



ANÁLISE DE PARÂMETROS DA SOLDAGEM AUTÓGENA EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇO SUPERDUPLEX ATRAVÉS DA UTILIZAÇÃO DE PROCESSAMENTO DIGITAL DE IMAGENS¹

Samuel Amora Alves Neto²
 Marília Garcia Diniz³
 José Brant de Campos³
 André Rocha Pimenta⁴

Resumo

Os aços inoxidáveis do tipo duplex possuem grande importância na indústria, principalmente na do petróleo e gás natural, por apresentarem elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão. Caracterizam-se por apresentar estrutura bifásica, constituída de proporções praticamente iguais de ferrita e austenita devido à distribuição controlada dos elementos alfacênicos e gamagênicos. Entretanto, tais características podem ser perdidas na soldagem autógena. Este Trabalho objetivou a caracterização metalúrgica de juntas soldadas por processo TIG autógeno (Tungsten Inert Gas) de aço superduplex UNS S32760 utilizando argônio puro e argônio contendo 2,5% de nitrogênio como gás de proteção. Foram utilizadas técnicas de metalografia colorida e análise e processamento digital de imagens. A Análise quantitativa das fases ferrita e austenita presentes nas juntas soldadas mostrou que a adição de nitrogênio no gás de proteção favoreceu a formação da fase austenita, variando de 11% (sem nitrogênio) para 26% (com nitrogênio) a quantidade desta fase.

Palavras-chave: Aço superduplex; Soldagem TIG; Análise e processamento digital de imagem.

ANALYSIS OF WELDING PARAMETERS IN SUPERDUPLEX STEEL AUTOGENOUS WELDED JOINTS BY USING DIGITAL IMAGES PROCESSING

Abstract

The duplex stainless steels types are great importance in industry, mainly in oil and natural gas, due to their high mechanical strength and excellent corrosion resistance. They are characterized by having biphasic structure, consisting of nearly equal proportions of ferrite and austenite due to the controlled distribution of alfacenic and gamagenic elements. However, such features may be lost in autogenous welding. This work aimed to characterize welded joints of UNS S32760 superduplex steel process by autogenous TIG (Tungsten Inert Gas) using pure argon and argon containing 2.5% nitrogen as shielding gas. Color metallography techniques and analysis and digital image processing were used. The quantitative analysis of ferrite and austenite phases present in the welded joints showed that the addition of nitrogen in shielding gas favored the formation of austenite phase, ranging from 11% (without nitrogen) to 26% (with nitrogen) the amount of this phase.

Keywords: Superduplex steel; TIG welding technique; Digital image processing.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Mestrando em Engenharia Mecânica, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, UERJ.

³ DSc, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, UERJ.

⁴ Doutorando em Engenharia Mecânica, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, UERJ.



1 INTRODUÇÃO

O interesse pelos aços da família duplex cresce gradativamente com a necessidade de aplicações na indústria petrolífera, devido às suas propriedades de resistência à corrosão em ambientes ácidos, clorados, aliadas às boas propriedades mecânicas. São empregados em locais onde as condições de trabalho são bastante severas, tais como bombas para indústria de extração de petróleo, elementos estruturais de plataformas, equipamentos da indústria química, dentre outras.⁽¹⁾

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, contendo até 0,30% em peso de nitrogênio na forma atômica, que apresentam microestruturas bifásicas compostas por uma matriz ferrítica e pela fase austenítica precipitada com morfologia geralmente arredondada. A concentração volumétrica de ferrita aproxima-se de 50% ± 5% para um material corretamente balanceado do ponto de vista microestrutural. A resistência equivalente à corrosão por pite (PREn – *Pitting Resistance Equivalent number*)⁽²⁾ dos aços inoxidáveis duplex varia de 35 a 40 e suas aplicações são limitadas em função dessa propriedade. O PREn é um conceito teórico que classifica os aços inoxidáveis em duplex e superduplex, através da análise de composição química que indica os teores dos principais elementos constituintes desses aços, conforme a equação 1:

$$\text{PREn} = \% \text{Cr} + 3.3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \geq 40,0 \dots \dots (1)$$

onde os elementos químicos estão em peso percentual (%peso).

Assim, os aços inoxidáveis com PREn acima de 40 são considerados superduplex. Por conseguinte, os aços inoxidáveis superduplex, além de reunirem todos os pré – requisitos dos aços inoxidáveis duplex, possuem uma resistência equivalente à corrosão por pite (PREn) maior, o que significa que esses materiais resistem mais a ataques químicos, principalmente aqueles provocados por solução aquosas contendo íons halogênios (elementos pertencentes à família 7A da tabela periódica), destacando-se dentre eles o íon cloreto, muito freqüente na água do mar.

As características mecânicas dessa categoria de material são relativamente altas (quando comparados a outros tipos de aço), isto é, apresentam limite de escoamento superior a 480 MPa e limite de resistência à ruptura superior a 650 MPa, com alongamento de 25% mínimo.

Devido a esses fatores, essas ligas ferrosas são comumente utilizadas como elementos estruturais e componentes rotativos nas plataformas de exploração de petróleo em mar aberto. Aços inoxidáveis que apresentam elevadas características mecânicas e bom comportamento à corrosão por pite não são muito comuns, uma vez que os inoxidáveis austeníticos e ferríticos possuem moderada resistência à corrosão e propriedades mecânicas relativamente pobres, e os aços inoxidáveis martensíticos exibem propriedades contrárias às dos aços acima citados, o mesmo acontecendo para os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.⁽³⁾

Apesar de suas excelentes propriedades, esses aços, quando submetidos a operações de aquecimento e resfriamento podem sofrer transformações de fases e gerar precipitados que prejudicam suas propriedades mecânicas e químicas, podendo, ainda, sofrer processo de corrosão localizada (por pites). Um dos desafios para os aços superduplex é submetê-los a operações de soldagem (operações de aquecimento e resfriamento) e controlar o balanceamento entre as fases ferrita e austenita, além da formação de precipitados ao longo de sua microestrutura. Tais

precipitados podem acontecer seja por fundição, seja por soldagem, e, quando de sua existência, podem provocar fragilização. Assim, deseja-se que o metal consiga retornar à sua composição microestrutural original, ou seja, retorne às proporções originais de austenita e ferrita (50% de cada uma das fases, aproximadamente), de forma a manter as propriedades mecânicas desejadas.⁽⁴⁾ O grande número de processos de soldagem existentes e as variadas situações envolvendo aços superduplex, justificam a pesquisa científica, uma vez que a soldagem para a família destes aços ainda não está qualificada / normalizada.⁽⁴⁾ O objetivo deste trabalho foi a caracterização microestrutural de juntas soldadas pelo processo TIG autógeno (*Tungsten Inert Gás*) do aço superduplex UNS S32760 através de técnicas de análise e processamento digital de imagens. Foram analisadas amostras obtidas através das variações de parâmetros de soldagem segundo dois grupos distintos: um grupo utilizou gás de proteção de argônio puro, com a variação do parâmetro corrente de soldagem (25 A e 40 A). O outro grupo utilizou gás de proteção argônio com adição de 2,5% de nitrogênio, também com a variação do parâmetro corrente de soldagem (25 A e 40 A). A caracterização de juntas soldadas contribui na adequação do método de soldagem TIG para aços inoxidáveis do tipo superduplex, onde se busca parâmetros de soldagem que permitam a obtenção de juntas soldadas com características mecânicas e metalúrgicas as mais parecidas possíveis com o metal de base.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado foi uma liga de aço inoxidável da família duplex, denominado UNS S32760, classificado pela norma ASTM como ASTM A276, que apresenta composição química conforme a Tabela 1 e resistência equivalente por pites (PRE) de 41,840%.

Tabela 1 - Composição química do aço UNS S32760⁽⁵⁾

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	V	Ti	Al	N ₂	W
0,017	0,38	0,58	0,024	0,01	25,80	3,60	6,10	0,87	0,002	0,073	0,003	0,005	0,26	0,555

Os corpos de prova foram soldados pelo processo TIG, solda autógena, utilizando a máquina de solda Fronius modelo Transtig 1600*, arco pulsado, alta frequência, grau de proteção IP 23, tensão de 220V. As amostras soldadas foram divididas em dois grandes grupos (1 e 2), o primeiro utilizou argônio puro como gás inerte de proteção e o segundo, em que foi adicionado 2,5% de nitrogênio (como estabilizador da fase austenita) ao argônio. Para cada um destes dois grupos, foram utilizadas duas correntes distintas, de 25 A e 40 A, gerando os subgrupos a e b, conforme Tabela 2. As juntas soldadas foram resfriadas 1 minuto ao ar tranquilo e em seguida imersas em água.

Tabela 2 – Grupos e subgrupos de amostras estudadas, onde foram variados os parâmetros do gás de proteção e a corrente de soldagem. Foram confeccionadas duas amostras para cada subgrupo, totalizando 8 amostras

GRUPO 1	Argônio puro	(a) 25 A
		(b) 40 A
GRUPO 2	Argônio + N ₂	(a) 25 A
		(b) 40 A



As amostras contendo as juntas soldadas foram submetidas à preparação metalográfica para obtenção de superfície especular. Em seguida, foi realizado ataque químico por 120 segundos com a técnica *color etching*, reagente Behara.⁽⁶⁾ A solução utilizou água destilada e deionizada, ácido clorídrico e metabissulfito de potássio. O ataque químico foi realizado à temperatura ambiente e em capela com sistema de exaustão de gases. Após o ataque químico foram obtidas imagens das regiões da zona termicamente afetada (ou de transição entre o metal de base e a zona de fusão - ZTA) e da zona de fusão através de um microscópio óptico modelo Axiolmager M1m Zeiss, com captura digital de imagem através de uma câmera digital acoplada.

Após a identificação das fases ferrita e austenita através do ataque químico, seguiram-se o processamento digital das imagens das juntas soldadas utilizando-se o programa Imlab.⁽⁷⁾ As etapas de análise e processamento digital de imagens incluíram pré-processamento, segmentação, pós-processamento, extração de atributos e quantificação.^(8,9) Foi utilizado um programa de planilha de cálculo para cálculos percentuais e áreas ocupadas pelas fases identificadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As imagens apresentadas pelas Figuras 1 e 2 exemplificam os resultados obtidos para todas as amostras estudadas. A distinção entre as fases austenita e ferrita foi obtida através da diferença da tonalidade das cores e contornos de grão bem definidos e que foram alcançados através da técnica do *color etching*. O ataque químico Behara colore a fase ferrita, sendo esta a que apresenta coloração mais escura, entre tons de marrom, laranja, verde e azul e a austenita coloração mais clara. Estas alterações na coloração das fases são geradas pela variação da espessura da camada de óxido depositada na amostra, pela orientação cristalográfica dos grãos, composição dos reagentes químicos utilizados, tempo de ataque, grau de agitação da solução, temperatura do ambiente, entre outros fatores.⁽⁶⁾

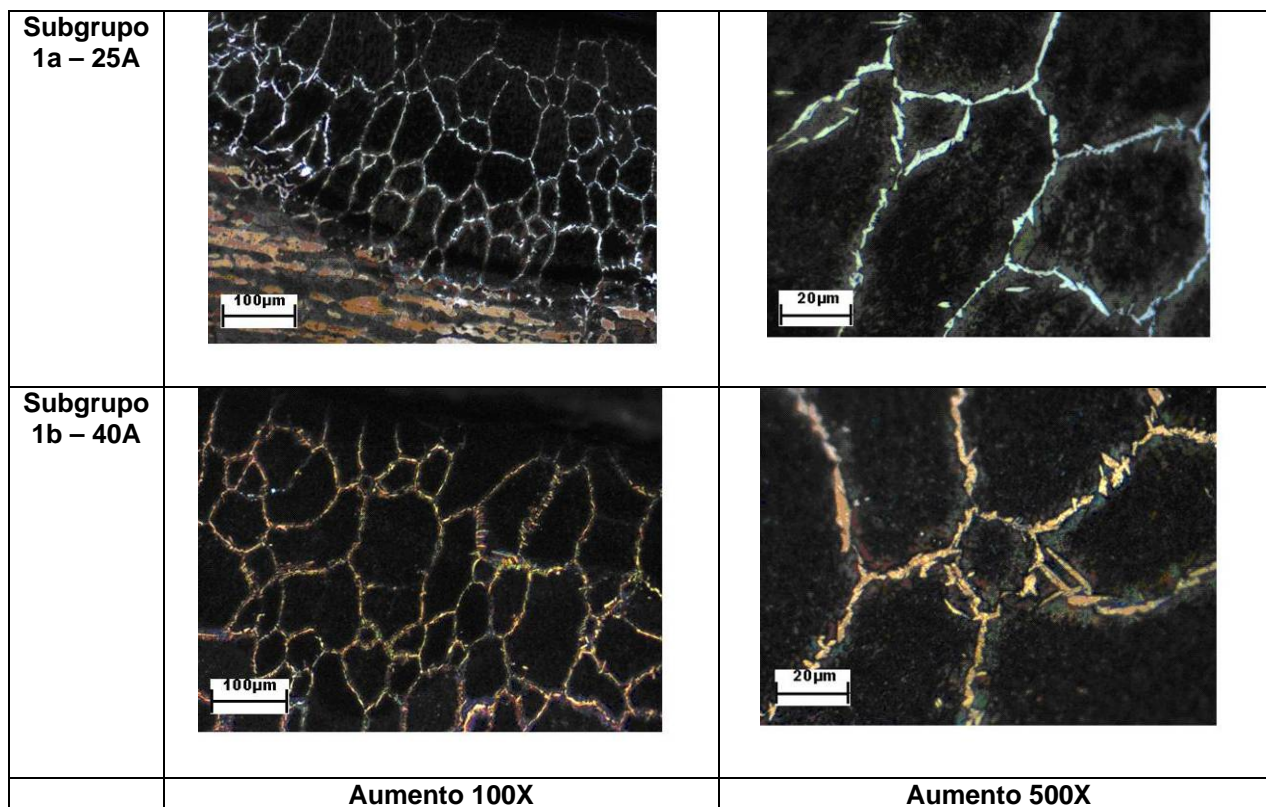


Figura 1 – Aspectos micrográficos das juntas soldadas das amostras dos subgrupos 1(a) e 1(b), cujos parâmetros de soldagem são argônio puro e corrente de 25 A e 40 A, respectivamente – Aumentos de 100X e 500X. Ataque químico Behara.

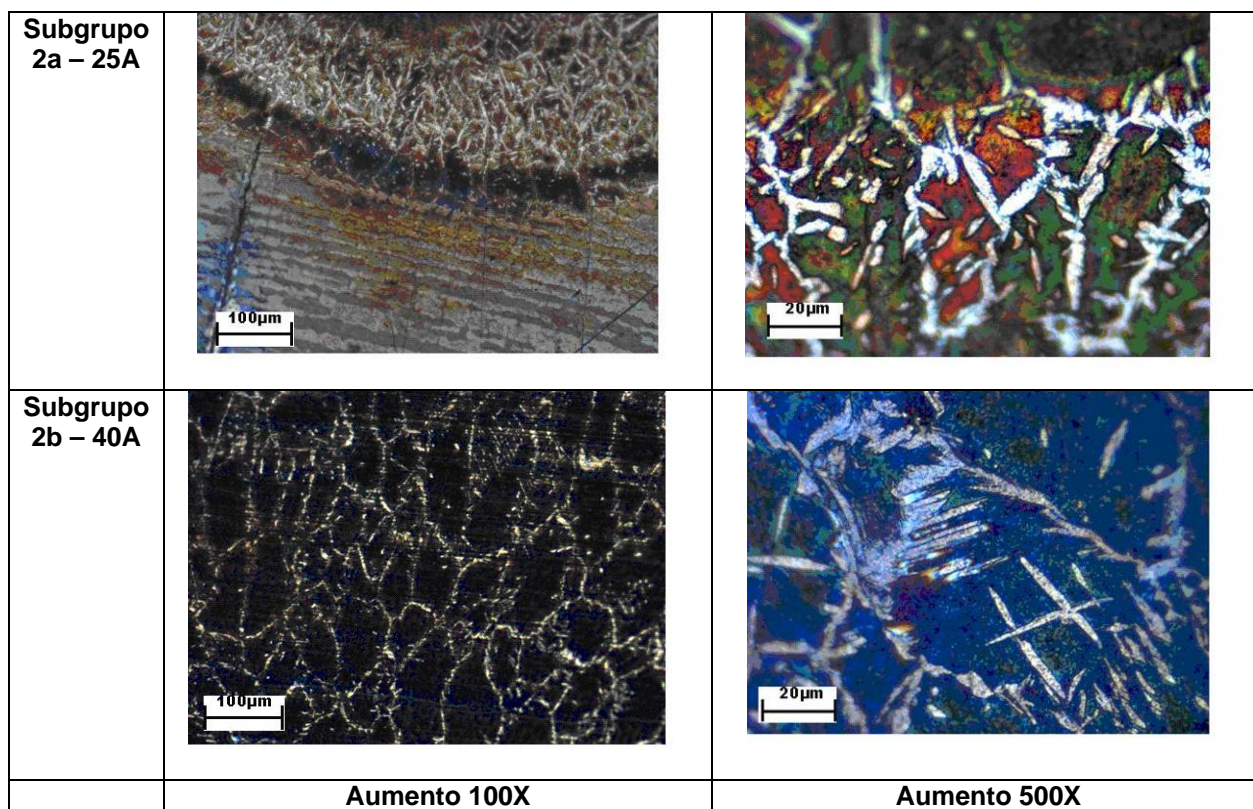


Figura 2 – Aspectos micrográficos das juntas soldadas das amostras dos subgrupos 2(a) e 2(b), cujos parâmetros de soldagem são argônio + 2,5% de N₂ e corrente de 25 A e 40 A, respectivamente – Aumentos de 100X e 500X. Ataque químico Behara.

Como as amostras dos subgrupos b foram soldadas com uma corrente maior (40 A), o que representa um maior aporte térmico, já era esperado uma zona fundida maior e com grãos de maior tamanho que as amostras soldadas com 25 A (subgrupos a), uma vez que um maior heat input faz com que a poça de fusão esfrie de modo um pouco mais lento, dando mais tempo para que os grãos cresçam. Um resfriamento um pouco mais lento permite a difusão e, também, uma maior possibilidade de precipitação da fase austenita nos contornos de grãos da ferrita, entretanto, também pode permitir a precipitação de outras fases consideradas deletérias e que devem ser evitadas⁽⁴⁾ e isto explica o procedimento experimental de resfriamento rápido (em água) após 1 minuto ao ar tranqüilo. A fase ferrita forma-se primeiro durante o resfriamento da zona de fusão e dela é precipitada a fase austenita. Como o resfriamento do material (junta soldada) foi feito rapidamente, em água, não houve tempo suficiente para a formação da fase austenita em grandes quantidades, podendo-se observar que esta se forma na região de contorno de grão.⁽¹⁰⁻¹³⁾ Uma análise qualitativa das imagens obtidas mostrou que os grãos da ferrita (mais escura) eram maiores nas amostras soldadas com 40A versus as amostras soldadas com 25 A, entretanto, a quantidade da fase austenita (mais clara) nos contornos de grãos da ferrita (mais escura) não apresentou diferença significativa entre as amostras testadas dos subgrupos 1(a) e 1(b), isto é, amostras soldadas com 25 A e 40 A, respectivamente, conforme mostra os resultados das análises quantitativas que serão apresentados mais adiante. Medidas quantitativas para medida do tamanho de grão e segundo a norma ASTM E 112 (*Standard Methods for Estimating the Average Grain Size of Metals*) para as amostras testadas estão sendo realizadas através da utilização de processamento digital de imagens, o que deverá tornar mais consistente o resultado apenas qualitativo aqui apresentado.

A geometria dos grãos da zona de fusão apresentaram formato arredondado para a ferrita e um formato agulhado (acicular) para a austenita. A zona termicamente afetada (ZTA) não pôde ser bem identificada através das técnicas utilizadas. É característico do processo TIG juntas soldadas com ZTA mínima, dependendo da liga e das condições de soldagem.⁽¹⁴⁾

A Figura 3 exemplifica uma das micrografias que foram utilizadas para o processamento digital de imagens. A Figura 3 (a) apresenta a micrografia original capturada no sistema de cores RGB e resolução de 1.392 x 1.038 pixels. A Figura 3 (b) apresenta o histograma da imagem da Figura 3 (a). Nota-se que o histograma é do tipo multi-modal, o que dificulta a correta separação das regiões escuras (ferrita) e claras (austenita). Contudo, nota-se claramente maior quantidade de picos elevados na região de pixels escuros e menor quantidade de pequenos picos na região clara.

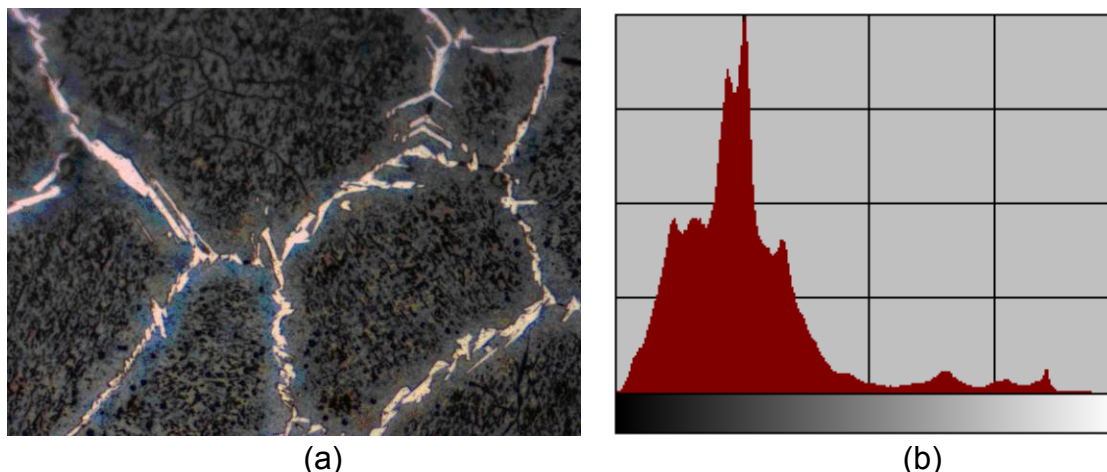


Figura 3 - Imagem de uma amostra do grupo 1(b), cujos parâmetros de soldagem são argônio puro e corrente de 40 A – Aumento de 500X, onde: **(a)**- Imagem obtida após ataque químico com reagente Behara, **(b)**- Histograma da imagem 3 (a).

Na etapa de pré-processamento, a primeira operação consistiu na conversão da imagem para tons de cinza, pois o programa ImLab não possui recursos para operar com imagens coloridas. A Figura 4 (a) apresenta a imagem convertida somente para tons de cinza, o que não compromete a quantificação das fases, uma vez que a diferença de tons da região escura (ferrita) e da região clara (austenita) permanece evidente. A segunda etapa do pré-processamento foi a verificação de existência de erros de iluminação na imagem através da aplicação de “cores falsas”. A Figura 4 (b) apresenta o resultado desta operação sobre a imagem exemplo, onde nota-se uma distribuição homogênea das cores falsas, indicando que a imagem não apresentava erros de iluminação. O mesmo resultado para a verificação de erros de iluminação foi obtido para todas as imagens analisadas.

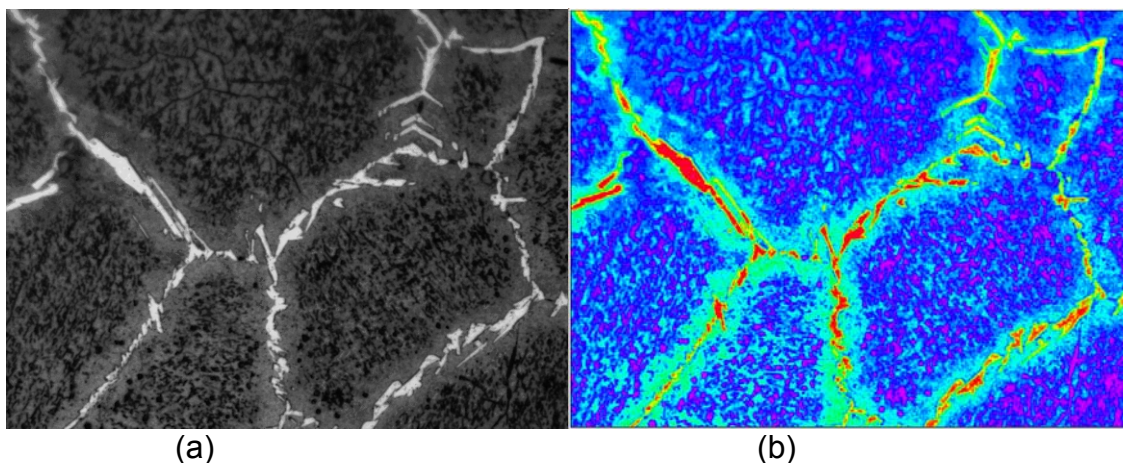


Figura 4 – **(a)** – Imagem da Figura 3 (a) convertida para tons de cinza. **(b)** – Imagem da Figura 4 (a) após a aplicação de cores falsas.

A última etapa do pré-processamento foi a utilização de um filtro do tipo “passa-baixa” com o objetivo de gerar histogramas bi-modais, isto é, com dois picos distintos, facilitando o posterior processo de segmentação. A Figura 5 (a) apresenta a imagem da Figura 4 (a) após aplicação do filtro Gaussiano (passa-baixa), e a Figura 5 (b) o histograma da imagem da Figura 5 (a).

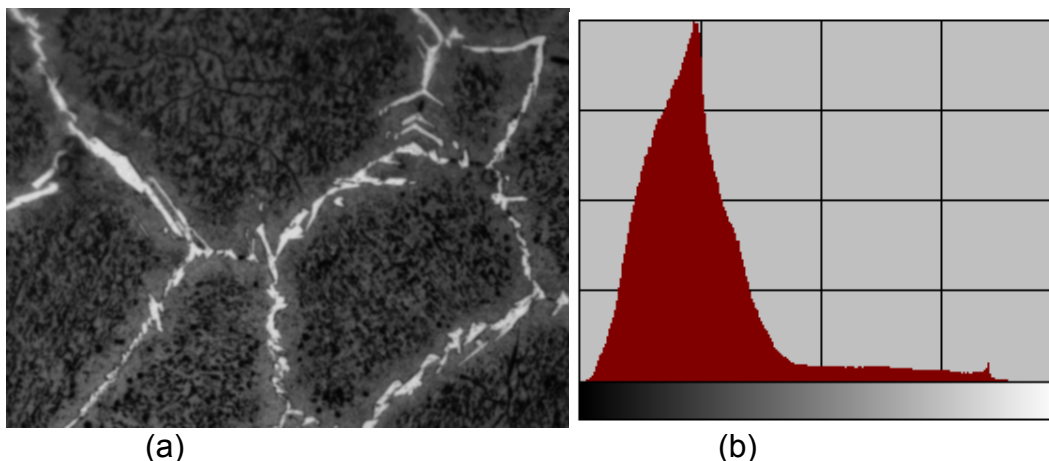


Figura 5 – (a) Imagem da Figura 4 (a) após aplicação do filtro Gaussian. **(b)** – Histograma da imagem da Figura 5 (a).

Apesar do histograma não ser nitidamente bi-modal, ou seja, não apresentar dois picos distintos, a aplicação do filtro Gaussian, possibilitou a determinação da região de mudança dos pixels escuros, ferrita, da região dos pixels claros, austenita. A etapa de segmentação foi realizada de forma manual, utilizando como ponte de corte o final da queda do pico de pixels da região escura.

Após a segmentação, houve a necessidade de uma etapa de pós-processamento, pois as imagens resultantes da segmentação possuíam muitos ruídos, assim, os objetos menores que 200 pixels² foram eliminados.

A etapa final do processamento digital de imagens consistiu na quantificação dos objetos, onde o programa informa a quantidade de objetos encontrados e a área de cada um deles. Nesta etapa, foram considerados os objetos que tocam a borda da imagem, pois o objetivo era o cálculo do percentual de área ocupada. A Figura 6 (a) apresenta a imagem da Figura 5 (a) após a segmentação e o pós-processamento, e a imagem da Figura 6 (b) a imagem após a quantificação dos objetos, neste caso, austenita.

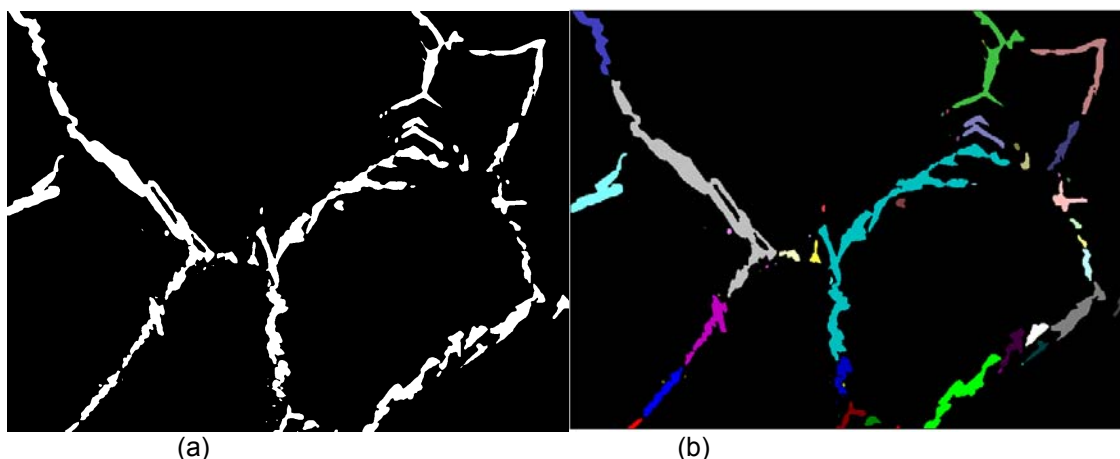


Figura 6 – (a) Imagem da Figura 5 (a) após segmentação e pós-processamento. **(b)** – Imagem da Figura 6 (a) indicando a contagem dos objetos.

Devido ao pequeno tamanho das juntas soldadas geradas pelo processo TIG autógeno e das magnificações utilizadas pela microscopia óptica para a obtenção das imagens, somente foi possível processar digitalmente uma imagem por junta soldada para cada amostra estudada, para a obtenção dos percentuais de austenita

(e conseqüentemente de ferrita). Apesar do número de imagens processadas ser considerado muito pequeno para garantir a consistência das frações volumétricas obtidas de ferrita e austenita, a metodologia foi estabelecida e deverá ser repetida para um número de imagens bem maior, obtidas a partir de diversas seções transversais das amostras soldadas. Os resultados obtidos encontram-se na Tabela 3, para o grupo 1 e na Tabela 4 para o grupo 2.

Tabela 3 – Percentual das fases ferrita e austenita, Argônio puro, com corrente de soldagem 25 A e 40 A, respectivamente

GRUPO 1	IMAGEM	% AUSTENITA	% FERRITA
Subgrupo (a)	1	11	89
Subgrupo (b)	2	8	92

Tabela 4 – Percentual das fases ferrita e austenita, Argônio com adição de 2,5% de N₂, com corrente de soldagem 25 A e 40 A, respectivamente

GRUPO 2	IMAGEM	% AUSTENITA	% FERRITA
Subgrupo (a)	1	26	74
Subgrupo (b)	2	22	78

A adição de 2,5% de N₂ indicou um aumento do percentual de austenita presente na junta soldada, onde a corrente utilizada na soldagem das amostras parece não ter alterado de forma significativa a quantidade de austenita, quando são comparados os resultados entre amostras soldadas com o mesmo gás de proteção e correntes distintas.. Assim, a adição de N₂ ao gás de proteção parece confirmar que o N₂ comporta-se como um estabilizador da fase austenita, ou seja, sua adição favorece a formação desta fase.⁽¹⁴⁻¹⁶⁾

5 CONCLUSÕES

A técnica de *color etching* utilizada para revelar a microestrutura mostrou-se bastante efetiva para diferenciar as fases presentes através de colorações típicas e realçar regiões de contornos de grãos.

O aporte térmico utilizado nesta soldagem não gerou regiões termicamente afetadas de tamanhos significativos, uma vez que, a mudança de aspecto microestrutural da região da zona de fusão para a região do metal de base mostrou-se abrupta.

Os grãos da fase ferrita apresentaram-se maiores nas amostras soldadas com 40 A versus as amostras soldadas com 25 A, com ou sem a presença do nitrogênio do gás de proteção, devido ao maior aporte de energia ou *heat input* no processo.

A quantidade medida da fase austenita nos contornos de grãos da ferrita não apresentou diferença significativa entre as amostras soldadas com 25 A e 40 A.

Foi notável a diferença de geometria entre os grãos de austenita da zona de fusão em relação ao metal de base, os primeiros apresentam formatos alongados e de contornos mais suaves, já os da zona de fusão apresentaram geometria acicular (agulhados) e precipitados nos contornos de grãos da fase ferrita.

Devido ao rápido resfriamento da junta soldada (em água) para evitar a precipitação de fases deletérias, não houve tempo suficiente para a formação da fase austenita em grande quantidade, observando-se a formação desta na região de contornos de grãos da ferrita.

A comparação qualitativa de imagens que possuem como diferença de parâmetros apenas a corrente com as quais foram soldadas (25 A e 40 A), é possível concluir



que esse aumento de corrente parece não ter sido significativo para alterar a quantidade da fase austenita.

A adição de 2,5% de N₂ aumentou de 11% para 26% o percentual de fração volumétrica de austenita presente na junta soldada em relação ao grupo testado sem a presença do N₂.

Foi obtida uma metodologia para a quantificação de austenita / ferrita em juntas soldadas por processo TIG autógeno e através de análise e processamento digital de imagens.

Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPERJ pelo apoio financeiro através do Edital 21/2010.

REFERÊNCIAS

- 1 MARTINS, MARCELO; Caracterização Microestrutural-Mecânica e Resistência à Corrosão de Aço Superduplex ASTM A890/A890M Grau 6A, Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2006.
- 2 MERELLO, R.; BOTANA, F.J.; BOTELLA, J.; MATRES, M.V.; MARCOS, M. Influence of chemical composition on the pitting corrosion resistance of non-standard low-Ni high-Mn-N duplex stainless steels. *Corrosion Science*. v.45, p.909-921, 2003.
- 3 STREICHER, M. A. Stainless Steels: Past, Present and Future. In: Proceedings of the Stainless Steel'77 conference, London, September 26 – 27, p. 1 – 34, 1977.
- 4 FAÇANHA, André Felix; NUNES, Alfredo Delfraro Pinto. Resistência à corrosão de juntas soldadas de tubos de superduplex UNS S32750 utilizados em umbilicais submarinos. Niterói: Universidade Federal Fluminense, 2008. Projeto de Graduação.
- 5 METALS HANDBOOK. v.9, Chapter Color Metallography, USA: ASM (American Society for Metals) p.230, 1992.
- 6 SANDVIK do Brasil S.A. Ind. e Com.; Quality Certificate. Aprovado pelo Controle de Qualidade TRANSCONTROL; Engenheiro Rodrigo F. Rodrigues; Emitido 10 de Junho de 2008.
- 7 <http://imlab.sourceforge.net/> (Acessado em 20/12/2010).
- 8 GONZALES, R. C.; WOODS, R. Digital image processing. New York: Wesley, 1993.
- 9 PACIORNIK, S.; MAURÍCIO, M. H. P. Digital Imaging. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Handbook metallography and microstructures. Ohio: American Society for Metals, 2004. cap. 2, p. 368-402.
- 10 PUD, JOSEFSSON B.; NILSSON J. O.; WILSON A. Phase transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment. In: Charles J, Bernhardsson S, editors. Duplex stainless steels'91, Beaune, 1991. Proceedings. Les Éditions de Physique Les Ulis: France; 1991.
- 11 MACHADO, I. F; PADILHA, A. F. Aging Behavior of 25Cr – 17Mn High Nitrogen Duplex Stainless Steel. *Tokio: ISIJ International*, v. 40, nº 7, 2000.
- 12 VORONENKO, B. I. Austenitic – Ferritic Stainless Steels: A State-of-Art Review. *Material Science and Heat Treatment*, v. 39, nº 9-10, 1997.
- 13 DONATO, Gustavo H. B. Fração volumétrica de fase sigma durante envelhecimento de aço inoxidável duplex SAF 2205. São Paulo: Centro Universitário da FEI, 2002.
- 14 FEDELE, R., BRANDI, S. D., LEBRÃO, S. G. Soldagem Multipasse do aço inoxidável UNS S31803 por eletrodo revestido. Belo Horizonte: XXV Consolda Congresso Nacional de Soldagem, 1999.
- 15 PARK, Y. H.; LEE, Z. H. The Effect of Nitrogen and Heat Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of 25Cr – 7Ni – 1.5Mo – 3W – xN Duplex Stainless Steel Casting. *Materials Science and Engineering A297*, 2001.
- 16 MODENEZI, Paulo Melo. Tenacidade do Aço UNS S31803 após Soldagem TIG. São Bernardo do Campo: Centro Universitário da FEI, 2009. Relatório de Iniciação Científica.