

AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM EM CHAPAS DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 UTILIZANDO O PROCESSO ARAME TUBULAR¹

*Antonio Rodolfo Paulino Pessoa²
 Antônio Ítalo Neves da Silva³
 Hélio Cordeiro de Miranda⁴*

Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex (AISDs) são ligas que possuem uma microestrutura bifásica constituída por ferrita e austenita, esta microestrutura quando devidamente balanceada confere ao material, boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Qualidades que atribuem aos AISDs grande empregabilidade no setor petrolífero, onde a fabricação e manutenção de equipamentos são realizadas por soldagem, a qual caso não seja executada adequadamente, pode ter um efeito negativo sobre as propriedades metalúrgicas. Assim, o objetivo deste trabalho é avaliar a influência dos parâmetros de soldagem (Liga, Gás DBCP, Técnica da Tocha, Tecimento, Técnica de Energia e Energia) sobre as variáveis respostas (fração de ferrita e Microdureza) utilizando o método Taguchi. Como resultado, obtivemos que apenas a liga, a energia, a técnica de energia e a técnica da tocha afetaram significativamente as frações de ferrita e todos os ensaios apresentaram valores superiores a 50%. Já os valores das microdurezas não foram afetados significativamente por nenhum dos fatores de controle utilizados neste trabalho.

Palavras-chave: Superduplex; Arame tubular; Fração de ferrita; Microdureza.

EVALUATION OF WELDING ON UNS S32750 SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL PLATES EMPLOYED FCAW PROCESS

Abstract

Superduplex stainless steels (SDSS) may be defined as a family of steels having a two-phase ferritic-austenitic microstructure and the good mechanical properties and high corrosion resistance of this alloy are attributed to the microstructural balance. These excellent qualities attribute to SDSS great employability in the oil sector, where manufacturing and equipment maintenance are performed by welding, which if not executed properly, can have a negative effect on the metallurgical properties. The objective of this study is to evaluate the influence of welding parameters (Alloy, Stick out, Shielding gas, welding gun orientation, Arc oscillation, Energy technique and Heat input) on quality characteristics (ferrite fraction and microhardness) using the Taguchi method. Results showed that only the alloy, heat input, energy technique and the welding gun orientation, significantly affects the fractions of ferrite and all tests presented values higher than 50%. The microhardness values were not affected significantly by any of the control factors used in this work.

Key words: Superduplex; FCAW; Ferrite fraction; Microhardness.

- ¹ *Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.*
- ² *Doutorando, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*
- ³ *Graduando, Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*
- ⁴ *Doutor e professor, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) são ligas do tipo Fe-Cr-Ni que possuem, na condição como solubilizada, uma microestrutura composta por duas fases: ferrita (α) e austenita (γ) em proporções praticamente iguais. Esta microestrutura bifásica permite a estas ligas aliar boas propriedades mecânicas à uma excelente resistência à corrosão.⁽¹⁾

Assim, uma grande parcela das aplicações industriais dos AIDs está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem. Contudo, a soldagem dos AIDs e AISDs interfere diretamente nas propriedades dos mesmos e caso não seja executada tomando os devidos cuidados, as vantagens destes materiais sobre os aços inoxidáveis tradicionais possam ser perdidas. Pois os ciclos térmicos oriundos da soldagem podem afetar as propriedades dos AIDs e AISDs, e tal problema torna-se ainda mais grave na soldagem multipasse, devido aos sucessivos reaquecimentos necessários para o preenchimento de uma junta.⁽²⁾

Outro problema enfrentado na soldagem é a seleção do processo de soldagem e da liga a ser depositada que depende de vários fatores, tais como as condições de operação, as características do metal de base (propriedades mecânicas e microestruturais). Entre os processos de soldagem utilizados para união destes materiais, destacam-se o eletrodo revestido, MIG/MAG, TIG, arame tubular e arco submerso.

O arame tubular utilizado neste trabalho é um processo pouco ou raramente utilizado na soldagem dos AIDs e AISDs, devido a problemas de fragilização ocasionados pela presença de inclusões de óxido e não metálicas aliadas a falta de informações confiáveis e a ausência de literatura científica sobre esse assunto, as quais são necessárias para uma correta soldagem destes materiais utilizando o processo arame tubular. Isto se deve ao fato de que apenas recentemente vêm sendo desenvolvidos e comercializados eletrodos para soldagem com arames tubulares de AIDs e em especialmente de AISDs. Possibilitando um enorme campo a ser explorado e estudado na fabricação e aplicação destes eletrodos na soldagem. Desta forma, este trabalho pretende realizar um estudo dos efeitos dos parâmetros de soldagem utilizando o processo arame tubular sobre alterações nas propriedades do AISD UNS S32750.

2 MATÉRIAS E MÉTODOS

2.1 Materiais de Consumo

Neste trabalho foram utilizadas como material de base, placas de aço inoxidável superduplex UNS S32750 com espessura de 22 mm (Tabela 1). Como metais de adição foram empregados dois arames eletrodo ($\varnothing = 1,2$ mm): AID AWS E2209T0-1 (UNS S31803) e o arame AISD OK Tubrod 14.28 (UNS S32750), cujas composições químicas são mostradas na Tabela 2. Nos ensaios também foram utilizados dois gases de proteção: uma mistura gasosa com 96% de argônio e 4% de dióxido de carbono ($96\%Ar + 4\%CO_2$) e uma mistura gasosa com 75% de argônio e 25% de dióxido de carbono ($75\%Ar + 25\%CO_2$).

Tabela 1. Composição química (% em peso) dos corpos de prova segundo o fabricante

Item	Composição, peso %								
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P
UNS S32750 (SAF 2507)	Bal.	25	7,0	4,0	0,30	0,030 máx.	1,2 máx.	0,8 máx.	0,035 máx.

Tabela 2. Composição química (% em peso) do arame eletrodo segundo o fabricante

Item	Composição, peso %							
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si
E2209T0-1 (UNS S31803)	Bal.	22,6	8,9	3,0	0,15	0,028	1,0	0,8
OK Tubrod 14.28 (UNS S32750)	Composição, peso %							
	Fe	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si
	Bal.	25,2	9,2	3,9	0,2 5	0,034	0,09	0,6

2.2 Metodologia

A realização dos experimentos foi feito através de quatro etapas básicas:

- seleção dos fatores de controle e seus níveis;
- seleção das variáveis respostas;
- escolha da matriz ortogonal; e
- realização das soldagens.

2.2.1 Planejamento dos experimentos

As três primeiras etapas citadas acima correspondem ao planejamento dos experimentos, devido a necessidade de se estudar uma maior quantidade de parâmetros de soldagem (fatores de controle), se optou pelo uso do método Taguchi, o qual possibilita uma análise dos efeitos principais dos fatores de controle com uma quantidade reduzida de experimentos quando comparado ao planejamento por fatorial completo. Assim foram escolhidos sete fatores de controle com dois níveis cada: Material de adição (Liga= UNS 31803 ou 2205, UNS 32750 ou 2507), Distância bico de contato peça (DBCP= 15 e 25 mm), Tipo de Tecimento (Sem tecimento ou ST e Triangular ou TT mostrado na Figura 1), Técnica da tocha (puxando e empurrando mostrados na *Erro! Fonte de referência não encontrada.*), Gás de proteção (96%Ar + 4%CO₂ e 75%Ar + 25%CO₂), Técnica de Energia (tipo I e tipo V) e Energia (0,7 kJ/mm e 2,0 kJ/mm).

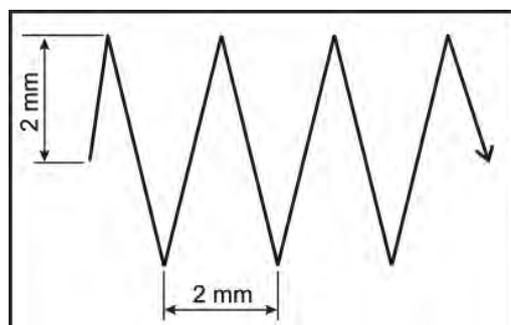


Figura 1. Representação esquemática do tecimento triangular.

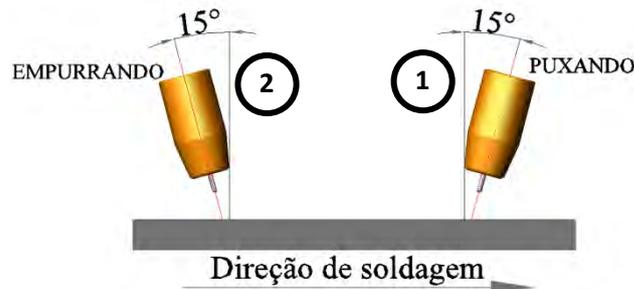


Figura 2. Posições da tocha.

A técnica da energia não é um fator de controle amplamente aceito como parâmetro de soldagem pelos grupos de pesquisa que estudam soldagem. Por isso a sua definição é melhor detalhada a seguir:

A energia de soldagem (E) pode ser obtida através de diversas combinações de tensão (U), corrente (I) e velocidade de soldagem (V_s) (Equação 1). Por isso, buscou-se avaliar a influência da energia com o efeito individual da velocidade de soldagem e da corrente sobre as variáveis respostas. Desta forma definiu-se a técnica de energia Tipo I (Nível 1) como sendo aquela onde a corrente varia e a velocidade de soldagem é constante e a técnica Tipo V (Nível 2), como sendo aquela em que a velocidade de soldagem varia e a corrente é constante. Assim, cada nível de energia pode ser obtido por duas combinações de corrente e velocidade de soldagem como mostra a Tabela 3.

$$E = \frac{U \times I}{V_s} \quad (1)$$

Tabela 3. Combinações de corrente e velocidade de soldagem para os dois níveis de energia E_1 e E_2

Técnica de Energia	Níveis de energia	
	E_1	E_2
Tipo I	I_1/V_1	I_2/V_1
Tipo V	I_2/V_2	I_2/V_1

Onde:

- $E_1 = 0,7$ kJ/mm, $I_1 = 100$ A e $V_1 = 22$ cm/min
- $E_2 = 2,0$ kJ/mm, $I_2 = 200$ A e $V_2 = 62$ cm/min

Nos experimentos realizados na matriz L16, as variáveis respostas adotadas como critério de qualidade foram: Fração de ferrita e Microdureza. A escolha destas variáveis é fundamental para uma adequada soldagem multipasse de juntas e serão justificadas a seguir:

A fração de ferrita foi escolhida, pois as excelentes propriedades mecânicas e de resistência a corrosão dos AIDs estão associadas a uma microestrutura balanceada. Porém, o rápido resfriamento durante a soldagem inibi ou dificulta a precipitação da austenita, favorecendo uma alta fração de ferrita. Deste modo, a fração de ferrita é um critério do tipo “menor é melhor”. Já a escolha da microdureza como critério de qualidade se deve ao fato de que o valor de dureza do material representa uma forma de avaliar as propriedades mecânicas do material de acordo com sua microestrutura (variação na fração de ferrita). Assim a microdureza foi avaliada como um problema do tipo “menor é melhor”.

Assim, com base no número de fatores de controle e no número de seus níveis foi selecionada uma matriz L16 (Tabela 4), para realização dos ensaios feitos neste trabalho.

Tabela 4. Ensaios realizados com a matriz L16

Ensaio	Liga	Gás	Energia (kJ/mm)	Técnica de Energia	Tipo de tecimento	Técnica da Tocha	DBCP (mm)
01	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	2 (tipo V)	1 (ST)	1 (Puxando)	2 (25)
02	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	2 (tipo V)	1 (ST)	1 (Puxando)	2 (25)
03	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	2 (TT)	2 (Empurrando)	1 (15)
04	2 (2507)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	2 (TT)	2 (Empurrando)	1 (15)
05	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	2 (tipo V)	1 (ST)	2 (Empurrando)	1 (15)
06	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	2 (tipo V)	1 (ST)	2 (Empurrando)	1 (15)
07	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	2 (TT)	1 (Puxando)	2 (2,0)
08	2 (2507)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	2 (TT)	1 (Puxando)	2 (2,0)
09	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	2 (tipo V)	2 (TT)	1 (Puxando)	1 (15)
10	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	2 (tipo V)	2 (TT)	1 (Puxando)	1 (15)
11	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	1 (ST)	2 (Empurrando)	2 (25)
12	1 (2205)	2 (75%Ar +25%CO ₂)	2 (2,0)	1 (Tipo I)	1 (ST)	2 (Empurrando)	2 (25)
13	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	2 (tipo V)	2 (TT)	2 (Empurrando)	2 (25)
14	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	2 (tipo V)	2 (TT)	2 (Empurrando)	2 (25)
15	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	1 (ST)	1 (Puxando)	1 (15)
16	1 (2205)	1 (96%Ar + 4%CO ₂)	1 (0,7)	1 (Tipo I)	1 (ST)	1 (Puxando)	1 (15)

2.2.2 Realização das soldagens

As soldagens dos corpos de prova com processo arame tubular foram realizadas na posição plana por simples deposição sobre chapas do AISD UNS S32750, com a fonte operando no modo de corrente constante e o eletrodo na polaridade positiva. A vazão do gás de proteção foi mantida constantes em 20 L/min. O comprimento do arco também foi mantido constante em torno de 5 mm.

2.3 Preparação Metalográfica

Para a preparação metalográfica dos cordões de solda, foi retirada uma amostra com 10 mm de largura do centro do cordão de solda. Depois de cortadas as amostras foram lixadas até 1200 mesh, polidas com pasta de diamante de 6,3 e 1 µm e por fim sofreram um ataque eletrolítico utilizado uma solução aquosa de 40%HNO₃ durante 4 minutos, para revelar a microestrutura.

2.4 Quantificação do Teor de Ferrita

A quantificação da fração da ferrita presente na Zona Fundida (ZF) foi feita através de uma técnica de análise de imagens. Onde por meio do programa ImageJ realizou-se uma segmentação das microestruturas obtidas por microscopia ótica (MO) e calculou-se a área ocupada por cada fase. Contudo, esta segmentação da imagem é dependente do contraste entre as fases, resultante do ataque eletrolítico realizado no item anterior. Por fim, para cada uma das amostras foram quantificadas 25 imagens com um aumento de 500x e os resultados estão dispostos como recomendado pela norma ASTM E1245-03 (Equações 2 e 3).⁽³⁾

Resultado de medição = Média das “n” medições \pm IC (95%) (2)

$$IC (95\%) = \frac{t \times s}{\sqrt{n}} \quad (3)$$

Onde:

- IC é o valor do intervalo de confiança;
- s é o desvio padrão das medições
- n é número de medições
- t é o fator da distribuição t de *Student*. Seu valor depende do número de medições.

2.5 Ensaios de Microdureza

A avaliação da influência dos fatores de controle sobre as propriedades mecânicas dos cordões de solda foi realizada através de ensaios de Microdureza Vickers feitas na ZF, os quais foram anteriormente submetidos a um ataque químico para revelar a microestrutura. A medição da microdureza foi realizada ao longo de uma linha vertical no centro do cordão de solda, partindo do topo do cordão de solda. As impressões de microdureza foram realizadas utilizando uma força de 0.98N, um tempo de impressão de 15 s e o passo de 0,2 mm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Identificação da Microestrutura

3.1.1 Microestrutura da zona fundida (ZF)

De forma geral para todos os ensaios da matriz L16 as microestruturas características das zonas fundidas (ZF) eram compostas por uma matriz ferrítica e austenita com diversas morfologias (alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten) como mostrada na Figura 3.

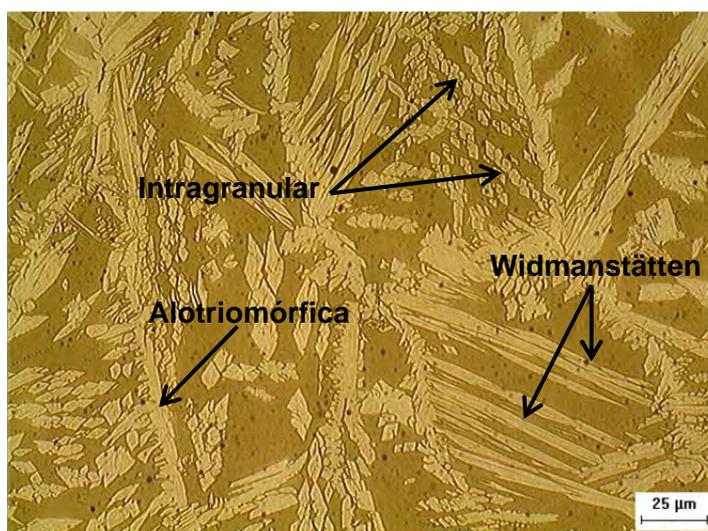


Figura 3. Micrografia do Ensaio 04. Aumento 500x.

3.1.2 Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC)

Todos os ensaios da matriz L16 apresentaram ZACs estreitas e apenas nos ensaios com alta energia (2,0 kJ/mm) houve crescimento notável do grão ferrítico, ou seja, apresentou uma zona afetada pelo calor de granulação grosseira (ZAC-GG). A

extensão da ZAC e o crescimento de grão ferrítico são bem exemplificados pelas Figuras 4 e 5.

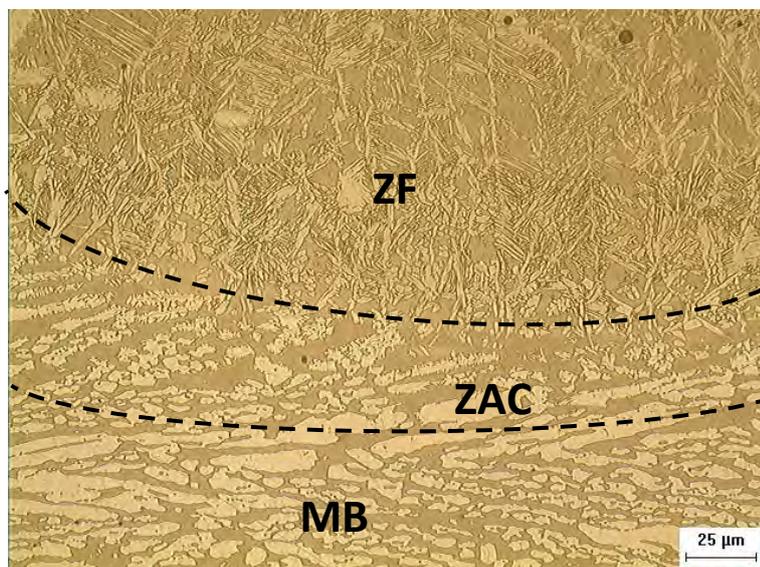


Figura 4. Micrografia exemplificando a extensão da ZAC de baixa energia. Liga=2205, Gás=96%Ar + 4%CO₂, Energia=0,7 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= TT, T.T=Empurrando e DBCP= 25 mm (Ensaio 13). Aumento 200x.

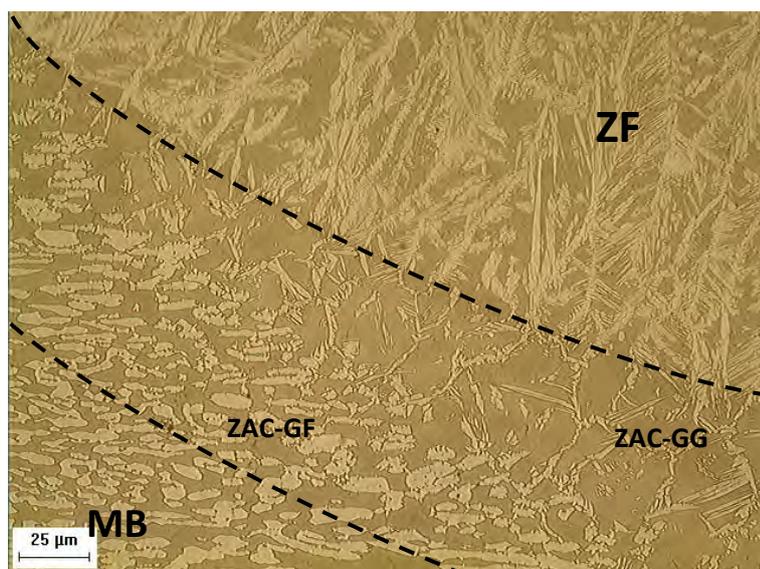


Figura 5. Micrografia exemplificando a extensão e o crescimento de grão ferrítico da ZAC de alta energia. Liga=2507, Gás=96%Ar + 4%CO₂, Energia=2,0 kJ/mm, T.E= Tipo V, Tecimento= ST, T.T=Empurrando e DBCP= 15 mm (Ensaio 05). Aumento 200x.

Na ZAC de todos os ensaios da matriz L16 foi observada a presença de fases intermetálicas finamente dispersas no interior dos grãos ferríticos. Dado a morfologia e a sua localização acredita-se que estes precipitados sejam nitretos, tendo em vista que estes tendem a se precipitar em regiões de resfriamento rápido como a ZAC e preferencialmente nos grãos ferríticos. Apesar de terem sido identificados por MO um melhor entendimento destes precipitados deve ser feito através MEV e análise da composição química. Os precipitados encontrados nas ZACs de todos os ensaios são bem representados na Figura 6.

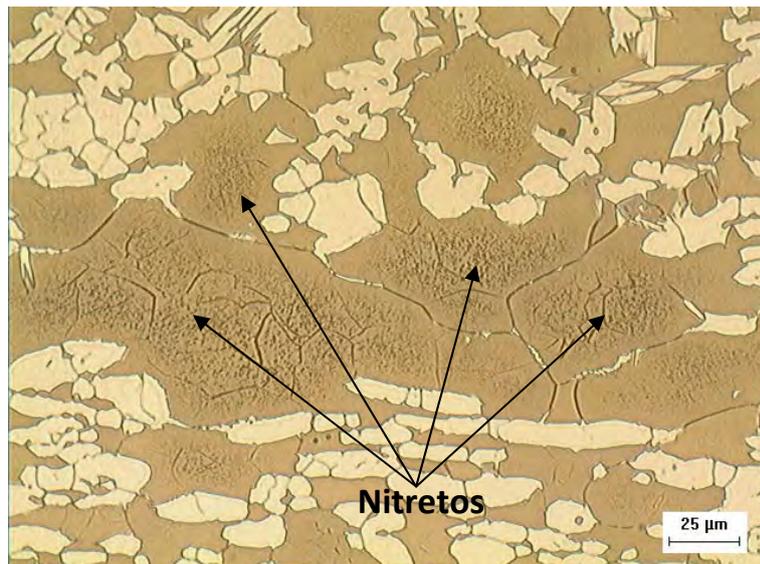


Figura 6. Micrografia exemplificando a precipitação de nitretos: Aumento 500X. Ataque eletrolítico 40% HNO_3 . (Ensaio 09).

3.2 Análise da Quantificação do Teor de Ferrita

A quantificação do teor de ferrita foi feita apenas na ZF e a Tabela 5 apresenta a média dos valores das frações de ferrita para ZF de cada um dos ensaios da matriz L16, seguidas de seus respectivos intervalos de confiança (IC).

Tabela 5. Valores das frações de ferrita para os ensaios da matriz L16

Ensaio	Fração de Ferrita (% α)
01	62,7 \pm 1,1
02	62,1 \pm 2,0
03	56,2 \pm 1,4
04	58,9 \pm 1,0
05	56,1 \pm 1,5
06	56,4 \pm 1,3
07	57,2 \pm 1,6
08	55,4 \pm 1,1
09	58,7 \pm 1,2
10	59,6 \pm 1,5
11	53,6 \pm 1,4
12	56,3 \pm 1,1
13	64,0 \pm 1,6
14	65,2 \pm 1,8
15	62,5 \pm 1,4
16	60,3 \pm 1,3

Com os resultados obtidos na Tabela 5 foi realizada uma análise estatística de variância no método de Taguchi, e com isso foi calculado o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a fração de ferrita. Níveis de significância menores que 0,05 (valores sublinhados e em negrito na Tabela 6) indicam efeitos estatisticamente significativos, ou seja, há uma probabilidade de acerto de 95% em se admitir que este fator de controle esteja influenciando na variável de resposta analisada. Como pode ser visto na Tabela 6, a fração de ferrita sofreu influência significativa apenas de quatro fatores de controle, a liga, a energia, a técnica de energia e a técnica da tocha.

Tabela 6. Análise de variância dos fatores de controle sobre a fração de ferrita

Fator de Controle	Nível de significância (p)	Contribuição no η (%)
Liga	0,021	7,83
Gás	0,130	2,71
Energia	0,000	52,63
Técnica de Energia	0,002	21,02
Tipo de tecimento	0,338	0,99
Técnica da Tocha	0,043	5,49
DBCP	0,214	1,73
Erro residual		7,60

Uma das grandes vantagens da condução de experimentos usando o método Taguchi é a previsão da combinação que fornece uma resposta ótima de cada fator de controle. Assim as condições necessárias para obter o valor mínimo da variável resposta é representada pelo maior valor de η (eta) mostrado na Figura 7. E conforme esta figura, a fração de ferrita é minimizada para a combinação de fatores de controle nos níveis “2 2 2 1 1 2 1”, ou seja, a liga 2507 como material de adição, 75%Ar + 25% CO₂ como gás de proteção, energia de soldagem de 2,0 kJ/mm, técnica de energia Tipo I, sem tecimento, técnica da tocha empurrando e uma DBCP de 15mm.

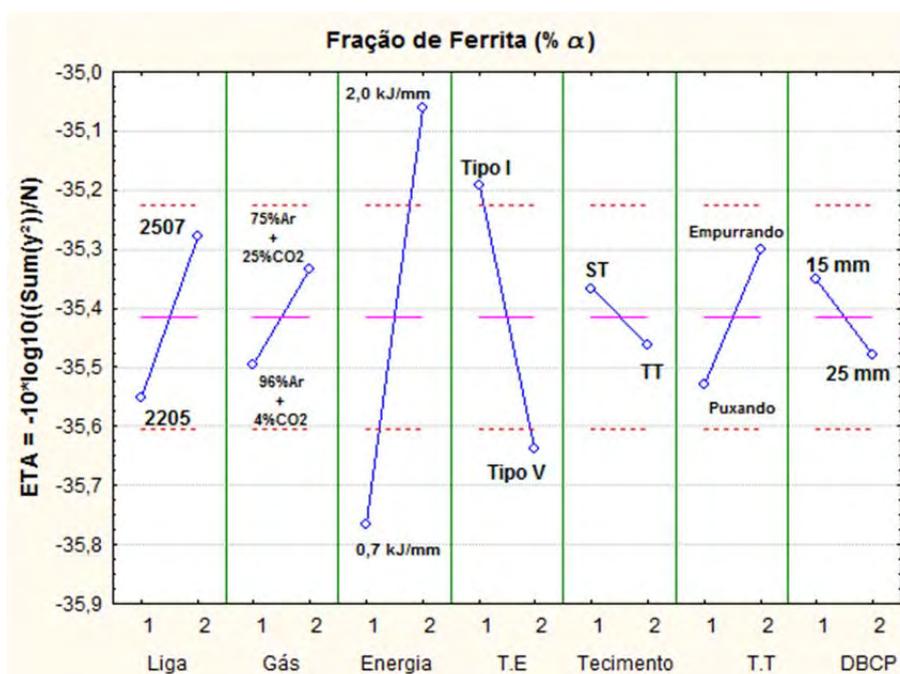


Figura 7. Influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita.

Analisando conjuntamente a Tabela 6 e a Figura 7, é possível extrair as seguintes informações do uso do método Taguchi com relação à influência dos fatores de controle sobre a fração de ferrita:

A liga afetou de forma significativa o valor da fração de ferrita, sendo responsável por uma contribuição de 7,83%. Assim o método Taguchi aponta que, para este fator de controle, o Nível 2 (liga 2507) apresentará a menor fração de ferrita. Pois, apesar de ambas as ligas apresentarem um modo de solidificação primordialmente ferrítico e transformarem-se parcialmente em austenita por meio de uma reação no estado sólido, a liga 2507 apresenta maiores teores de níquel e nitrogênio como mostra a Tabela 2. Assim a redução na fração de ferrita com o aumento dos teores de níquel

e nitrogênio se deve a dois fatores: O primeiro é que estes elementos são estabilizadores da austenita com destaque para o nitrogênio, uma vez que a fração volumétrica de austenita é altamente sensível à pequenas adições deste elemento. O segundo é que estes elementos também deslocam a linha solvus da ferrita para maiores temperaturas, entre níquel e nitrogênio, este último tem uma maior influência no deslocamento da linha solvus da ferrita. Assim a precipitação da austenita começa em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita e conseqüentemente uma menor fração de ferrita.^(1,4-6)

A energia influenciou significativamente e também foi o fator de controle que mais afetou a fração de ferrita. Onde este fator teve uma contribuição de 52,63% dentre os fatores de controle. O Nível 2 (2,0kJ/mm) deste fator é apontado como Nível que resulta numa menor fração de ferrita. Isto se deve ao fato de que ambas as ligas utilizadas neste trabalho possuem um modo de solidificação predominantemente ferrítico, com a nucleação e crescimento da austenita nestas ligas ocorrendo durante o resfriamento a partir de uma redistribuição dos elementos estabilizadores da fase α (Cr e Mo, por exemplo) e da γ (Ni e N) por meio de um processo difusivo.^(1,7-9) Assim, maiores níveis de energia proporcionam menores velocidades de resfriamento, aumentando o tempo disponível para a difusão dos elementos e, conseqüentemente, o crescimento dos grãos de austenita, resultando numa microestrutura final da ZF com menores frações de ferrita.

A técnica de energia influenciou significativamente e foi o segundo fator mais influente na fração de ferrita, apresentando uma contribuição de 21,02% em relação aos demais fatores de controle. O aumento da energia de soldagem através da técnica Tipo I (Nível 1), ou seja, aumento da energia pelo aumento da corrente, é indicado pelo método Taguchi como sendo o nível capaz de obter as menores frações de ferrita. Comportamento justificado pelo fato de que na técnica Tipo I o aumento da energia se dá através do aumento da corrente, a qual é responsável direta por uma maior temperatura do arco, o qual torna-se mais quente e promove um maior aquecimento da poça de fusão e do metal de adição (aumento da taxa de fusão do arame).^(10,11) Assim, temos uma redução na velocidade de resfriamento da poça favorecendo a precipitação de austenita e conseqüentemente uma microestrutura da ZF mais balanceada. Entretanto, o mesmo não ocorre na técnica Tipo V, na qual o aumento da energia de soldagem se dá através da redução da velocidade de soldagem, ou seja, o maior tempo de permanência do arco em um determinado ponto proporciona uma maior energia de soldagem, mas também uma maior quantidade de material depositado sem alteração no aporte térmico fornecido pelo arco, resultando numa poça de fusão mais fria e dificultando a precipitação de austenita.

A técnica da tocha afetou de forma significativa o valor da fração de ferrita, sendo responsável por uma contribuição de 5,49%. Assim o método Taguchi aponta que, para este fator de controle, o Nível 2 (empurrando) apresentará a menor fração de ferrita. Este resultado está de acordo com a literatura, a qual cita que na posição empurrando o arco provoca um pré-aquecimento à frente da poça de fusão que está se formando.^(12,13) Este pré-aquecimento segundo Kou⁽¹⁴⁾ reduz a velocidade de resfriamento, resultando assim numa ZF com menores frações de ferrita.

3.3 Microdureza Vickers

A média dos valores de microdureza obtidos para cada um dos ensaios da matriz L16 e seus respectivos desvios padrões é apresentada na Tabela 7.

Tabela 7. Valores das microdurezas para os ensaios da matriz L16

Ensaio	Microdureza (HV)
01	308 ± 10,0
02	309 ± 11,0
03	314 ± 9,0
04	316 ± 7,0
05	299 ± 9,0
06	298 ± 8,0
07	310 ± 11,0
08	300 ± 22,0
09	305 ± 6,0
10	300 ± 11,0
11	299 ± 8,0
12	298 ± 10,0
13	302 ± 12,0
14	301 ± 9,0
15	303 ± 10,0
16	300 ± 7,0

Ao realizarmos uma análise estatística de variância no método de Taguchi nos resultados apresentados na Tabela 7, obtivemos o nível de significância “p” dos fatores de controle sobre a microdureza. Níveis de significância menores que 0,05 indicam efeitos estatisticamente significativos. Conforme mostrado na Tabela 8, nenhum dos fatores de controle e seus níveis foram capazes de afetar de forma significativa a microdureza obtida da ZF para os ensaios realizados neste trabalho (matriz L16).

Tabela 8. Análise de variância dos fatores de controle sobre a microdureza

Fator de Controle	Nível de significância (p)
Liga	0,443
Gás	0,451
Energia	0,971
Técnica de Energia	0,989
Tipo de tecimento	0,430
Técnica da Tocha	0,442
DBCP	0,991

Isto ocorre, pois a maior diferença entre as médias das microdurezas, obtida entre os ensaios 04 e 06 ou 12, torna-se irrelevante quando se considera o desvio-padrão. Comportamento explicado por dois fatores: o primeiro é a ausência de fases intermetálicas na ZF de todos os ensaios da matriz L16, os quais foram exemplificados pelas microestruturas típicas mostradas na Figura 3. O segundo fator é a pequena diferença no teor de ferrita da ZF entre os ensaios da matriz L16, a qual não ultrapassa 10% (considerando o desvio padrão) entre a condição de maior teor de ferrita (Ensaio 14) e a condição de menor teor de ferrita (Ensaio 11). Este resultado está de acordo com o encontrado por Muthupandi et al.,⁽¹⁵⁾ o qual relata que diferentes razões α/γ têm pouca influência sobre o valor de dureza. Com relação à ZAC, devido à pequena extensão de sua região de crescimento de grão e a reduzida quantidade de fases intermetálicas precipitadas, não foi obtida uma diferença significativa no valor médio de microdureza para estas regiões nos diversos ensaios da matriz L16. Assim foi obtida uma média de microdureza da ZAC para todos os ensaios com um valor de 303 HV.

4 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos neste trabalho podemos concluir que:

- a microestrutura, em todos os ensaios da matriz L16 as microestruturas características das zonas fundidas eram compostas por uma matriz ferrítica e austenita com diversas morfologias (alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e Widmanstätten);
- todos os ensaios apresentaram frações de ferrita superiores a 50% e foram afetadas significativamente apenas por quatro fatores de controle: a liga, a energia, a técnica de energia e a técnica da tocha. Dentre os quais a energia, seguida da técnica de energia foram os fatores que mais contribuíram para a alteração do balanço microestrutural α/γ ;
- já a microdureza mostrou-se insensível as alterações nas frações de ferrita obtidas neste trabalho, sendo uma variável incapaz de avaliar com segurança a relação existente entre o balanço de fases α/γ e as propriedades mecânicas do cordão de solda.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará e Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará pelo suporte na realização dos experimentos, a Fundação Cearense de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico (FUNCAP) e ao CNPq pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 LIPPOLD, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2005, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons. 386.
- 2 NUNES, E.B., Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205), in Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais 2009, Universidade Federal do Ceará: Fortaleza. p. 221.
- 3 ASTM, E1245-03, in *Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*. 2008, ASTM International: Philadelphia.
- 4 LILJAS, M. and R. QVARFORT. Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803. in *Duplex Stainless Steel 86 International Conference*. 1986. The Hague - Netherlands.
- 5 MUTHUPANDI, V., et al., Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters*, 2005. 59(18): p. 2305-2309.
- 6 ATAMERT, S. and J.E. King, Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1991. 39(3): p. 273-285.
- 7 NILSSON, J.O., Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, 1992. 8(3): p. 685 - 700.
- 8 KARLSSON, L., Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects. 438 de *Bulletin W.R.C ed*. 1999: Welding Research Council.
- 9 FOURIE, J.W. and F.P.A. ROBINSON, Literature review on the influence of weld-heat inputs on the mechanical and corrosion properties of duplex stainless steels. *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, 1990. 90(3): p. 59-65.

- 10 CHANDEL, R.S., Electrode melting and plate melting efficiencies of submerged arc welding and gas metal arc welding. *Materials Science and Technology*, 1990. 6(8): p. 772-777.
- 11 SUBAN, M. and J. Tušek, Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001. 119(1-3): p. 185-192.
- 12 AWS, *Welding Handbook - Welding Processes*. 9 ed. Vol. 2. 2004, Miami: American Welding Society.
- 13 SCOTTI, A. and V. PONOMAREV, *Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho*. 1 ed. 2008, São Paulo: Artlibre. 284.
- 14 KOU, S., *Welding Metallurgy*. 2003, New Jersey: John Wiley & Sons. 466.
- 15 MUTHUPANDI, V., et al., Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A*, 2003. 358(1-2): p. 9-16.