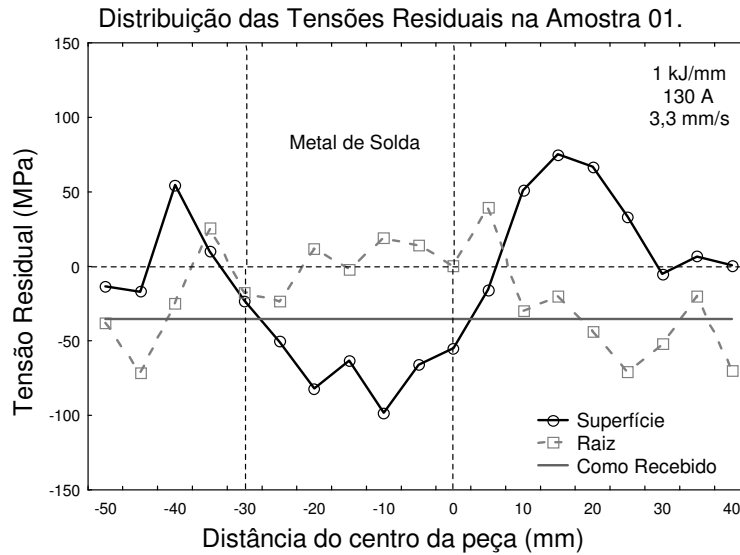


Figura 5. Distribuição das Tensões Residuais na Amostra 01.

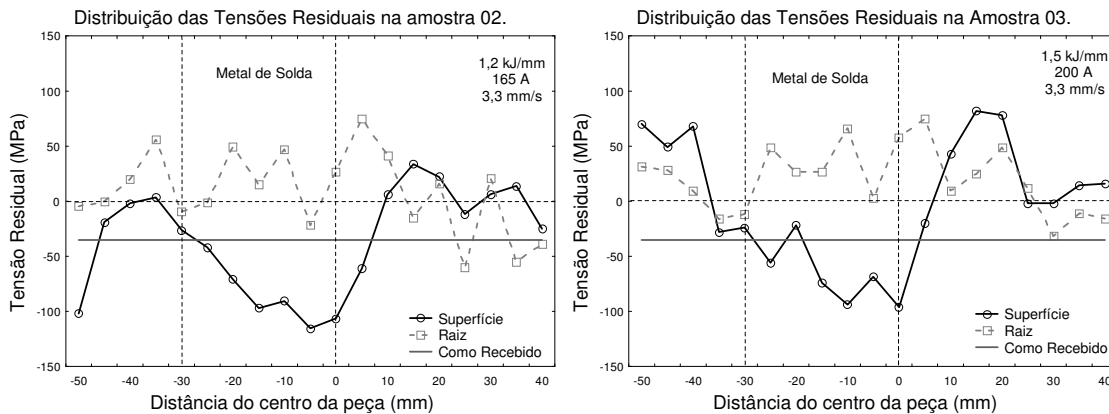


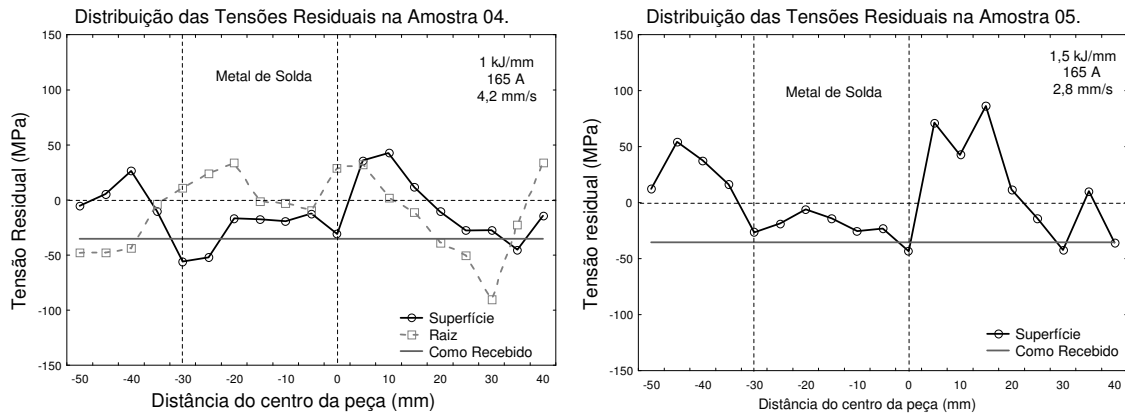
Figura 6. Distribuição das Tensões Residuais nas Amostras 02 e 03.

Deve ser observada a ausência do perfil de tensões residuais na raiz da Amostra 05 mostrada, devido a um ataque eletrolítico de baixa qualidade nessa região o mesmo não pode ser levantado. A possibilidade de execução de um novo ataque eletrolítico foi descartada já que se feito, o mesmo possibilitaria a medição de tensões residuais em uma camada diferente da medida nas demais amostras o que impossibilitaria a comparação de resultados.

Pode ser notada ainda nos perfis apresentados uma irregularidade na distribuição dos pontos de tensão residual o que é descrito por Lee e Kang⁽¹⁴⁾ e Shim et al.⁽¹⁵⁾ como um comportamento característico de amostras soldadas com multipasse, provavelmente causada pela sobreposição das tensões geradas por cada passe aplicado.

A microestrutura predominante no metal de solda e na ZAC das amostras analisadas são apresentadas da Figura 8 a Figura 10.

A superfície do metal de solda das amostras analisadas apresentou grãos colunares e alongados característicos da solidificação de soldas, como está mostrado na Figura 8a. Contudo, ao longo de toda a junta foram encontradas regiões com grãos refinados obtidos através de re-aquecimentos causados pela soldagem multipasse, uma dessas regiões está mostrada na Figura 8b.



Como pode ser visto, o metal de solda apresentou uma microestrutura composta basicamente por ferrita acicular - AF e ferrita de contorno de grão - PF(G). A Figura 11a, obtida através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), mostra a o comportamento microestrutural da ferrita acicular. Na Figura 11a pode ser visto também a ferrita de contorno de grão que envolve o grão da austenita prévia.

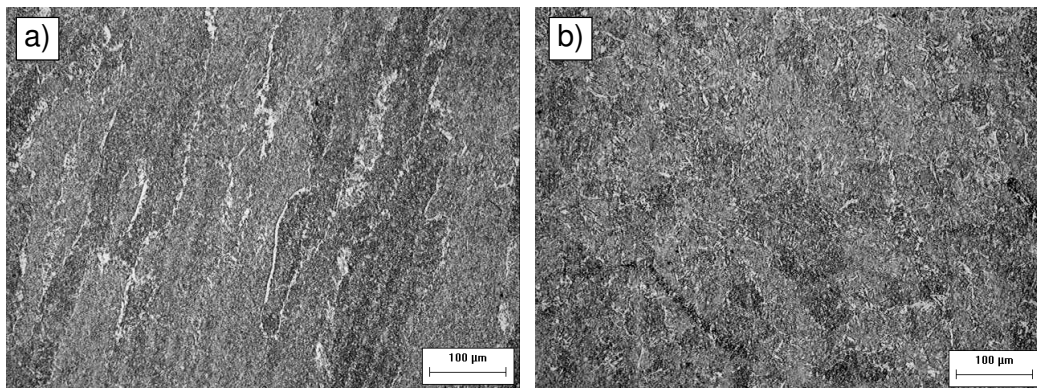


Figura 8. Microestrutura predominante no metal de solda das amostras analisadas. a) metal de solda (200x). b) metal de solda refinado (200x). Ataque Nital 2%.

A Figura 10a mostra a região da ZAC-GG mais próxima da zona de ligação e, conseqüentemente, com maior velocidade de resfriamento. Pode ser observada a formação de microestruturas agulhadas (regiões dentro dos círculos) possivelmente Ferrita com segunda fase alinhada (bainita superior) – FS (UB) ou Martensita - M, não sendo possível sua identificação apenas através de microscopia ótica. A Figura 11 mostra a ampliação dessa região dentro do círculo através de MEV, onde pode ser constatada a presença de Ferrita com segunda fase alinhada (bainita superior) – FS (UB) ao invés de Martensita – M.

As demais regiões mostradas na Figura 10, apresentam microestruturas comuns para aços com baixo teor de carbono, com simples identificação. Na Figura 10b, pode ser vista a ZAC-GG um pouco mais afastada da zona de ligação, esta região foi submetida a uma velocidade de resfriamento menor que a região anterior, o que resultou em microestruturas obtidas por mecanismos de transformação difusionais: Ferrita de contorno de grão - PF(G) e Agregado Ferrita – Carboneto (Perlita) – FC(P), apresentando ainda pequenas regiões de Ferrita com segunda fase alinhada – FS.

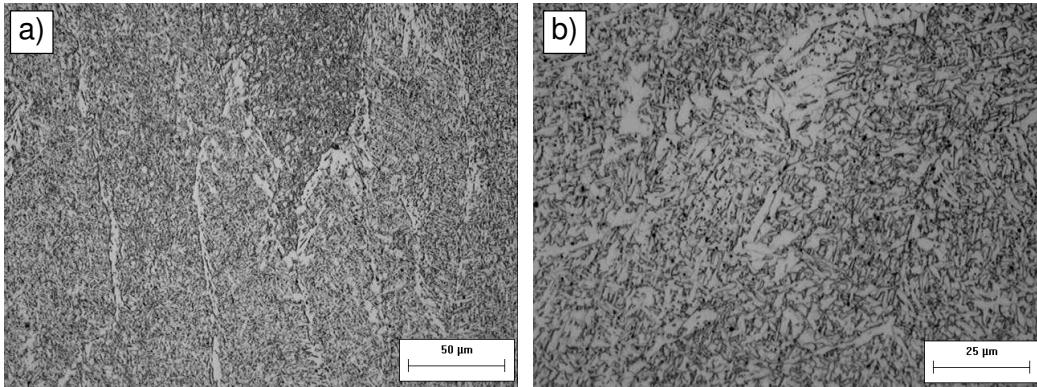


Figura 9. Microestrutura predominante no metal de solda das amostras analisadas. a) metal de solda (500x). b) metal de solda (1000x). Ataque Nital 2%.

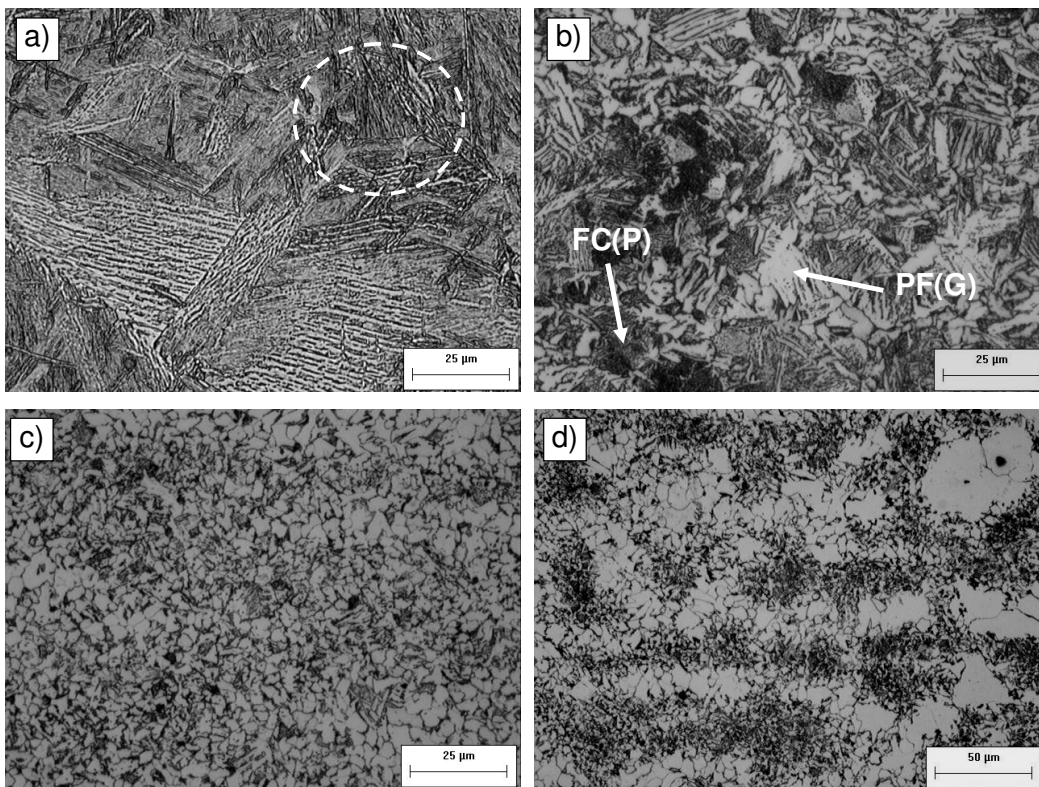


Figura 10. Principais regiões microestruturais encontradas nas amostras soldadas chanfradas em meio-V. a) ZAC-GG com maior gradiente térmico. b) ZAC-GG com menor gradiente térmico. c) ZAC-GF. d) ZAC intercrítica. 1000x. Ataque Nital 2%.

Ao se afastar um pouco mais da zona de ligação, pode ser observada a região da ZAC-GF mostrada na Figura 10c, composta basicamente por ferrita poligonal e Agregado Ferrita – Carboneto (Perlita) – FC(P). Por fim, a Figura 10d mostra a região da ZAC intercrítica onde a microestrutura do metal de base é mantida ocorrendo apenas uma degeneração da perlita (Agregado Ferrita – Carboneto – FC(P)).

Os perfis de microdureza levantados para as amostras utilizadas nesse trabalho estão mostrados na Figura 12.

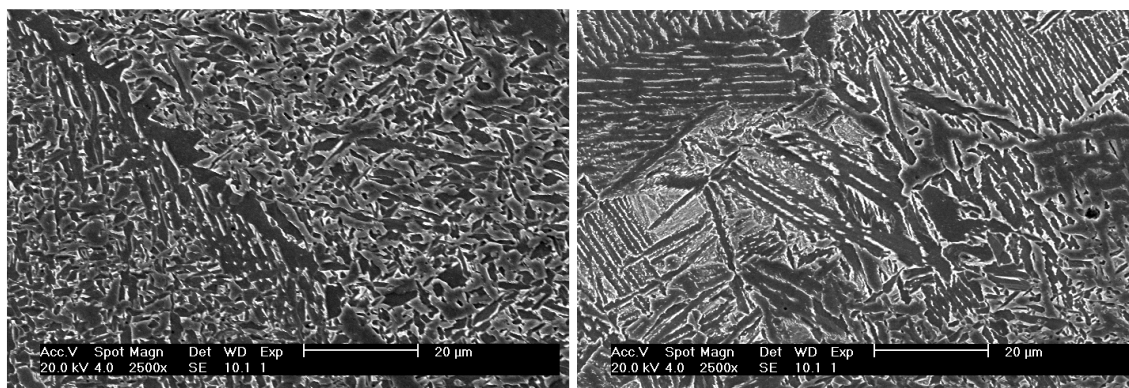


Figura 11. Micrografias obtida em MEV. a) Metal de solda mostrando a estrutura entrelaçada da ferrita acicular - AF e a ferrita de contorno de grão - PF(G). b) Ampliação da região em destaque apresentada na Figura 10a. 2500x. Ataque Nital 2%.

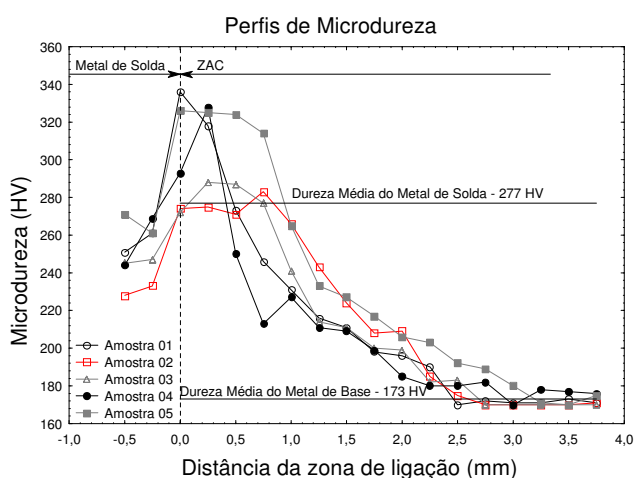


Figura 12. Perfis de microdureza das amostras analisadas.

Como pode ser visto na Figura 12, os perfis de microdureza mostraram um comportamento semelhante, apresentando picos de dureza nas regiões compreendidas pela ZAC-GG com maior velocidade de resfriamento (regiões mais próximas da linha de fusão), regiões essas onde, como mostrado anteriormente, foi detectada a existência de Ferrita com segunda fase alinhada (bainita superior) – FS (UB), microconstituente de conhecida elevada dureza. Tais picos de dureza, como era de se esperar, variaram de acordo com o nível de energia empregado, sendo a amostra com maior pico (336 HV) a amostra soldada com uma energia de 1 kJ/mm e a de menor pico (272 HV) a soldada com energia de 1,5 kJ/mm.

4 DISCUSSÃO

Devido a diversos fenômenos exclusivos ao metal de solda, a geração das tensões residuais de soldagem nessa região são mais complexas, mudando completamente o padrão esperado de um resultado simplesmente relacionado à contração durante o resfriamento. Vários fenômenos podem estar relacionados a essa diferença de padrão, entre eles destacam-se: transformações de fase, alívio de tensões residuais anteriores por meio de passes subseqüentes e durante o estado líquido de um cordão aplicado, e até tensões de equilíbrio geradas durante o resfriamento da ZAC.

O estado final de tensões residuais em uma junta soldada pode ser resultado de vários fatores, entre estes fatores podem ser citadas: tensões residuais, pré-existent, restrição imposta à junta, seqüência de deposição, transformações de fase etc..

Um possível fenômeno que pode contribuir para o entendimento do estado final de tensões residuais encontrado nas juntas analisadas seria o surgimento de um esforço de flexão durante a soldagem da junta.

Durante o enchimento de uma junta de espessura considerável por meio de vários passes, o ângulo de abertura do chanfro, juntamente com as tensões térmicas de contração, tendem a fletir a junta causando distorção. Sendo assim, por mais que em escalas bem pequenas, durante a soldagem das amostras analisadas neste trabalho, podem ter ocorrido pequenas distorções angulares na junta, o que pode ter resultado na formação de tensões residuais compressivas na superfície do metal de solda, causadas por microdeformações, oriundas da flexão causada durante a suposta distorção gerada pelas tensões térmicas e pelo ângulo de abertura do chanfro.

Por outro lado, ao mesmo tempo em que este suposto efeito de flexão provocaria o surgimento de tensões residuais compressivas na superfície de enchimento das amostras analisadas, o mesmo resultaria na geração de tensões residuais trativas na raiz das juntas. De acordo com os resultados apresentados, este efeito foi encontrado na raiz das juntas analisadas.

Ao mesmo tempo em que essa suposta flexão pode induzir tensões residuais compressivas na superfície de enchimento das amostras e trativas na raiz da solda, a mesma pode aliviar tensões previamente geradas a cada aplicação de um passe de soldagem, através de deformações plásticas oriundas dessa flexão. Dessa forma, tensões residuais de baixa magnitude seriam formadas tanto na raiz quanto na superfície da amostra. Na raiz esse efeito foi observado, contudo, nas superfícies da maioria das amostras analisadas as tensões residuais geradas foram de magnitude bem superior. Para explicar essa adição de tensões residuais compressivas, uma fonte de tensões bem conhecida,^(1,16) e não desprezível é lembrada: as transformações de fases adifusionais.

É conhecido que transformações adifusionais como: martensita e bainita acarretam em níveis de tensões residuais compressivos no metal de solda de aços transformáveis, devido à expansão de volume associada com essas transformações, além das tensões de cisalhamento geradas durante a transformação.

Acredita-se que a elevada fração de ferrita acicular encontrada no metal de solda das amostras analisadas, seja uma das principais fontes das tensões residuais compressivas encontradas no metal de solda das amostras analisadas nesse trabalho, estando a magnitude dessas tensões provavelmente ligadas à expansão de volume associada e à distorção causada no reticulado cristalino pela transformação. Como mostrado por Gao et al.⁽¹⁷⁾ e Assis et al.,⁽¹⁸⁾ as tensões residuais geradas pelas transformações de fase adifusionais no metal de solda são de magnitude elevada, podendo este efeito ser mais relevante que os demais anteriormente levantados.

Apesar das diferenças microestruturais, existem fortes evidências que a ferrita acicular e a bainita possuem mecanismos de transformação semelhantes, diferindo a microestrutura apenas devido ao processo de nucleação. Entre algumas semelhanças existentes, duas são de especial interesse no que diz respeito à análise das tensões residuais geradas pela transformação da ferrita acicular: primeiro, a ferrita acicular somente é formada abaixo da temperatura de início da

bainita e em segundo lugar, o mecanismo de transformação da ferrita acicular é do tipo “displacive”, mecanismo que envolve um cisalhamento e dilatação do cristal austenítico prévio⁽¹⁹⁾.

A primeira característica citada está relacionada à temperatura de início da transformação da ferrita acicular. Bhadeshia et al.,⁽²⁰⁾ Jones e Alberry⁽²¹⁾ e Francis et al.⁽²²⁾ mostram em seus experimentos que as tensões residuais geradas nos metais de solda que apresentaram transformações bainíticas são compressivas. Nestes trabalhos também é verificado que temperaturas de início de transformações martensíticas e bainíticas menores favorecem níveis de tensões residuais compressivos maiores ao final do resfriamento, compensando o efeito das tensões térmicas e até mesmo gerando um estado final de tensões residuais compressivo. Dessa forma, como a ferrita acicular é formada somente em temperaturas menores que a bainita, as tensões compressivas geradas durante essa transformação devem fornecer um efeito de compensação maior que o da transformação bainítica.

A segunda característica citada está relacionada ao tipo de transformação sofrida pela ferrita acicular. Assim, como a bainita, a ferrita acicular possui um mecanismo de transformação do tipo “displacive” durante sua fase de crescimento. Este mecanismo é o mesmo encontrado nas transformações martensíticas, que possuem uma relação conhecida com a geração de tensões residuais compressivas, o que reforça mais ainda a possibilidade de relação entre as tensões residuais compressivas e a elevada fração de ferrita acicular no metal de solda.

5 CONCLUSÃO

A soldagem multipasse resultou em tensões residuais compressivas no metal de solda e trativas nas regiões compreendidas pela ZAC na superfície das amostras analisadas nesse trabalho, o que é contrário aos resultados publicados por alguns autores, resultando ainda em tensões residuais trativas no metal de solda e nas regiões compreendidas pela ZAC na raiz das amostras analisadas.

A microestrutura encontrada no metal de solda (ferrita acicular) pode estar relacionada com os níveis compressivos de tensão residual encontrados nesta região, no entanto, estudos mais aprofundados necessitam ser executados para certificação desta hipótese.

Por fim, o aço ASTM A516 Gr 70 de acordo com os pontos aqui analisados, mostrou-se um material com características peculiares, pois ao mesmo tempo em que após soldado apresenta no metal de solda microestrutura com boa tenacidade e propriedades mecânicas, apresenta também níveis compressivos de tensão residual nessa região.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem e Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, além do CNPq e FINEP pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 WITHERS, P.J.; BHADSHIA, H.K.D.H. Residual stress. Part 2 – Nature and Origins. *Materials Science and Technology*. v. 17. 2001.
- 2 PRICE, J.W.H. et al. Comparison of experimental and theoretical residual stresses in welds: The issue of gauge volume. *International Journal of Mechanical Sciences*. 50. 513–521. 2008.
- 3 JANOSCH, J.J. International institute of welding work on residual stress and its application to industry. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 85. 183–190. 2008.
- 4 TALJAT, B. et al. Numerical analysis of GTA welding process with emphasis on post-solidification phase transformation effects on residual stresses. *Materials Science and Engineering A* 246. 45–54. 1998.
- 5 BROWN, T.B. et al. Predictions and measurements of residual stress in repair welds in plates. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 83. 809–818. 2006.
- 6 AMERICAN WELDING SOCIETY - AWS. *Welding handbook*. Miami. Vol. 1. 8th ed. pp. 2–32. 1987.
- 7 KOU, S. *Welding metallurgy*. 2nd Ed. John Wiley & Sons. 2002.
- 8 ASM INTERNATIONAL. *ASM Handbook*. Vol. 6. pp. 2647-2665. 1992.
- 9 LEGGATT, R.H. Residual stresses in welded structures. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 85.144–151. 2008.
- 10 CHO, J.R. et al. Investigation of residual stress and post weld heat treatment of multi-pass welds by finite element method and experiments. *Journal of Materials Processing Technology*. 155–156. 1690–1695. 2004.
- 11 LU, J. et al. Study of residual stress using the step-by-step hole drilling and X-ray diffraction method. *Welding in the world*. Vol. 33. N°2. pp 118-128. 1994.
- 12 NOYAN I.C.; COHEN, J.B. *Residual stress: measurement by diffraction and interpretation*. New York: Springer. 1987.
- 13 LU, J. *Handbook of measurement of residual stress*. Society of Experimental Mechanics. 1996.
- 14 LEE, H.W.; KANG, S.W. The relationship between residual stresses and transverse weld cracks in thick steel plate. *Welding Journal*. 225-S to 230-S. 2003.
- 15 SHIM, Y. et. al. Determination of residual stresses in thick-section weldments. *Welding Journal* 71(9): 305-s to 312-s. 1992.
- 16 PARK, M.J. et al. Residual stress measurement on welded specimen by neutron diffraction. *Journal of Materials Processing Technology*. 155–156. 1171–1177. 2004.
- 17 GAO, H. et. al. Determination of residual stress by X-ray diffraction in HSLA-100 steel weldments. *Proceedings of the fifth international conference on residual stresses*. 16–18 June 1997. 1998. pp. 320–325. 2002.
- 18 ASSIS J.T. et. al. X-ray analysis of residual stress distribution in weld region. *International centre for diffraction data. Advances in X-ray analysis*. v. 45. 2002.
- 19 BABU, S.S.; BHADSHIA, H.K.D.H. Stress and the acicular ferrite transformation. *Material science and engineering A156*. 1992. 1-9. 1992.
- 20 BHADSHIA, H.K.D.H. et. al. Transformation Plasticity in Steel Weld Metals. *Proceedings of 10th International Aachen Welding Conference*. pp. 22-25. 2007.
- 21 JONES, W.K.C.; ALBERRY, P.J. A model for stress accumulation in steels during welding. *Metal Technology*. 11: 55.7-566. 1977.
- 22 FRANCIS, J.A. et. al. Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels. *Proceedings of PVP2007 - ASME pressure vessels and piping division conference*. Paper PVP2007-26544. San Antonio. Texas. pp. 1-8. 2007.