

EFEITO DO APORTE TÉRMICO E ADIÇÃO DE NITROGÊNIO NO GÁS DE PROTEÇÃO NA TRANSIÇÃO DUCTIL-FRÁGIL DE UM AÇO INOXIDÁVEL AISI 409 SOLDADO PELO PROCESSO GMAW¹

José Carlos de Lacerda²

Luiz Cláudio Cândido³

Paulo Sérgio de Sairré Bálamo⁴

Resumo

A grande aplicação do aço inoxidável ferrítico AISI 409 na construção de reservatórios de líquidos diversos, caldeiras, radiadores e mais recentemente nos sistemas de escapamentos de veículos automotores têm despertado um grande interesse em se conhecer melhor o comportamento mecânico de soldas destes aços inoxidáveis, sobretudo no que diz respeito à sua transição ductil-frágil. Sabendo-se que a variação do aporte térmico tem efeito significativo no ciclo térmico de soldagem, propõe-se a sua variação visando correlacionar a influência associada à variação da composição do gás de proteção no comportamento ductil-frágil do material soldado pelo processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). Assim, neste trabalho, busca-se investigar o comportamento ductil-frágil na zona fundida e zona termicamente afetada de um aço inoxidável AISI 409, soldado pelo processo GMAW em diferentes condições de energia de soldagem e composição do gás de proteção da solda empregando-se ensaios de impacto Charpy.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis ferríticos; Transição ductil-frágil; Soldagem

EFFECT OF HEAT INPUT AND NITROGEN ADDITION TO THE SHIELDING GAS OVER THE BRITTLE-DUCTILE TRANSITION ZONE OF AISI 409 STAINLESS STEEL WELDED BY GMAW PROCESS

Abstract

The wide application of ferritic stainless steels AISI 409 in construction of liquid storage reservoirs, boilers, radiators and, more recently, exhaust systems for motor vehicles, has raised a large interest in knowing more about the mechanical behavior of welds of these stainless steels, especially with respect to their brittle-ductile transition zone. Knowing that the variation of the heat input has significant effect over the thermal cycle of welding, it is proposed its variation in order to correlate its influence associated to the variation of composition of the shielding gas, over the brittle-ductile behavior of the material welded by the GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) process. Thus, in this work, it is sought to investigate the brittle-ductile behavior in the molten zone and heat-affected-zone of AISI 409 stainless steel, welded by GMAW process in various conditions of welding energy and compositions of the weld shielding gas.

Key words: Ferritic stainless steel; Brittle-ductile transition; Welding.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Engenheiro Mecânico, Esp. Professor e Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica do UNILESTEMG, Coronel Fabriciano, MG.*

³ *Engenheiro Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Pesquisador e Professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto. Ouro Preto, MG.*

⁴ *Engenheiro Mecânico, M.Sc., D.Sc., Pesquisador do Centro de Pesquisas da Acesita. Timóteo MG.*

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Ferro-Cromo com estrutura cristalina do tipo cúbica de corpo centrada (CCC). O conteúdo de Cromo está compreendido entre 11 e 30% (peso). Estes aços inoxidáveis são praticamente isentos de Níquel, o que reduz o seu custo comparado aos aços inoxidáveis austeníticos. A baixa solubilidade de carbono e nitrogênio nesta estrutura cristalina propicia a presença destes elementos sob a forma de carbonetos, nitretos ou carbonitretos de cromo. Podem conter ainda em sua liga a presença, dentre outros elementos de liga, o Titânio e Nióbio.

Os aços inoxidáveis ferríticos são ferromagnéticos, podem apresentar boa ductilidade e conformabilidade, no entanto apresentam baixa resistência em altas temperaturas se comparados aos austeníticos. Não são endurecíveis por tratamentos térmicos e dificilmente por trabalho a frio. São basicamente usados na condição de recozido e são aplicados onde normalmente é necessária alta resistência à corrosão, ótima aparência superficial e requisitos mecânicos moderados. O aço inoxidável AISI 409, objeto deste trabalho, tem aplicação na construção de reservatório de líquidos diversos, caldeiras, radiadores e mais recentemente nos sistemas de escapamentos de veículos automotores.

Conforme diversas citações no decorrer deste trabalho, a condição de soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos é inferior à dos austeníticos. Assim, avaliou-se a soldabilidade de um aço inoxidável ferrítico AISI 409, soldado pelo processo GMAW, em diferentes condições de energia empregando-se duas composições de gases de proteção da solda. O objetivo principal deste trabalho foi avaliar o comportamento ductil-frágil das soldas, na zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) comparado com o metal base (MB). Para tanto, se realizou ensaios de impacto Charpy em várias temperaturas com entalhes na ZF, ZTA e MB e respectivas análises de imagens de fraturas em um microscópio eletrônico de varredura.

Conforme Modenesi,⁽¹⁾ os aços inoxidáveis ferríticos apresentam baixa soldabilidade se comparados aos aços inoxidáveis austeníticos. A sua solda apresenta características de baixa ductilidade e tenacidade, além da suscetibilidade à corrosão intergranular. A baixa ductilidade e tenacidade é mais acentuada nos aços com altos teores de cromo e elementos intersticiais, carbono e nitrogênio. Ao contrário, a maior suscetibilidade à corrosão intergranular é mais intensa nos aços com baixos teores de cromo e mais altos teores de elementos intersticiais, de acordo com Modenesi.⁽¹⁾

De acordo com Lippold & Kotecki,⁽²⁾ as propriedades mecânicas de soldas de aços inoxidáveis ferríticos são muito dependentes do tipo de liga e do seu conteúdo de cromo. Especificamente no caso dos aços inoxidáveis ferríticos com baixo teor de cromo, não havendo a presença significativa de martensita, o crescimento de grão de ferrita passa a ser o fator mais importante nas propriedades mecânica da solda destes aços.

O crescimento do tamanho de grão na ZTA, segundo Modenesi,⁽¹⁾ ocorre significativamente acima de 1200°C devido à alta mobilidade atômica da estrutura ferrítica associada à inexistência de barreiras à expansão de contornos de grãos, em se tratando de aços não estabilizados. Em aços estabilizados, geralmente, ao Titânio e/ou Nióbio, o crescimento do grão é menor na medida em que a presença de precipitados mais estáveis nestas temperaturas ancora contornos de grão, dificultando seu crescimento. O aumento da energia de soldagem promove

crescimento de grãos no material o que implica em aumento da temperatura de transição dúctil-frágil.

Hunter e Eagar⁽³⁾ constataram que a perda de ductilidade em soldas de aço inoxidável ferrítico estabilizado, do tipo AISI 444, está diretamente ligada ao aumento da temperatura de transição e esta ao crescimento de grão na ZTA.

Meyer e Du Toit⁽⁴⁾ concluíram que o crescimento de grão da ferrita na ZTA do aço inoxidável 3CR12, cuja composição química é apresentada na Tabela 1, teve significativo efeito na diminuição da resistência ao impacto da junta soldada. A presença de austenita na ZTA em alta temperatura reduz o crescimento do grão de ferrita. O aumento de carbono e nitrogênio na ZTA estabiliza a austenita nesta região e em consequência é observada uma redução no crescimento do grão da ferrita. Observaram ainda que o aumento na resistência ao impacto devia estar associado à difusão de carbono e nitrogênio do metal de solda (ZF) para a ZTA, inibindo o crescimento de grão da ferrita pela presença da austenita.

Tabela 1 – Composição química do aço inoxidável ferrítico 3CR12.

Elementos	C _(Max)	Cr	Si _(Max)	Mn	Ni _(Max)	N _(Max)
Composição (% massa)	0,03	11-12	1,00	1,50	1,50	0,03

Fonte: Meyer e Du Toit⁽⁴⁾

Meyer e Du Toit⁽⁴⁾ citam que Gooch e Ginn, constataram uma correlação aproximada com a equação (1) de Hall-Petch, apontando para a reafirmação da relação existente entre o tamanho do grão da ferrita e a temperatura de transição dúctil-frágil.

$$DBDT = F + G (d^{1/2}) \quad (1)$$

Onde DBDT é a temperatura de transição dúctil-frágil, F e G são constantes e d é o tamanho do grão da ferrita.

Lancaster⁽⁵⁾ divide a ZTA em duas regiões. Na primeira região, de mais alta temperatura, localizada mais próxima à linha de fusão, o crescimento de grão ocorre com maior intensidade. Na segunda região, de mais baixa temperatura, mais afastada da poça de fusão, a principal ocorrência é a maior incidência de precipitados. O tamanho do grão na primeira região depende principalmente da temperatura máxima na região, do tempo de aquecimento e resfriamento, portanto do ciclo térmico. Para os aços, na condição ideal de aquecimento isotérmico, o tamanho final do grão na ZTA pode ser expresso pela equação (2), onde: d_t é o tamanho final do grão, d_o é o tamanho inicial do grão, t é o tempo e k e n são constantes.

$$d_t^n = k.t + d_o^n \quad (2)$$

Sendo assim, conforme Lancaster,⁽⁵⁾ o crescimento de grão na ZTA estaria associado à intensidade do aporte térmico no processo de soldagem.

A microestrutura obtida na região da solda, de acordo com Ferrante,⁽⁶⁾ ocorre basicamente em função da taxa de resfriamento, que por sua vez depende do aporte térmico da soldagem, da espessura, condutividade e da composição química do metal base. Portanto, para uma dada espessura, condutividade e composição o aporte térmico determina a microestrutura da região da solda e em consequência as características mecânicas da mesma. Este insumo de calor é dado pela equação (3), onde: H é o insumo de calor, \underline{V} é a voltagem, \underline{i} é a corrente, \underline{v} é a velocidade de

deslocamento da fonte de calor (eletrodo) e f é a eficiência própria do processo de soldagem empregado, no que diz respeito à sua capacidade de transformação de energia em calor.

$$H = f \cdot \frac{V i}{v} \quad (3)$$

De acordo com Du Toit,⁽⁷⁾ o nitrogênio nos aços inoxidáveis ferríticos é considerado uma impureza indesejável, causando porosidade e a formação de nitratos. No entanto, em aços inoxidáveis austeníticos e duplex (austeníticos-ferríticos), o nitrogênio aumenta significativamente a resistência mecânica do material.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Como metal base para a soldagem, foram empregadas chapas de aço inoxidável ferrítico AISI 409, laminadas a quente, com dimensões 800 x 100 x 6,3 mm e composição química conforme Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química do aço inoxidável AISI 409 (% peso).

C	Mn	Si	P	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	O ₂ (ppm)	N ₂ (ppm)
0,01	0,16	0,39	0,0275	11,35	0,01	0,13	0,004	0,173	48	81

Na execução da soldagem pelo processo GMAW utilizou-se como metal de adição arame sólido de aço inoxidável austenítico AISI 309LSi com diâmetro de 1,0 mm e como gases de proteção foram empregadas duas misturas: argônio com 2% de oxigênio e argônio com 10% de nitrogênio. A solda foi realizada em uma máquina modelo LAI-400/450 da ESAB.

Para a fixação das chapas para as soldagens de topo, a fim de evitar empenamento e assegurar velocidade constante de deslocamento da tocha, foi utilizado um sistema semi-automático de soldagem através de um carro com velocidade controlada montado sobre trilho e adaptado a uma bancada, conforme mostrado na Figura 1.

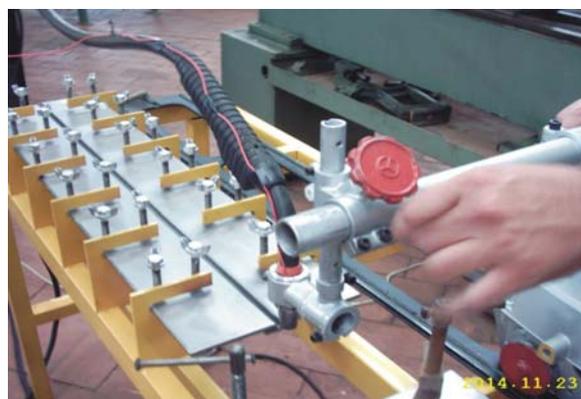


Figura 1 – Bancada de soldagem utilizada.

Para o monitoramento dos parâmetros de soldagem: tensão, corrente e vazão do gás de proteção, durante o processo de soldagem, utilizou-se um sistema eletrônico de aquisição de dados. A velocidade de alimentação do arame foi controlada através de cronometragem.

A metodologia do trabalho consistiu-se basicamente das seguintes etapas: preparação das juntas de soldagem, execução da soldagem, usinagem de corpos-de-prova (CPs), ensaios de impacto Charpy e análise das fraturas dos CPs ensaiados.

Antes da soldagem, as chapas foram submetidas a uma limpeza com acetona, visando eliminar contaminação da junta soldada com óleos e outras impurezas provenientes do processo de laminação. Adotou-se junta de topo com chanfro de 45° em uma das bordas. Conforme mostrado na Figura 2, na fixação das chapas na bancada de soldagem utilizou-se de uma chapa cobre junta, também de aço inoxidável AISI 409, do lado da raiz da solda.

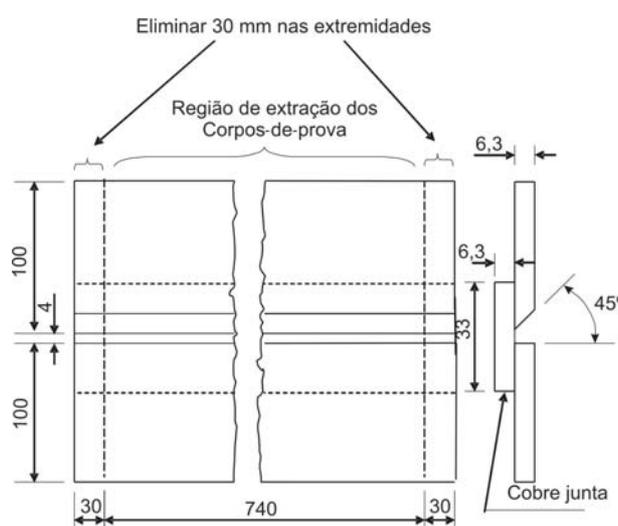


Figura 2 – Representação esquemática da junta de solda.

Para a execução da soldas foi utilizada uma máquina de solda própria para o processo de soldagem GMAW, marca ESAB, modelo E- 450. Foram empregados quatro procedimentos de soldagem, combinados entre si, de forma a obter amostras soldadas com duas energias, consideradas baixa e alta, e duas misturas de gases de proteção: argônio com 2% de oxigênio e argônio com 10% de nitrogênio. Na Tabela 3, apresentam-se os parâmetros de soldagem referidos.

Tabela 3 – Parâmetros de soldagem utilizados.

ENERGIA DE SOLDAGEM	TENSÃO (V)	CORRENTE (A)	VELOCIDADE ALIMENTAÇÃO DO ARAME (mm/s)	VELOCIDADE DA TOCHA (mm/min)	VAZÃO DO GÁS (Litros/min)	DBCP ^(*) (mm)
ALTA	25	190	200	100	17	25
BAIXA	25	190	200	200	17	25

(*) - Distância do bico contato peça.

Conforme apresentado na Tabela 3, para a obtenção das energias, alta e baixa, variou-se apenas a velocidade de deslocamento da tocha, mantendo-se o mais constante possível a corrente e a tensão.

Conforme mostrado na Figura 2, os CPs para os ensaios de impacto Charpy foram extraídos desprezando 30 mm nas extremidades das chapas. A extração dos mesmos foi realizada através do uso de serra alternativa seguida de fresamentos em um centro de usinagem. Os entalhes dos CPs foram realizados em uma brocheadeira, de forma a obtê-los localizados respectivamente nas distintas regiões da solda: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB). Considerando-se as limitações de espessura das chapas de amostra, optou-se por CPs da Norma ASTM E-23/1996 ⁽⁸⁾ com dimensões reduzidas, conforme mostrado na Figura 3.

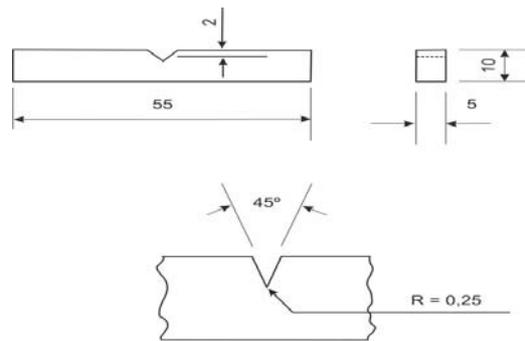


Figura 3 – Representação esquemática do corpo-de-prova Charpy.

Para cada uma das condições de energia de soldagem, de gás de proteção, de localização do entalhe (MB, ZF e ZTA) e de temperatura de ensaio foram ensaiados quatro CPs. Foi adotado um critério de anotação dos resultados das energias absorvidas no ensaio, juntamente com um esquema que assegurasse a associação deste resultado com o CP fraturado. Para tanto, utilizou-se de um sistema de codificação gravado nas extremidades de cada um dos CPs. O código definido para os CPs foi concebido para identificar as seguintes informações de cada um deles: parâmetros de soldagem empregados, a região de localização do entalhe (MB, ZF ou ZTA), a temperatura de realização do ensaio e finalmente um número de ordem de cada um dos CPs de cada uma das condições anteriormente apresentadas. Portanto, o sistema de codificação ficou com 5 dígitos, onde cada um deles identificou um item específico do procedimento empregado, conforme apresentado na Tabela 4.

Tabela 4 – Sistema de codificação dos corpos-de-prova Charpy.

1º Dígito Energia	2º Dígito Gás de Proteção	3º Dígito Região do Entalhe	4º Dígito Temperatura	5º Dígito nº de ordem
A – Alta energia B – Baixa energia	1 - Ar + 2% O ₂ 2 - Ar + 10% N ₂	F - ZF; T – ZTA; M - MB	1 – 2 – 3 – 4	1 – 2 – 3 – 4

Foram analisadas as fraturas dos CPs de ensaio de impacto Charpy em imagens obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura, MEV (Jeol 5510).

3 RESULTADOS

Na Figura 4 apresentam-se as curvas das energias médias absorvidas nos ensaios de impacto Charpy na ZF, em função das temperaturas dos ensaios, respectivamente, para as duas energias de soldagem: baixa energia (BE) e alta energia (AE), além das duas misturas de gases de proteção da solda: Ar+2%O₂ e Ar+10%N₂. Apresenta-se ainda idêntica curva para o MB.

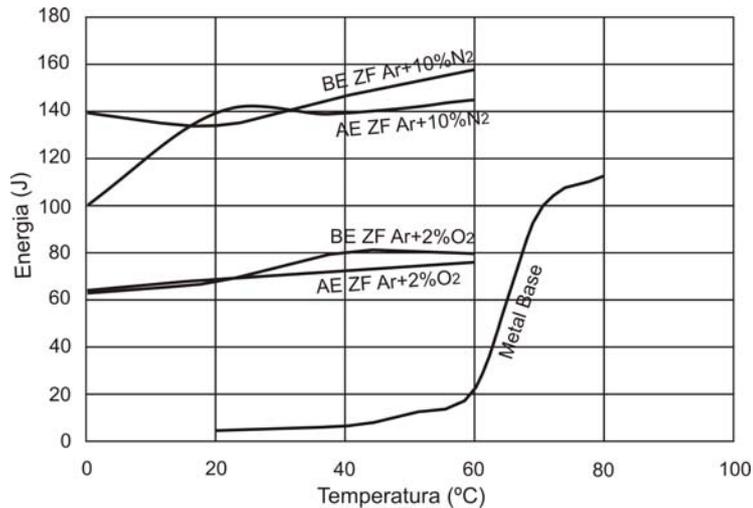


Figura 4 – Comparação entre as energias absorvidas nos ensaios de impacto na ZF e MB.

Na Figura 5 apresentam-se as curvas das energias médias absorvidas nos ensaios de impacto Charpy na ZTA, em função das temperaturas dos ensaios, respectivamente, para as duas energias de soldagem: baixa energia (BE) e alta energia (AE), além das duas misturas de gases de proteção da solda: Ar+O₂ e Ar+N₂. Apresenta-se ainda idêntica curva para o MB.

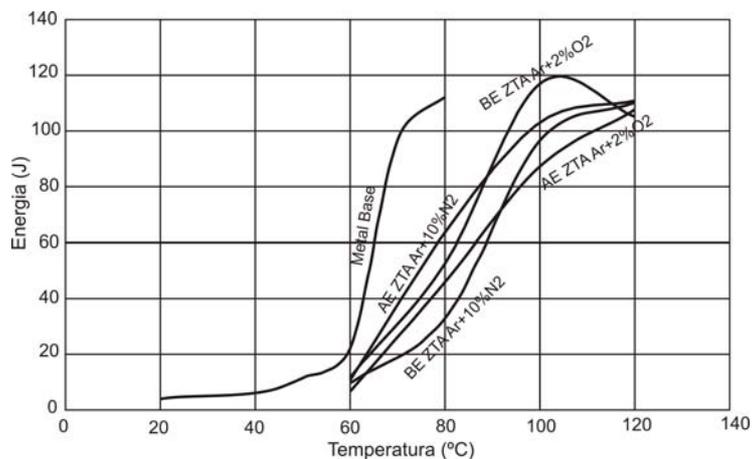


Figura 5 – Comparação entre as energias absorvidas nos ensaios de na ZTA e MB

Na Figura 6(a,b) apresentam-se microfratografias de CPs ensaiados a 0° C na ZF das soldas de alta energia, respectivamente para as duas misturas de gases de proteção.

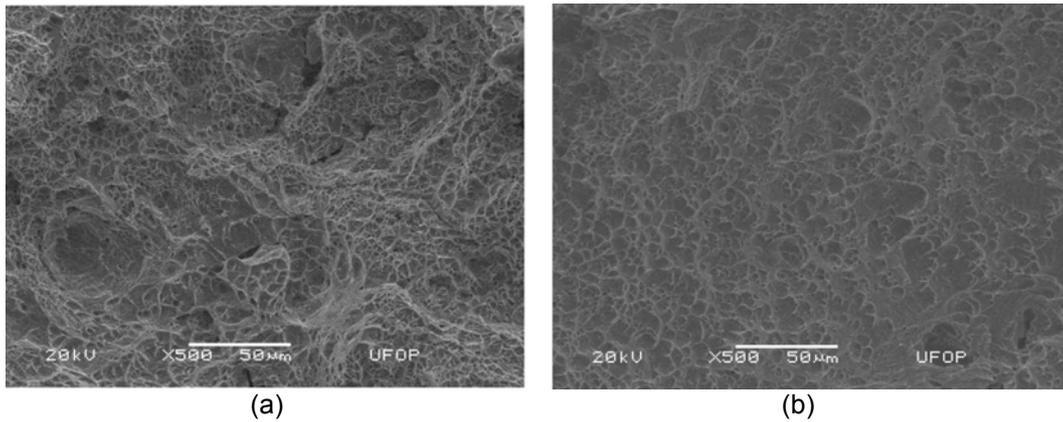


Figura 6 – Microfratografias de CPs Charpy ensaiados sob impacto; região da ZF de solda com alta energia; (a) gás de proteção: Ar+2% O₂; (b) gás de proteção: Ar+10% N₂; MEV (500 X).

Na Figura 7(a,b) apresentam-se, também, microfratografias, mas a 60° C, na ZTA das soldas de alta energia, respectivamente para as duas misturas de gases de proteção.

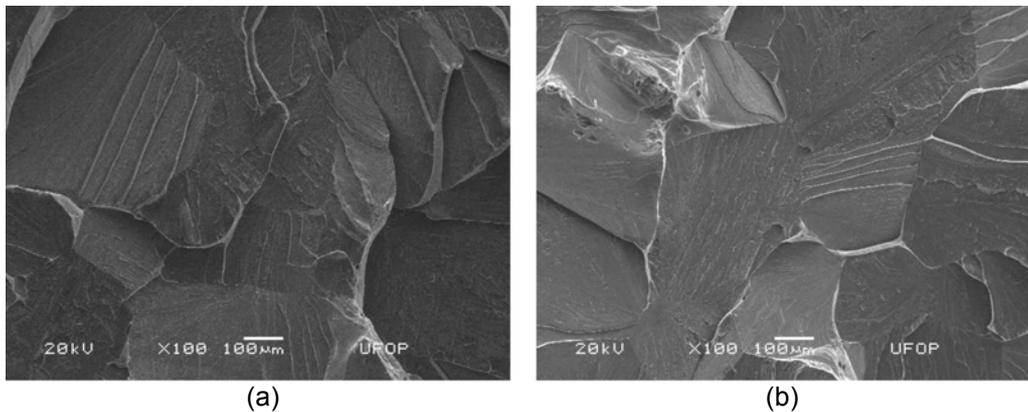


Figura 7 – Microfratografias de CPs Charpy ensaiados sob impacto; região da ZTA de solda com alta energia; (a) gás de proteção: Ar+2% O₂; (b) gás de proteção: Ar+10% N₂; MEV (100 X).

A Figura 8(a,b,c) mostra microfratografias de CPs ensaiados a 40, 70 e 80° C na região do metal base.

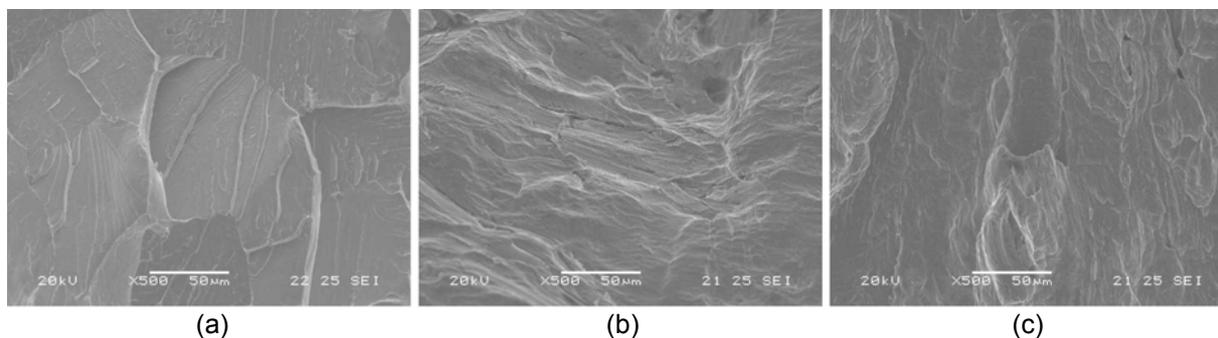


Figura 8 – Microfratografias de CPs Charpy ensaiados sob impacto; região do MB; (a) 40°C; (b) 70°C; (c) 80°C; MEV (500 X).

4 DISCUSSÃO

Conforme pode ser observado na Figura 4, o nível de absorção de energia nos ensaios de impacto Charpy na região da ZF, cuja soldagem foi executada com a mistura de gases de proteção Ar+10%N₂, apresentou-se praticamente o dobro daquele empregando-se como gases de proteção a mistura Ar+2O₂. Esta constatação pode ser observada em ambos os casos de alta e baixa energia de soldagem. Sendo assim, sugere-se que este aumento na absorção de energia no impacto seja atribuído à presença de nitrogênio ligado ao metal de solda, difundido do gás de proteção, confirmando que a presença de nitrogênio em aços inoxidáveis austeníticos aumenta significativamente a resistência do material, conforme mencionado por Du Toit.⁽⁷⁾ As curvas de energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy na região da ZF, conforme mostrado na Figura 4, apresentam um comportamento típico dos aços inoxidáveis austeníticos, sem definição de transição dúctil-frágil, confirmando a predominância desta estrutura nesta região, uma vez que o arame de solda empregado foi de aço inoxidável austenítico AISI 309LSi. Nas microfratografias de CPs da ZF apresentadas na Figura 6(a,b) pode ser observada a existência de “dimples”, característicos de fratura dúctil.

A temperatura de transição na ZTA apresentou-se maior que a do MB, para todas as combinações de energia e mistura de gases de proteção utilizados na soldagem, conforme pode ser observado na Figura 5. Este resultado pode ser atribuído ao crescimento de grãos na ZTA, conforme observado pela predominância de uma granulação grosseira nas microfratografias da Figura 7(a,b). Esta constatação era esperada na medida em que confirma as observações de Lippold & Kotecki,⁽²⁾ Meyer e Du Toit⁽⁴⁾ que são unânimes em destacar a correlação existente entre o tamanho do grão da ferrita e a temperatura de transição dúctil-frágil.

Conforme pode ser observado nas Figuras 4 e 5, o metal base apresentou uma curva de absorção de energia no impacto em função da temperatura com uma definição bastante precisa da faixa de temperatura de transição, em torno de 65° C. Este valor, considerado relativamente alto, pode ser atribuído ao fato de que o metal base utilizado foi empregado na condição de laminado a quente sem ter sido recozido. Na imagem da Figura 8(a) mostra-se uma fratura tipicamente frágil a 40° C no metal base. A 70 e 80° C, nesta mesma figura, respectivamente 8(b) e 8(c), vêm-se fraturas com características dúcteis.

5 CONCLUSÕES

- A adição de nitrogênio ao argônio como gás de proteção da solda revelou resultados de resistência ao impacto na ZF, aproximadamente o dobro daqueles sem a presença de nitrogênio;
- Na ZTA pode-se considerar que a adição de nitrogênio ao argônio como gás de proteção da solda comparado com a outra mistura sem nitrogênio, praticamente não exerceu nenhum efeito em termos da temperatura de transição dúctil/frágil;
- Para a variação da energia de soldagem não se constatou significativo efeito, considerando a limitação do nível de investigação até o presente momento;
- A temperatura de transição dúctil/frágil na ZTA apresentou-se maior que a do MB, para todas as combinações de energia e mistura de gases de proteção utilizados na soldagem.

Agradecimentos

À ACESITA pelo fornecimento de amostra e contribuição técnica na realização dos ensaios de impacto Charpy. À AGA pelo fornecimento de gases empregados na soldagem. Ao CDTN pela usinagem dos entalhes dos CPs para ensaios Charpy. À UFOP pelo apoio técnico na obtenção das microfratografias. Ao UNILESTE-MG pelo apoio na execução das soldas e usinagens diversas.

REFERÊNCIAS

- 1 MODENESI, P. J. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. São Paulo: SENAI-SP, 2001. Cap. 4, p. 21-32.
- 2 LIPPOLD J. C.; KOTECKI D. J. Welding metallurgy and Weldability of stainless steel. New Jersey: John Wiley & Sons. 2005.
- 3 HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W. Ductility of Stabilized Ferritic Stainless Steel Welds. **Metallurgical Transactions**, v. 11A, p. 213-217, february, 1980.
- 4 MEYER, A. M.; DU TOIT, M. Interstitial diffusion of carbon and nitrogen into heat-affected zones of 11-12% chromium steel welds. **Welding Research, Supplement to the Welding Journal**, december 2001. Disponível em : < <http://files.aws.org/wj/supplement/Meyer12-01.pdf> > Acesso em 12 jan. 2007.
- 5 LANCASTER, J. F. Metallurgy of welding. London: Chapman & Hall, fifth edition, 1993.
- 6 FERRANTE, M. Seleção de materiais. São Carlos - SP: UFSCAR, 2ª ed. 2002.
- 7 DU TOIT, M. The behaviour of nitrogen during the autogenous arc welding of stainless steel. 79 f. Thesis (Submitted in parcial fulfillment of the requirements for the degree Philosophiae Doctor) – University of Pretoria, Pretoria, 2001. Disponível em: <<http://upetd.up.ac.za/thesis/available/etd-09132002-100245/unrestricted/00front.pdf>> Acesso em: 12 jan. 2007.
- 8 ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS. Metals test methods na analytical procedures, E-23-96. West Conshohocken, PA, 1998. Volume 03.01.