



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

GUSTAVO FERNANDES NEGRIS LIMA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO
LOCALIZADA DE *CLADDING* DE AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S39209 EM AÇO CARBONO PELA TÉCNICA
ELETROQUÍMICA DE REATIVAÇÃO POTENCIODINÂMICA
DE CICLO DUPLO (DL-EPR)**

Vitória
2018

GUSTAVO FERNANDES NEGRIS LIMA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO
LOCALIZADA DE *CLADDING* DE AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S39209 EM AÇO CARBONO PELA TÉCNICA
ELETROQUÍMICA DE REATIVAÇÃO POTENCIODINÂMICA
DE CICLO DUPLO (DL-EPR)**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Marcelo Camargo Severo de Macêdo

Co-orientador: Temístocles de Sousa Luz

Examinador externo: Eduardo Ariel Ponzio

Examinador externo: Rômulo Almeida Cotta

Vitória
2018

LIMA, Gustavo Fernandes Negrís.

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO LOCALIZADA DE *CLADDING* DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S39209 EM AÇO CARBONO PELA TÉCNICA ELETROQUÍMICA DE REATIVAÇÃO POTENCIODINÂMICA DE CICLO DUPLO (DL-EPR) / LIMA, Gustavo Fernandes Negrís; – 2018. 80f.

Orientador: Marcelo Camargo Severo de Macêdo

Co-orientador: Temístocles de Sousa Luz

Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1.Aço inoxidável duplex. 2.*Cladding*. 3.Resistência à corrosão. 4.(DL-EPR) I. LIMA, Gustavo Fernandes Negrís; Universidade Federal do Espírito Santo, Centro Tecnológico, Departamento de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. II Avaliação da resistência à corrosão localizada de *cladding* de aço inoxidável duplex uns s39209 em aço carbono pela técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica de ciclo duplo (dl-epr).

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO
LOCALIZADA DE *CLADDING* DE AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S39209 EM AÇO CARBONO PELA
TÉCNICA ELETROQUÍMICA DE REATIVAÇÃO
POTENCIODINÂMICA DE CICLO DUPLO (DL-EPR)**

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo - Orientador
Universidade Federal do Espírito Santo

Prof. Dr. Temístocles de Sousa Luz - Co-orientador
Universidade Federal do Espírito Santo

Prof. Dr. Eduardo Ariel Ponzio – Examinador externo
Universidade Federal Fluminense – UFF

Prof. Dr Rômulo Almeida Cotta – Examinador externo
Universidade Federal do Espírito Santo - UFES

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Vitória (ES), 30 de agosto de 2018.

AGRADECIMENTOS

Ao orientador professor Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo.

Ao co-orientador professor Dr. Temístocles de Sousa Luz.

Agradeço a Deus por ter me dado saúde e força para superar as dificuldades.

A esta universidade, seu corpo docente, direção e administração.

À minha família pelo apoio e incentivo. Meu Pai Cesar, minha Mãe Eunice e meus irmãos Thiago e Victor.

A todos os amigos e colegas que de forma direta e indireta me ajudaram nessa jornada.

A banca pela disponibilidade em avaliar este trabalho e pelas críticas e sugestões.

Ao técnico Carlos Alberto Rosa Neto do TRICORRMAT.

Aos funcionários do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo.

A CAPES pelo apoio financeiro dado ao projeto.

“A menos que modifiquemos nossa maneira de pensar, não seremos capazes de resolver os problemas causados pela forma como nos acostumamos a ver o mundo [...].”

Albert Einstein.

RESUMO

O estudo da tecnologia de deposição de revestimento por soldagem se faz necessário devido a ser largamente empregado nas indústrias, unindo boas características mecânicas e elevada resistência à corrosão ao baixo custo, tanto no que se refere ao processo de fabricação (revestimentos) quanto ao processo de recuperação, através de sobre espessura. Neste trabalho foram avaliados os resultados obtidos através das técnicas de DL-EPR em termos do comportamento de susceptibilidade à corrosão localizada de *cladding* de aço inoxidável duplex UNS 39209. Também se buscou a relação entre a energia de soldagem, a diluição e sensitização. Foram realizados ensaios de DL-EPR em uma solução 33% H₂SO₄ + 0,5% HCl em volume, e uma taxa de varredura de 1,5 mV/s, a fim de quantificar o nível de sensitização após o ciclo térmico de soldagem TIG alimentado com arame a frio. Com os resultados obtidos, pôde-se concluir, que o aumento da taxa de diluição do revestimento e da energia de soldagem, geram aumento do grau de sensitização e, conseqüentemente, aumento da susceptibilidade à corrosão localizada. Fato que também pode ser observado na proporção de ferrita-austenita e na formação de fases como, austenita secundária e nitretos de cromo.

Palavras-chaves: (DL-EPR); Aço inoxidável duplex; Sensitização; Diluição. UNS 39209

ABSTRACT

The study of welding coating deposition technology is necessary because it is widely used in industries, combining good mechanical characteristics and high resistance to corrosion at low cost, both with regard to the manufacturing process (cladding) and the process of recovery, through over thickness. In this work the results obtained by DL-EPR techniques were evaluated in terms of the susceptibility to localized corrosion of duplex stainless steel cladding UNS 39209. The relationship between welding energy, dilution and sensitization was also sought. DL-EPR assays were performed in a 33% H_2SO_4 solution + 0.5% HCl by volume, and a scan rate of 1.5 mV / s, in order to quantify the level of sensitization after the TIG welding thermal cycle fed with cold wire. With the results obtained, it was concluded that the increase of the dilution rate of the coating and the welding energy, increase the degree of sensitization and, consequently, increase the susceptibility to localized corrosion. This fact can also be observed in the proportion of ferrite-austenite and in the formation of phases such as secondary austenite and chromium nitrides.

Keywords: (DL-EPR); Stainless steel duplex; Sensitization; Dilution. UNS 39209

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama Schaeffler, adaptado (Erhard, 2007).....	20
Figura 2 - Diagrama de precipitação de fases secundárias em aços duplex. Adaptado (Dupouiron).	22
Figura 3 - Micrografia eletrônica de varredura de um aço inoxidável super duplex solubilizado a 1250°C: os nódulos pretos são nitreto de cromo. Adaptado (PARREN, 2001).	23
Figura 4 - Micrografia ótica de um metal de solda superduplex, x 1000. Etch: ácido sulfúrico eletrolítico. Adaptado (GUNN, 2003).....	24
Figura 5 - Montagem usual de uma soldagem TIG (Adaptado de MODENESI, 2011)	25
Figura 6 - Detalhe da região de soldagem TIG. Adaptado (MODENESI, 2011)	26
Figura 7 - Esquema da diluição em uma solda de revestimento com um único passe (Adaptado de AWS, 1998; DuPONT e MARDER, 1996).....	28
Figura 8 - Efeito da diluição na ferrita FN. Adaptado (KANNAN e MURUGAN, 2006)	29
Figura 9 - a) Padrões de tecimento b) Movimento descrito no tecimento triangular. Adaptado (MODENESI, 2014).....	30
Figura 10 - Perfil geométrico desejado do cordão de solda a) União da junta soldada aplicações convencionais); b) Soldagem de revestimento. Adaptado (KANNAN E MURUGA, 2006)	32
Figura 11 - Curvas de reativação potenciocinética de ciclo simples Adaptado (WOLYNEC, 2013)	33
Figura 12 - Corpo de prova utilizado nos experimentos	36
Figura 13 - Equipamento de soldagem tocha e alimentação do arame a frio. (LIMA E CORTELETTI, 2015)	39
Figura 14 - Esquemático mostrando o corte da chapa para obter o corpo de prova. Adaptado (LIMA e CORTELETTI, 2015)	41
Figura 15 - Mesa de corte Discotom-100/-10 tricormat - Ufes.....	41
Figura 16 - Secção da amostra para cálculo da diluição.	42
Figura 17 - Fresadora do Laboratório de Tecnologia Mecânica da UFES.....	43
Figura 18 - Esquemático para obtenção do eletrodo de trabalho da amostra 3.2	43
Figura 19 - Disposição do ponto do ensaio nas amostras	44
Figura 20 - Amostra 3.2 após preparação e fixação do contato elétrico.....	44

Figura 21 - Microscópio ótico Nikon Eclipse MA200 do laboratório TRICORRMAT-DEM-UFES.....	45
Figura 22 - Potenciostato e célula eletroquímica utilizada.....	46
Figura 23 - Politriz semiautomática do laboratório TRICORRMAT-DEM-UFES	46
Figura 24 - MEV do laboratório do IFES Vitória.....	47
Figura 25 - Imagem após a utilização do software SRVNA. a) Micrografia da amostra 4.1; b) Resultado após utilização do software. Aumento 200x.....	48
Figura 26 - Ferritoscópio Fischer FMP30 – TRICORRMAT-UFES	49
Figura 27 - Amostra 5.1 - Behara Modificado - 40 min - 200x	52
Figura 28 - Amostra 3.2 Behara Modificado - 50min - 200x - Metalografia.....	52
Figura 29 - Amostra 4.1- Behara Modificado - 35min - 200x - Metalografia	53
Figura 30 - Amostra 5.2 - Behara Modificado - 40 min - 200x - Metalografia	53
Figura 31 - Amostra 6.1 - Behara Modificado - 25 min - 200x - Metalografia	54
Figura 32 - Início/Meio/Fim amostra 5.1 Behara modificado.40min. 200x	56
Figura 34 - Vazios deixados por partículas de segunda fase removidas pelo ensaio DL-EPR. A) Amostra 4.1; B) Amostra 6.1 respectivamente. MEV	57
Figura 35 - Curvas do ensaio DL-EPR a) Amostra 3.1 b) Amostra 3.2; c) Amostra 4.1; d) Amostra 4.2; e) Amostra 5.1 f) Amostra 5.2 g) Amostra 6.1 h) Amostra 6.2	59
Figura 36 - Gráfico de comparação da taxa de diluição com o grau de sensitização para cada amostra.....	61
Figura 37 – Gráfico de comparação da porcentagem de Ferrita FN vs Diluição	62
Figura 39 - Efeito da corrente na porcentagem de austenita.....	63
Figura 40 - Medição da % Austenita SVRNA vs quantidade de Ferrita FN (Ferritoscópio).	64
Figura 41 - Efeito do teor de ferrita na resistência à corrosão localizada.	65
Figura 42 - Efeito da velocidade de alimentação do arame à frio no Grau de Sensitização.	66
Figura 43 - Efeito da Velocidade de soldagem no Grau de sensitização.....	67
Figura 44 - Efeito da energia de soldagem no grau de sensitização	68

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 1 - Tabela composição química do metal de base ASTM A36</i>	36
Tabela 2 - Composição Química Típica do arame de adição conforme fabricante	37
Tabela 3 - Parâmetros fixos de soldagem. (LIMA E CORTELETTI, 2015)	38
Tabela 4 - Tabela do planejamento fatorial dos parâmetros alterados. (LIMA e CORTELETTI, 2015).....	38
Tabela 5 - Propriedades físicas dos materiais analisados.....	40
<i>Tabela 6 - Diluição das amostras.</i>	42
Tabela 7 - Tabela Parâmetros de soldagem. tensão média de 20 V e η térmico 0,65. ...	42
Tabela 8 - Amostras selecionadas pelo Ir/Ia para o MEV	48
Tabela 9 - Quantidade de calor efetivamente consumida durante a fusão e energia de soldagem.....	50
Tabela 10 - Energia de soldagem para Velocidade de alimentação 2m/min.	54
Tabela 11 - Resultados dos ensaios de DL-EPR	58
Tabela 12 - Parâmetros Austenita e Ferrita FN	77
Tabela 13 - Sensitização dos ensaios DL-EPR	77
Tabela 14 - Parâmetros de soldagem e sensitização das amostras.	79

LISTA DE SÍGLAS

AID	Aço inoxidável duplex
ASTM	“American Society for Testing and Materials”
TIG	Soldagem a arco com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa
DL-EPR	Double-Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation
PRE	Índice de resistência à corrosão por pites (Pitting Resistance Equivalent)
Mo	Molibdênio
Mn	Manganês
N	Nitrogênio
Ni	Níquel
δ	Ferrita
γ	Austenita
γ_2	Austenita secundária
γ_1	Austenita primária
PREN	Número equivalente de resistência à corrosão por pite
SL-EPR	“Simple Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation”
ZF	Zona fundida
ZAC	Zona afetada pelo calor
H	Energia de soldagem
V	Tensão de soldagem
OCP	Open Circuit Potencial
HL	Energia líquida de soldagem
η	Eficiência térmica do processo de soldagem
I_r	corrente de reativação
I_a	corrente de ativação
Q_r	carga de reativação
Q_a	carga de ativação
SCE	Eletrodo de Calomelano Saturado
TIG	Tungsten Inert Gas
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
R	Reforço
W	Largura
P	Penetração

Ar	Argônio
I	Corrente de soldagem
V	Voltagem
v	Velocidade de soldagem
IC	Índice de convexidade
V_a	Velocidade de alimentação
V_s	Velocidade de soldagem

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS.....	18
2.1	OBJETIVO GERAL	18
2.2	OBJETIVO ESPECÍFICO	18
3	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	19
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	19
3.1.1	Elementos de liga.....	20
3.1.2	Precipitação nos aços inoxidáveis duplex	21
3.2	PROCESSOS DE SOLDAGEM TIG.....	25
3.2.1	Aporte Térmico.....	26
3.2.2	Índice de convexidade.....	27
3.2.3	Diluição	28
3.2.4	Tecimento automático na soldagem	30
3.2.5	Energia necessária para fundir os volumes dos cordões	30
3.3	CORROSÃO INTERGRANULAR	32
3.4	REATIVAÇÃO POTENCIOCINÉTICA ELETROQUÍMICA (EPR).....	33
3.4.1	Double Loop-Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR)	34
3.4.2	Otimização da técnica (DL-EPR)	34
4	MATERIAIS E EQUIPAMENTOS	36
4.1	METAL DE BASE E METAL DE ADIÇÃO	36
4.2	ENERGIA NECESSÁRIA PARA FUNDIR OS VOLUMES DOS CORDÕES.....	39
4.3	CORPOS DE PROVA	41
4.4	CÁLCULO DA DILUIÇÃO E ENERGIA DE SOLDAGEM.....	42
4.5	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	43
4.6	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	44

4.7	PREPARAÇÃO DO ENSAIO DL-EPR.....	45
4.8	MICROSCOPIA ELETRÔNICA	47
4.9	DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA	48
5	ANÁLISE DE RESULTADOS	50
5.1	INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM	50
5.2	Caracterização Microestrutural.....	51
5.2.1	Microscopia Óptica.....	51
5.2.2	Efeito do tecimento.....	55
5.2.3	Precipitação de Cr ₂ N.....	56
5.3	ANÁLISE DOS ENSAIOS DL-EPR.....	58
5.4	Efeitos dos parâmetros de soldagem.....	60
5.4.1	Resposta à Diluição	61
5.4.2	Resposta à porcentagem de austenita/Ferrita FN.....	63
5.4.3	Resposta à velocidade de alimentação do arame a frio e de soldagem	65
5.4.4	Resposta à energia de soldagem.....	68
6	CONCLUSÃO	70
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71
8	APÊNDICE	77

1 INTRODUÇÃO

Em um projeto de engenharia, o fenômeno de corrosão tem como consequência a degradação de componentes que, por sua vez, resulta em inutilização de equipamentos. Isso pode vir a acarretar sérios problemas quando os ambientes ou os fluidos de trabalho estão sob condições extremas de pressão ou temperatura, como em setores de petróleo e gás. Engenheiros responsáveis pelo processo de proteção à corrosão de um sistema, têm uma série de parâmetros a considerar para o desenvolvimento de uma proteção mais adequada de um projeto e sua eficiência irá depender de outros diversos fatores, algumas vezes não controláveis, o que torna esse trabalho bastante complexo.

Onde se faz necessária uma proteção mais elaborada, ligas resistentes à corrosão devem ser consideradas. Estes incluem aços inoxidáveis austeníticos (Série 300), inoxidáveis ferríticos/martensíticos (série 400), inoxidáveis duplex ou ligas com altos teores de níquel e cromo. Ao contrário da maioria dos aços inoxidáveis austeníticos, os aços duplex, superduplex e ligas de níquel são os principais materiais que, em geral, quando soldados, devem atingir os níveis de resistência que se assemelham aos níveis de resistência de aços carbono comuns. No entanto, existem várias restrições à utilização destes materiais sob forma depositada por soldagem como: custo, disponibilidade e a necessidade de muitos procedimentos de fabricação.

A tecnologia de deposição de revestimento por soldagem é favorecida pois pode ser processada por uma imensa gama de processos de soldagem que oferecem uma larga flexibilidade de propriedades. Além disso, uma diversidade de componentes, formas e tamanhos podem ser protegidos, e uma grande variedade de materiais de base podem ser utilizados, tornando esse processo bastante versátil.

Nesse contexto, o revestimento por deposição de aço inoxidáveis tem uma grande aplicabilidade. Especialmente os aços inoxidáveis duplex, que unem as boas características mecânicas e elevada resistência à corrosão. Assim, revestimentos com tais materiais permitem a redução de custos, tanto no que se refere ao processo de fabricação (revestimentos) quanto ao processo de recuperação, através de sobre espessura.

Em aços inoxidáveis duplex o balanço ferrita/austenita pode ser alterado quando a liga for submetida a ciclos térmicos de alta intensidade resultado do processo de soldagem por deposição. Além disso, com as diferentes taxas de resfriamento, pode ocorrer a precipitação de fases deletérias ricas em cromo, o que pode reduzir a resistência à corrosão localizada do revestimento.

Portanto, a partir da possibilidade de sua aplicação prática, visualizou-se a importância e a necessidade desta pesquisa. Ela objetiva estudar com mais detalhe os efeitos das transformações causadas pelo aporte térmico e diluição, de soldas TIG multipasses, com deposição de duplex UNS S39209, realizadas em chapas finas de aço ASTM A36.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Avaliar a suscetibilidade à corrosão localizada em revestimentos de aço ASTM A36 com o aço inoxidável duplex UNS S39209 depositados por soldagem TIG alimentado a frio, com a técnica Eletroquímica de Reativação Potenciodinâmica de Ciclo Duplo (DL-EPR).

2.2 OBJETIVO ESPECÍFICO

- Verificar o efeito da variação do aporte térmico de soldagem nas amostras.
- Avaliar o efeito da diluição na resistência à corrosão no reforço;
- Identificar e analisar as fases deletérias formadas durante os ciclos térmicos do processo de soldagem;
- Estudar o efeito da corrente e da velocidade de soldagem no balanceamento de fases, na microestrutura e no grau de sensitização;
- Identificar quais parâmetros de soldagem são os mais indicados para uma soldagem multipasse de revestimento.

3 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis duplex são ligas bifásicas de ferro-níquel-molibdênio-cromo-ferro, nas quais, as proporções dos elementos constituintes permitem a otimização do balanço das frações volumétricas de austenita e ferrita. Devido à sua microestrutura bifásica, possuem maior resistência mecânica e melhor resistência à corrosão do que os aços inoxidáveis austeníticos padrão. Tipicamente possuem em sua composição 20 a 30% de cromo e 5 a 10% de níquel. Atualmente, as aplicações e mercados para os AIDs estão aumentando continuamente, devido às suas excelentes propriedades e seu custo relativamente baixo. (MOREUIL, 1998).

Aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam uma estrutura composta por ferrita (CCC) e austenita (CFC). Sua composição química e processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita, obtidas após solubilização entre 1020°C e 1100°C (norma ASTM A790) e resfriamento brusco, sendo que temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação, crescimento de grão e, abaixo dela, precipitações associadas à fragilização e não adequada solubilização dos átomos do soluto. O resfriamento posterior rápido assegura que o aço permaneça inteiramente duplex e sem fases secundárias precipitadas que podem ser algumas vezes formadas no estágio de trabalho a quente. (SOLOMON, 1983).

Além das quantidades relativas de ferro, cromo e níquel presentes, a microestrutura da liga é influenciada pela presença de alguns elementos menores. Austenitizantes, além do níquel, são manganês, carbono e nitrogênio. O efeito total de todos os elementos de formação de ferrita pode ser expresso como o equivalente de cromo da liga e o de todos os elementos formadores de austenita como o equivalente de níquel da liga. O efeito combinado de todos os elementos austenitizantes e ferritizantes pode ajudar a determinar que fase ou fases devem estar presentes na liga à temperatura ambiente. Essa previsão é possível com a ajuda de um diagrama originalmente desenvolvido por Schaeffler (Erhard, 2007). Figura 1.

Figura 1 - Diagrama Schaeffler, adaptado (Erhard, 2007).

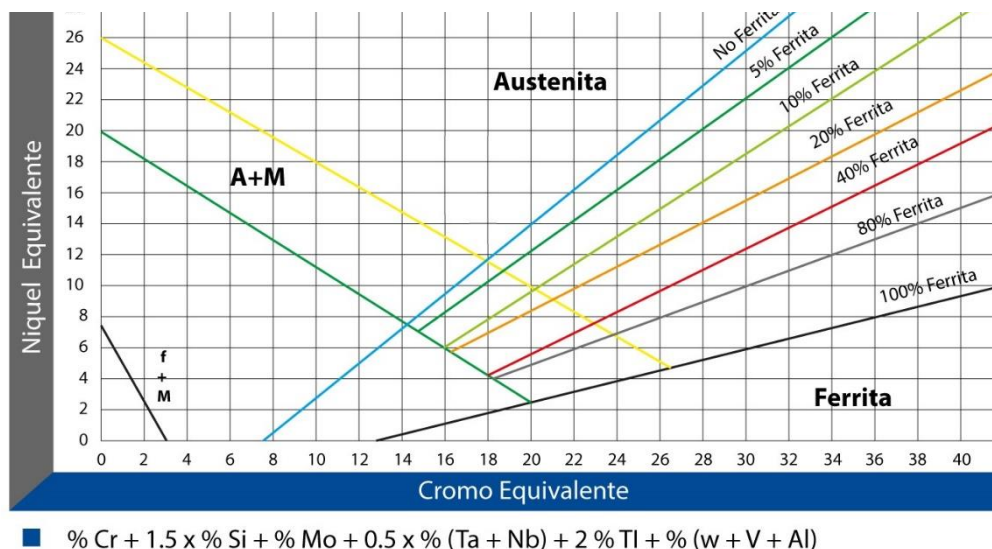


Diagrama de Schaeffler para determinar as fases formadas após a solidificação, com base na composição química.

A resistência à corrosão desses aços pode ser avaliada pelo número equivalente de resistência ao pite PREN (Pitting Resistance Equivalent Number), apresentado na Equação (1). Este critério de classificação indica a resistência à corrosão por pite em ambientes aquosos contendo cloreto. É baseado em uma equação matemática empírica e, quanto maior seu valor, maior tende ser a resistência à corrosão. (GUNN et al. 2003).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 * (\% \text{Mo} + 0,5 * \% \text{W}) + 16 * (\% \text{N}) \quad (1)$$

3.1.1 Elementos de liga

O conhecimento da importância dos elementos de liga é fundamental para saber de que forma pode haver contribuição ou prejuízo nas propriedades dos aços inoxidáveis duplex. Estes elementos têm efeitos específicos nas propriedades dos aços inoxidáveis, podendo possuir também efeitos combinados.

- Cromo: A principal vantagem da adição de cromo ao aço é melhorar a resistência à corrosão localizada, através da formação de um filme passivo de

óxido rico em cromo. Isto é conseguido através da extensão da região passiva e redução a taxa de corrosão geral. (HASHIMOTO, 1979).

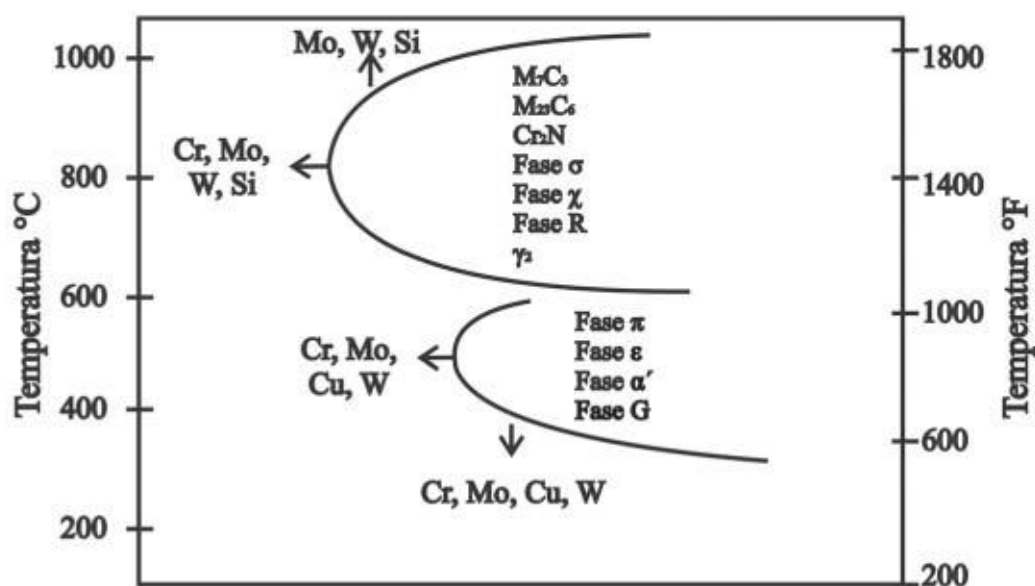
- **Molibdênio:** A influência benéfica do molibdênio na resistência à corrosão por pites e em frestas de uma liga em soluções de cloreto é reconhecida por aumentar a faixa de potencial passivo e reduzir a densidade de corrente de corrosão na faixa ativa. (SEDRIKS, 1979).
- **Níquel:** o níquel tem um efeito direto nas propriedades de corrosão, movendo o potencial de pite, no sentido nobre e reduzindo a corrente de passivação. Entretanto, o principal papel do níquel é controlar o equilíbrio de fases e o particionamento de elementos. (SOLOMON, 1983).
- **Nitrogênio:** O nitrogênio tem um efeito múltiplo nos aços inoxidáveis, aumentando a resistência a pite, o teor de austenita e a resistência. Ele tem uma influência semelhante sobre o pite, como Cr e Mo, movendo o potencial de pite na direção nobre e, assim, aumentando a faixa de potencial passivo. Este efeito é melhorado na presença conjunta com Mo devido à influência sinérgica nas características de pite. (OGAWA, 1982)

3.1.2 Precipitação nos aços inoxidáveis duplex

É muito comum a exposição do material a elevadas temperaturas devido às condições de serviço, ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos, podendo ocasionar surgimento de precipitados. A precipitação ocorre nos contornos de grão, inclusões, discordâncias e aglomerações de lacunas.

A Figura 2 apresenta, esquematicamente, uma curva transformação, temperatura e tempo (TTT) para fases que podem precipitar na zona afetada pelo calor (ZAC), como: fase sigma, nitretos, carbonetos, austenita secundária (γ_2) e α' .

Figura 2 - Diagrama de precipitação de fases secundárias em aços duplex. Adaptado (Dupoiron).



Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase presente. A ferrita apresenta maior suscetibilidade às transformações de fase do que a austenita, em virtude do maior coeficiente de difusão associado à sua estrutura cristalina (CCC) e à alta concentração de Cr e Mo nela dissolvidos. (DUPOIRON, 1996). A seguir temos as principais fases secundárias de interesse neste trabalho.

3.1.2.1 Nitreto de cromo (Cr₂N)

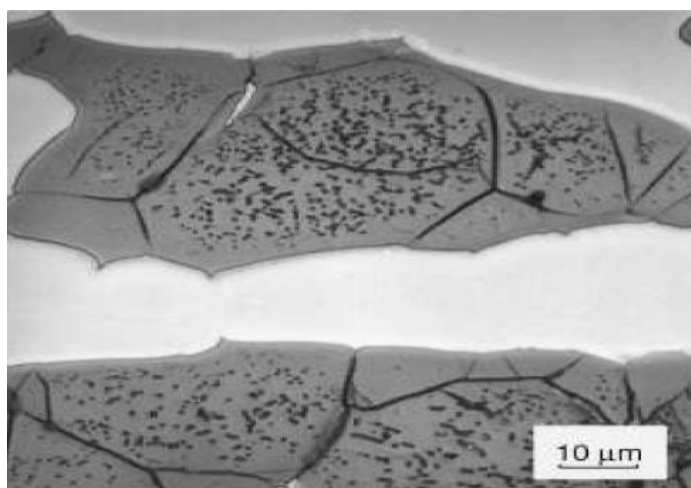
Durante a soldagem, como a microestrutura ferrítica esfria rapidamente, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, resultando em uma competição entre o nitreto de cromo e a precipitação da austenita. A microestrutura formada durante o resfriamento rápido consiste em grandes grãos de ferrita com uma fração de baixo volume de austenita alotriomórfica e Widmanstätten, além de abundantes nitretos intragranulares (bastões Cr₂N ou placas CrN). Esta microestrutura resulta na degradação das propriedades mecânicas e de corrosão da junta soldada. (RAMIREZ, 2003).

O nitreto hexagonal Cr₂N e o nitreto cúbico CrN também são encontrados nas zonas afetadas pelo calor da solda de um aço inoxidável duplex. Nitratos de CrN precipitados na adjacência à precipitados de Cr₂N, exibindo formas similares a plaquetas ou semelhantes a filmes. Os precipitados de Cr₂N apareceram como formas de

bastonetes ou tetragonais, e o tamanho dos precipitados de Cr_2N tende a aumentar com a diminuição da taxa de resfriamento. Conforme Figura 3.

Foi identificado em soldagem multipasse em AISD que energias de soldagem elevadas proporcionaram uma maior formação de nitretos de cromo até uma fração volumétrica de equilíbrio, devido ao maior tempo de permanência na temperatura de transformação. Foi detectado, também, que os primeiros ciclos térmicos propiciaram formação de núcleos de nitretos, de modo que os ciclos restantes, além de formar novos núcleos, os já existentes cresceram. (LONDOÑO, 2001).

Figura 3 - Micrografia eletrônica de varredura de um aço inoxidável super duplex solubilizado a 1250°C: os nódulos pretos são nitreto de cromo. Adaptado (PARREN, 2001).



3.1.2.2 Austenita secundária (γ_2)

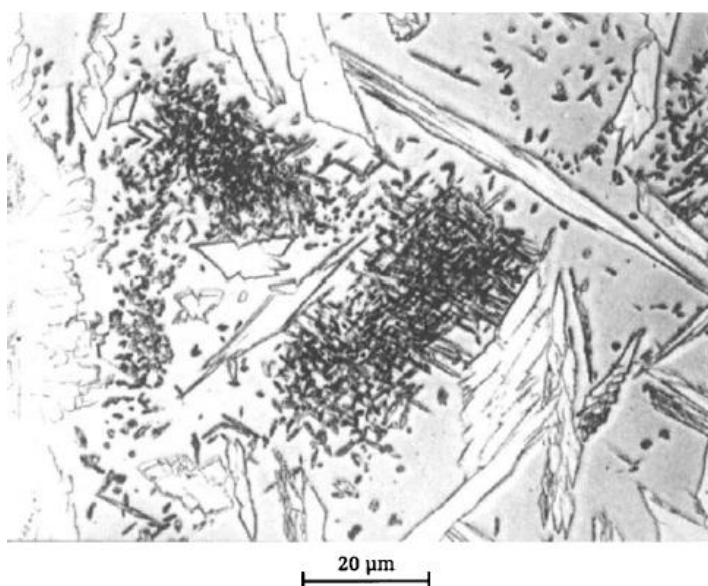
Austenita secundária é originada de forma relativamente rápida e por mecanismos diferentes, dependendo da temperatura. Abaixo de cerca de 650 °C, tem uma composição semelhante à da ferrita circundante, sugerindo uma transformação sem difusão, com características semelhantes à formação de martensita. (SOULIGNAC, 1990).

Em temperaturas entre 650 e 850 °C, onde a difusão é mais rápida, muitas formas de austenita Widmanstätten podem precipitar. Nessa faixa de temperatura, sua formação envolve difusão, devido ser enriquecida em níquel em comparação com a matriz de ferrita. Mesmo que haja algum enriquecimento de nitrogênio na austenita secundária

em comparação com a matriz ferrita, os teores de Cr e N da γ_2 são substancialmente inferiores aos da austenita. (JOSEFSSON, 1991).

No metal de solda de AID são distinguidos dois tipos de γ_2 . Uma delas é formada nas interfaces δ/γ , na faixa de temperatura de 800 a 900°C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de γ , porém com diferente composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000°C, conforme FIGURA 4. Seu processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em “C”, conforme Figura 2, indicando que a transformação é controlada por difusão. (NILSSON, 1994).

Figura 4 - Micrografia ótica de um metal de solda superduplex, x 1000. Etch: ácido sulfúrico eletrolítico. Adaptado (GUNN, 2003)



3.1.2.3 Fase Sigma (σ)

A precipitação da fase sigma nos aços inoxidáveis pode ocorrer nos tipos de estrutura duplex austenítica, ferrítica e austenítico-ferrítica. A precipitação desta fase intermetálica causa perdas cruciais na tenacidade e na resistência à corrosão.

No caso dos aços inoxidáveis duplex, a precipitação pode ser completa em poucas horas e consumir toda a ferrita da microestrutura (CORTIE, 1997). A precipitação neste caso ocorre entre 975 e 650 °C e pode ser representada por uma reação do tipo eutetóide: $\delta \rightarrow \gamma^* + \sigma$, onde γ^* é uma austenita de cromo e molibdênio esgotada se

comparada a um austenita não transformado. A precipitação começa na interface δ / γ e entra no grão de ferrita até que a ferrita esteja praticamente esgotada.

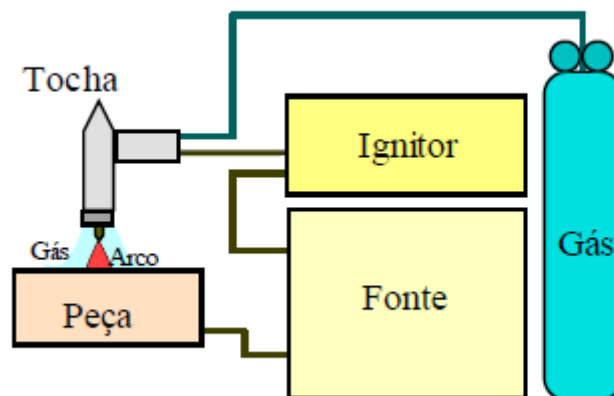
A fase sigma cresce na ferrita em vez de crescer na austenita porque a fase sigma é rica em elementos ferritizantes, como cromo, molibdênio e silício, e é pobre em elementos de austenitizantes, como níquel, carbono e nitrogênio. Além disso, a difusão na ferrita é mais rápida que na austenita. Até 800 ° C, a morfologia eutetóide é quase lamelar, resultante do crescimento cooperativo da fase sigma e da austenita, enquanto em torno de 900 ° C a fase sigma precipita em uma morfologia massiva, levando a uma microestrutura chamada eutetóide separado (KOBAYASHI, 1999).

3.2 PROCESSOS DE SOLDAGEM TIG

A soldagem a arco com eletrodo não consumível (Gas Tungsten Arc Welding –GTAW) ou, como é mais conhecida no Brasil, TIG (Tungsten Inert Gas), é um processo no qual a união é obtida pelo aquecimento dos materiais por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça. A proteção do eletrodo do arco elétrico e da peça de fusão é feita por um gás inerte, normalmente argônio, ou mistura de gases inertes (Ar e He) (WAINER, 1992, MODENESI, 2011).

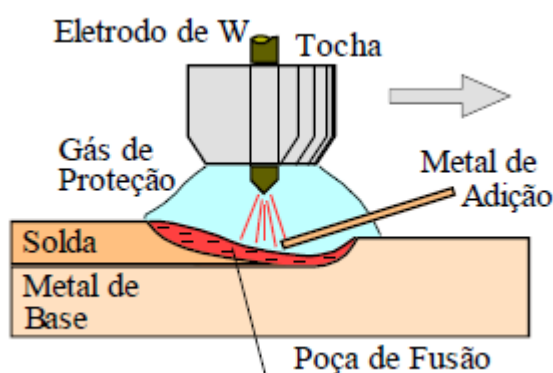
Os equipamentos básicos usados na soldagem TIG consistem de uma fonte de energia elétrica, uma tocha de soldagem apropriada, uma fonte de gás protetor, um dispositivo para a abertura do arco, cabos e mangueiras (MODENESI, 2011).

Figura 5 - Montagem usual de uma soldagem TIG (Adaptado de MODENESI, 2011)



No processo de soldagem TIG, o calor necessário para efetuar a solda tem origem em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo permanente de tungstênio e a própria peça a ser soldada. O arco voltaico se forma em meio a um gás inerte, que tem a função adicional de proteger da oxidação, tanto o eletrodo de tungstênio, quanto o metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem (STREET, 1990).

Figura 6 - Detalhe da região de soldagem TIG. Adaptado (MODENESI, 2011)



O processo TIG é considerado um dos processos de soldagem a arco de melhor qualidade. O processo é versátil e pode ser usado na forma manual ou mecanizado e é mais utilizada para aços ligados, aços inoxidáveis e ligas não ferrosas (MODENESI, 2011).

A diferença fundamental entre uma solda comum e uma soldagem por deposição de revestimento está na diluição. A composição e as propriedades do revestimento são fortemente afetadas pela diluição obtida no processo. O seu controle é importante na soldagem de revestimento onde as baixas diluições são requeridas. Quando a diluição é pequena a composição final de revestimento se aproxima da composição do metal de adição e suas características de resistência à corrosão são mantidas (KANNAN e MURUGAN; 2006).

3.2.1 Aporte Térmico

O aporte térmico ou energia cedida à peça durante a soldagem está diretamente ligado à diluição. Isso ocorre devido ao fato de que os parâmetros de soldagem que

compõe o aporte térmico possuir forte influência no fenômeno de diluição, principalmente a corrente, a voltagem e a velocidade de soldagem. O aumento do aporte térmico, de forma geral, proporciona maiores valores de diluição, quando comparado com solda de revestimento com menores valores de aporte térmico. A velocidade de soldagem apresenta uma influência inversamente proporcional ao aporte térmico, ao contrário da corrente de soldagem onde essa relação é diretamente proporcional. Com o aumento da velocidade de soldagem, menor será a quantidade de material base fundido, visto que a tocha de soldagem percorrerá o material de base mais rapidamente, dessa maneira haverá um decréscimo do aporte térmico e por consequência uma diminuição na diluição obtida (GUNARAJ E MURUGAN, 2000).

Conforme mencionado, a corrente, a voltagem e a velocidade de soldagem, além da eficiência do processo, influenciam diretamente os valores do aporte térmico, que pode ser calculado através da Equação 2:

$$\text{Aporte térmico} = \frac{I * V}{v} * \eta \quad (2)$$

Onde I é a corrente de soldagem, V é a voltagem da soldagem e v é a velocidade de soldagem e η é o rendimento do processo (AWS, 1991).

3.2.2 Índice de convexidade

Uma das formas de se medir a convexidade de um cordão é através do ângulo de concordância entre metal depositado e o substrato. A alta convexidade do cordão é prejudicial por impedir a adoção de cordões paralelos e sobrepostos, o que poderia causar falta de fusão. Uma medição da convexidade pelo ângulo se torna difícil. Para tanto, outro modo seria utilizar as dimensões lineares de “ r ” e “ w ” (reforço e largura), pois, de uma forma geral, pode-se esperar que quanto menor a relação r/w , menor será a convexidade do cordão. A relação entre o reforço e a largura do cordão é definida como índice de convexidade (IC), Equação 3.

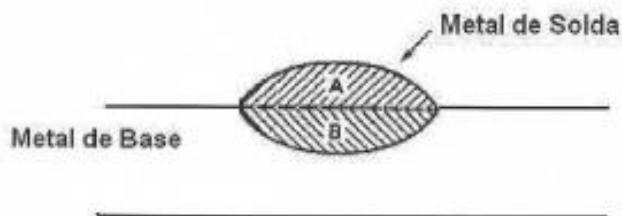
$$IC = \frac{r}{w} (\%) \quad (3)$$

Como orientação, procurou-se estabelecer padrões de qualidade aceitáveis onde índices de convexidade próximos de 15% são considerados adequados. Um IC muito superior a 15% gera excessivo reforço com pequena penetração (SILVA, 2000).

3.2.3 Diluição

Em um processo de soldagem por deposição, como geralmente são utilizadas ligas com características diferentes, o produto obtido após uma solda de revestimento por fusão será composto pela composição química e propriedades individuais de cada liga e da mistura que acontecerá entre elas durante a fusão. A Figura 7 representa de maneira simples e esquemática um único cordão de solda depositado sobre um substrato de composição química diferente. O grau de mistura ilustrado nesse caso é definido como a porcentagem de diluição (DUPONT e MARDER, 1996).

Figura 7 - Esquema da diluição em uma solda de revestimento com um único passe (Adaptado de AWS, 1998; DuPONT e MARDER, 1996).



Podemos definir a diluição como uma relação entre áreas, ou seja, a porcentagem entre a área B, definida como a área a ser depositada em uma soldagem por deposição, e a área A definida como a área fundida entre o material depositado e o metal de base.

Correlacionando com a figura supracitada, a diluição, então, é calculada a partir da Equação (4):

$$Diluição (\%) = \frac{B \text{ (área)}}{A + B \text{ (área)}} \quad (4)$$

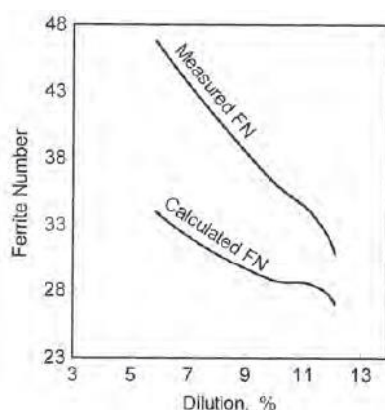
Nas juntas de revestimento, onde um metal de adição com resistência à corrosão é depositado em um material de base que apresenta menores propriedades de resistência a corrosão, baixos valores de diluição são sempre desejados (BRANTIS e TREVISAN, 1993; DUPONT e MARDER, 1996). Com baixos valores de diluição, a composição final do revestimento depositado por soldagem será próxima da composição do metal de adição com propriedades resistentes à corrosão, sendo assim as propriedades desejadas do revestimento serão mantidas (DuPONT e MARDER, 1996). Sempre é importante ressaltar que deverá existir uma quantidade mínima de diluição requerida para que exista união metalúrgica entre o revestimento soldado e o metal de base (MURUGAN e PARMAR, 1997).

O aspecto mais importante na aplicação de revestimento por fusão é a diluição do metal de solda pelo metal de base, resultando em uma redução das propriedades do material de adição. O controle da diluição é um fator econômico importante para o processo de revestimento por soldagem, devido ao alto custo dos metais de diluição requeridos para satisfazer união metalúrgica necessária entre o metal de base e o revestimento soldado. A diluição recomendada para revestimentos é de 10% a 15% (MURUGAN e PARMAR, 1997).

Para se avaliar a qualidade dos revestimentos aplicados por soldagem, uma série de determinações pode ser executada. Os níveis de diluição podem ser medidos por análises químicas e por macrografia (SUN, 1999).

Da Figura 8, Kannan e Murugan, (2006), demonstraram o efeito do aumento da diluição na redução da fase ferrita formada, sendo comparado o teor medido e o teor calculado.

Figura 8 - Efeito da diluição na ferrita FN. Adaptado (KANNAN e MURUGAN, 2006)

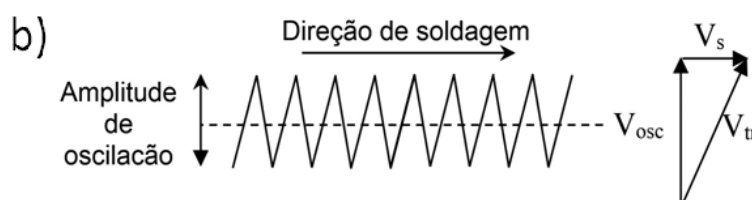
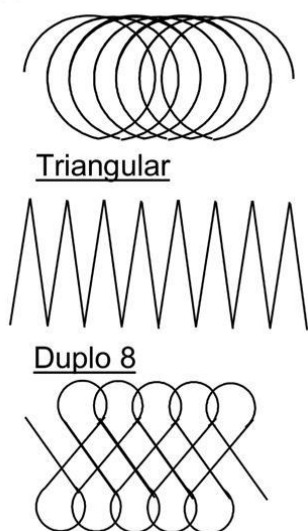


3.2.4 Tecimento automático na soldagem

O tecimento proporciona repetibilidade de processos, ou seja, o movimento executado uma vez poderá ser repetido com fidelidade várias outras vezes. É um movimento oscilatório realizado perpendicularmente à trajetória de deslocamento, utilizado para se depositar um cordão mais largo, fazer flutuar a escória, garantir a fusão das paredes laterais da junta e para tornar mais suave a variação de temperatura durante a soldagem. (MODENESI, 2014) O sistema é capaz de realizar tecimentos do tipo espiral, triangular e duplo. Conforme Figura 9.

Figura 9 - a) Padrões de tecimento b) Movimento descrito no tecimento triangular. Adaptado (MODENESI, 2014)

(a) Espiral



Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas. Isto pode levar a mudanças microestruturais nestas duas regiões, que dependem da microestrutura gerada em cada região pelos ciclos térmicos precedentes. O reaquecimento repetido da ZF pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma e fase R. (LONDOÑO, 2001).

3.2.5 Energia necessária para fundir os volumes dos cordões

A sobreposição de material por soldagem é definida como a deposição de um metal de adição em um metal base (substrato) para conferir à superfície propriedades

requeridas e que não são intrínsecas do metal de base. Existem diversos tipos de sobreposição por soldagem: revestimento por soldagem, material de endurecimento, ligas de enchimento e ligas de amanteigamento (DAVIS, 2004).

O revestimento por soldagem é entendido como a aplicação de uma camada relativamente fina (≥ 3 mm, ou 1/8 de polegada) de um material soldado com o propósito de promover uma superfície resistente à corrosão (DAVIS, 2004). Para isso, vários processos de soldagem podem ser utilizados, cada um com suas características particulares e resultados específicos, sendo que a escolha do processo ideal depende, principalmente, do material de adição e das propriedades que se deseja obter.

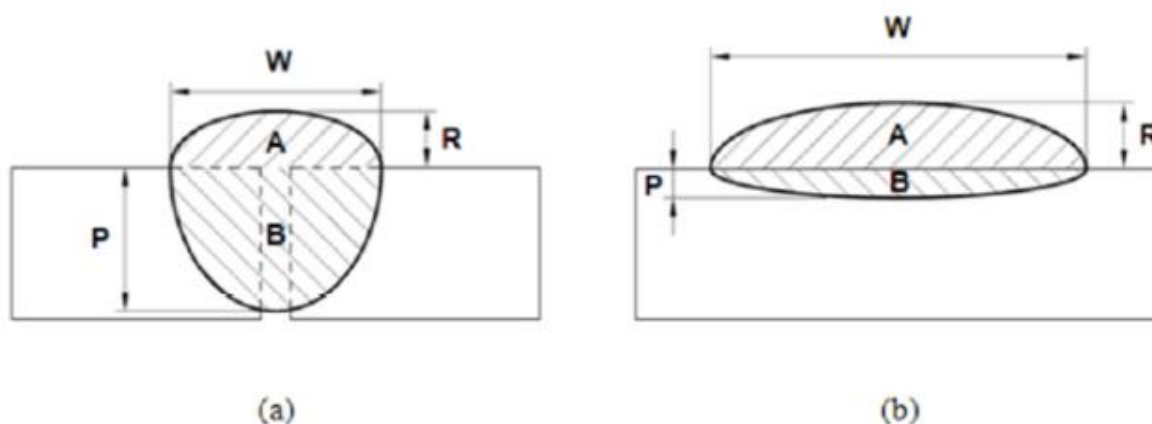
Um revestimento soldado deve ter espessura menor do que a espessura máxima que o processo escolhido para soldagem seja capaz de conferir, para que se tenha um revestimento de qualidade.

O principal parâmetro de controle em um revestimento é a diluição. Um revestimento com baixo grau de diluição pode acarretar má aderência do material de adição ao material de base. Por outro lado, valores muito altos de diluição podem causar muita mistura entre os dois materiais e, conseqüentemente, reduzir as propriedades do revestimento.

A principal diferença da soldagem de revestimento em relação às aplicações convencionais de soldagem e soldagem de união, diz respeito à geometria do cordão de solda. Na soldagem de união, o parâmetro mais desejável é uma boa penetração (P) para garantir a resistência da junta soldada. Já na soldagem de revestimento o perfil geométrico desejado se resume a grandes larguras do cordão (W), altos reforços (R), baixas penetrações (P) e baixos percentuais de diluição (D) (KANNAN e MURUGAN; 2006). A obtenção deste perfil geométrico característico é importante para que o processo de revestimento permita recobrir a maior área possível com o menor número de passes, resultando em economias significativas de materiais e tempo.

A Figura 10 apresenta um esquema do cordão de solda e das dimensões anteriormente citadas para uma junta soldada e para um revestimento por soldagem, respectivamente.

Figura 10 - Perfil geométrico desejado do cordão de solda a) União da junta soldada aplicações convencionais; b) Soldagem de revestimento. Adaptado (KANNAN E MURUGA, 2006)



3.3 CORROSÃO INTERGRANULAR

A corrosão intergranular é um processo de corrosão seletiva nos contornos de grão devido a alterações em composição química ou de microestrutura que podem ocorrer durante tratamentos térmicos (WOLYNEC, 2003).

Essa dissolução preferencial, que ocorre nos contornos do grão, pode conter carbonetos ou nitretos de cromo, resultando em suscetibilidade ao ataque localizado da matriz depleta de cromo adjacente aos precipitados. O melhor equilíbrio de fases e, em particular, o aumento dos níveis de nitrogênio significam que praticamente não há problemas com a corrosão intergranular nos aços inoxidáveis duplex modernos. No entanto, deve-se ter cautela ainda em termos de aspectos que proporcionam resfriamento rápido, como parada / partida de solda, respingos etc. (GUNN, 2003).

A determinação da suscetibilidade à corrosão intergranular dos aços inoxidáveis pode ser feita por meio da técnica eletroquímica de reativação potencioquinética, conhecida como técnica EPR (electrochemical potentiokinetic reactivation technique). Atualmente essa técnica possui três versões, a saber, a de ciclo simples (single loop), a de ciclo duplo (double loop) e a simplificada (WOLYNEC, 2003).

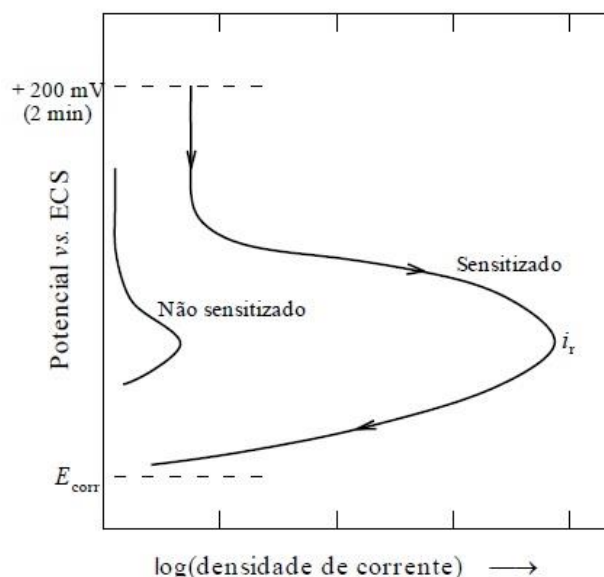
3.4 REATIVAÇÃO POTENCIOCINÉTICA ELETROQUÍMICA (EPR)

A principal vantagem dos testes eletroquímicos é a oportunidade de investigar os fenômenos de corrosão na solução de interesse, e não em um ambiente mais agressivo e provavelmente menos relevante. Além disso, uma grande quantidade de informação pode ser obtida sobre a dependência dos fenômenos em variáveis externas em um curto espaço de tempo. Finalmente, a determinação de potenciais críticos para iniciação e propagação de corrosão localizada pode ser útil em decisões de projeto. (JOHN, 2013)

O ensaio (EPR) consiste em proceder ao levantamento numa solução ácida de uma curva de polarização do aço, por meio da técnica potenciocinética, a partir da região passiva até o potencial de corrosão. Antes de ser atingido o potencial de corrosão, o aço passa pela região ativa, na qual a densidade de corrente aumenta, atinge um máximo e depois decresce até valor nulo no potencial de corrosão. Tem-se assim uma reativação da superfície metálica, o que justifica o nome atribuído à técnica. (WOLYNEC, 2013)

As densidades de corrente observadas na região de reativação dependem do grau de sensitização do aço inoxidável. Assim, conforme pode ser notado na Figura 11, para um aço sensitizado, a densidade de corrente do pico da curva de reativação (i_r), é sensivelmente maior do que a de um aço não sensitizado.

Figura 11 - Curvas de reativação potenciocinética de ciclo simples Adaptado (WOLYNEC, 2013)



3.4.1 Double Loop-Electrochemical Potentiokinetic Reactivation (DL-EPR)

No teste de ciclo duplo, a amostra é primeiramente polarizada anodicamente através da região ativa, em seguida, a varredura de reativação na direção reversa é realizada. Quando é polarizada anodicamente a uma determinada taxa do potencial de corrosão para um potencial na área passiva, essa polarização leva à formação de uma camada passiva em toda a superfície. Então, quando a direção de varredura é invertida e o potencial é diminuído na mesma proporção em relação ao potencial de corrosão, leva à quebra do filme passivo em áreas sem cromo (RAJAKARTHIHAN, 2004).

As vantagens do DL-EPR são: (1) apenas necessário polimento com lixa até a grana 100, a polarização anódica se encarrega de completar o polimento da amostra, (2) ela dissolve as inclusões não metálicas que podem induzir a corrosão por pite e (3) nenhuma medição de qualquer área de superfície ou tamanho de grão é necessário (RAJAKARTHIHAN, 2004).

Na curva de polarização anódica (obtida a partir do potencial de corrosão até o potencial de passivação) a densidade de corrente do pico é designada como I_a , enquanto na de polarização catódica, que é uma curva de reativação, tem-se a densidade de corrente de pico I_r . A medida do grau de sensitização é normalmente feita por meio da relação entre as duas correntes de pico, isto é, pela relação I_r/I_a , designada como grau de sensibilização. (WOLYNEC, 2013)

3.4.2 Otimização da técnica (DL-EPR)

Com o crescente uso de AID, algumas literaturas foram focadas na aplicação de DL-EPR modificado para AID e o principal eletrólito utilizado é a solução de ácido sulfúrico (H_2SO_4) com a adição de NaCl, KSCN ou CH_3CSNH_2 como depassivadores (DENG, 2010). Em geral, o KSCN é muito agressivo para aço inoxidável menos resistente à corrosão e seu papel no processo de polarização é vago. E o CH_3CSNH_2 é fácil de decompor em solução ácida e não é muito adequado para testes. Para superar esses problemas acima, há uma grande necessidade de um novo depassivador. Consequentemente, o ácido clorídrico (HCl) foi usado pela primeira vez

para super austenítico em 1997 e foi estendido para 22% e 25% de Cr DSS desde 2001 (AMADOU et al. 2004). No entanto, há uma falta significativa de dados sobre o depassivador do HCl e suas condições operacionais associadas (taxa de varredura, temperatura da solução e limite de potencial) em comparação com o NaCl ou KSCN mais frequentemente usado para a detecção de corrosão intergranular em aço inoxidável duplex.

Amadou *et al.* (2004) avaliaram o grau de sensibilização do aço inoxidável duplex UNS S31250 usando 33% H_2SO_4 + 0,3% HCl para uma taxa de varredura de 2,5 mV/s. Deng *et al.* (2010) demonstraram que a medida de DL-EPR com uma solução de 33% H_2SO_4 + 0,1% HCl a 20 ° C e taxa de varrimento de 2,5 mV / s, pode caracterizar com sucesso as interações entre os precipitados, a depleção de cromo e corrosão intergranular para o aço 2101, com alta sensibilidade e reprodutibilidade. Gong *et al.* (2010) concluiu que a solução de 2M H_2SO_4 + 1M HCl a 30 °C com uma taxa de varredura de 1,66 mV s pode ser usada com sucesso para analisar as interações entre precipitação, depleção de cromo e sensibilização de aços inoxidáveis duplex, do aço UNS S31803, que foi envelhecido entre 30 min e 48 h a 800 °C.

A técnica DL-EPR se mostrou simples, rápida e econômica sendo recomendada para a avaliação quantitativa da suscetibilidade a corrosão localizada de revestimentos de aços inoxidáveis duplex por soldagem, em especial o aço UNS 39209. Para este aço é indicado uma solução 33% H_2SO_4 + 0,5% HCl em volume, e uma taxa de varredura de 1,5 mV/s como condições ótimas para avaliação da corrosão localizada do revestimento. (CANAL, 2017)

4 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS

4.1 METAL DE BASE E METAL DE ADIÇÃO

Para a realização deste trabalho foram utilizadas chapas de aço com aço inoxidável duplex UNS 39209, pelo processo de deposição através da soldagem TIG alimentado. O metal de base utilizado foi aço carbono comum ABNT 1020, em formato retangular, com dimensões de 200 mm de comprimento, 63 mm de largura por 9,5 mm de espessura como mostram a Figura 12 e Tabela 1.

Figura 12 - Corpo de prova utilizado nos experimentos



Tabela 1 – Faixa de composição química do metal de base ASTM A36

Elemento	Percentual em massa
Carbono	0,23
Ferro	balanço
Níquel	0,02
Cromo	0,02, máximo.
Alumínio	0,03, máximo.
Manganês	0,67, máximo.
Silício	0,09

O metal de adição utilizado nesse processo, segundo catálogo da Weld-inox, fabricante do produto, foi o aço inoxidável duplex UNS 39209, também denominado ER2209 ou AWS A-5.9/A5.9M. Com diâmetro de 1,20 mm e composição nominal de 22,5%Cr, 9,5%Ni, 3%Mo, 0,15%N, com microestrutura de sua matriz austenítico-ferrítica. Segue a composição química típica desses arames informada pelo fabricante na Tabela 2.

Tabela 2 – Faixa de composição Química Típica do arame de adição conforme fabricante

Elemento	Percentual em massa
Carbono	0,03 (máximo)
Cromo	21,5 – 23,5
Níquel	7,5 – 9,5
Enxofre	0,03, máximo.
Fósforo	0,03, máximo.
Silício	0,90, máximo.
Molibdênio	2,5 – 3,5
Cobre	0,75, máximo.
Nitrogênio	0,08 – 0,20
Manganês	0,5 – 2,0

Este trabalho teve início no projeto de graduação com o objetivo de analisar os impactos de alguns parâmetros que foram variados no processo de soldagem TIG e, com isso, determinar quais seriam os mais adequados, visando obter um cordão de solda com boas propriedades de: índice de convexidade, diluição geométrica, largura e aparência final dos cordões de solda. (LIMA E CORTELETTI, 2015).

Devido a pouco estudo sobre a deposição do arame UNS 39209, as primeiras soldas realizadas foram de caráter exploratório, para se determinar quais parâmetros poderiam ser trabalhados e os limites deste que possibilitavam um cordão contínuo e que pudesse ser utilizado como deposição na superfície. Os parâmetros inicialmente investigados foram: a velocidade de alimentação do arame (m/min), a vazão de gás (l/min), a velocidade de soldagem (cm/min), a corrente (A) e a frequência de oscilação da tocha de soldagem (Hz).

Todos os cordões foram realizados em passe único. Para efetuar as soldas foi utilizado no processo um tartilope para a movimentação da tocha de soldagem. Os parâmetros fixos são mostrados na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros fixos de soldagem. (LIMA E CORTELLETTI, 2015)

Parâmetros fixos	Valor/Tipo adotado
Material do metal de base	Aço carbono ASTM A36
Material do metal de adição	Aço inoxidável duplex 2209
Dimensão do metal de base	200 X 63 X 9,5 mm
Diâmetro do metal de adição	1,2 mm
Posição de soldagem	1G (plana)
Eletrodo de Tungstênio	AWS EWTh-2 / 4 mm
Ângulo da tocha	15°
Recuo do bico de contato	5 mm
Tipo do gás de proteção	Argônio 99,9%
Polaridade	CC-
Tensão	12V
Vazão do gás de proteção	12 l/min
Frequência de tecimento	0,4 Hz
Amplitude de tecimento	17 mm
Tempo de parada	0,2 s

Os parâmetros que mais influenciavam o processo de soldagem foram adotados como variáveis do processo, enquanto as outras foram mantidas fixas. As variáveis do processo são: corrente, velocidade de alimentação do arame e velocidade de soldagem.

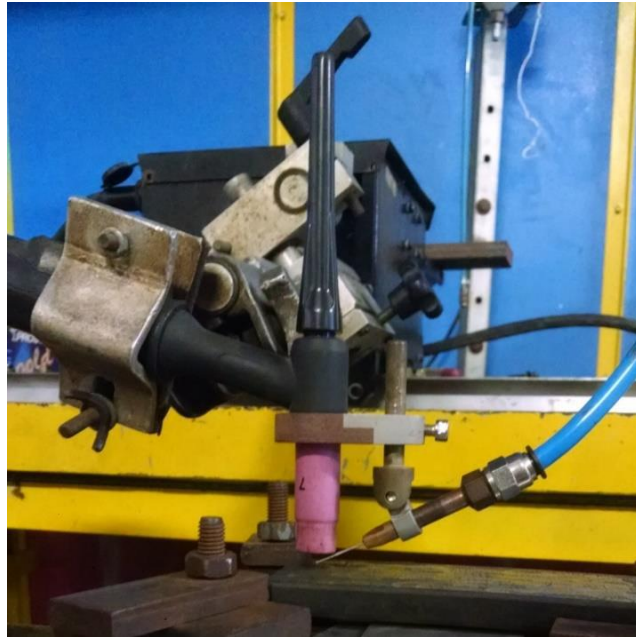
Desta forma os parâmetros definitivos foram utilizados para a realização dos depósitos finais. Após a definição dos níveis de cada parâmetro definitivo os autores realizaram um planejamento fatorial completo para a realização da soldagem, Tabela 4.

Tabela 4 - Tabela do planejamento fatorial dos parâmetros alterados. (LIMA e CORTELETTI, 2015).

Placa	Amostra	Veloc. soldagem (cm/min)	Veloc. alimentação (m/min)	Corrente (A)
3	3.1	10	3	280
	3.2	10	2	280
4	4.1	10	2	300
	4.2	10	3	300
5	5.1	8	3	280
	5.2	8	2	280
6	6.1	8	2	300
	6.2	8	3	300

O processo de soldagem foi realizado no laboratório de soldagem do departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo, conforme mostrado na figura 13, o equipamento de soldagem.

Figura 13 - Equipamento de soldagem tocha e alimentação do arame a frio. (LIMA E CORTELLETTI, 2015)



4.2 ENERGIA NECESSÁRIA PARA FUNDIR OS VOLUMES DOS CORDÕES

No processo de soldagem, a energia fornecida pelo arco elétrico é a que funde o metal de base e o metal de adição. Portanto, a expressão para a quantidade de calor necessária para a fusão dos volumes dos cordões realizado através do balanço térmico:

$$\Sigma Q_{ENTRA} = \Sigma Q_{FUSÃO} \quad (4)$$

Onde ΣQ_{ENTRA} é o calor fornecido pelo arco elétrico necessário para formar o cordão de solda e $\Sigma Q_{FUSÃO}$ é o calor efetivamente utilizado para fundir o material. Esses processos podem ser resumidos pela equação:

$$\Sigma Q_{ENTRA} = \Sigma \rho_j A_j [\Delta H_{SOLIDj} + \Delta H_{fj} + f_{vj} \Delta H_{vj}] \quad (5)$$

Onde ρ é a massa específica do material, A é a área da seção transversal correspondente do cordão de solda, ΔH_{SOLID} é entalpia para aquecer o material até sua temperatura de fusão, ΔH_f é sua entalpia de fusão, f_v é a porcentagem de vaporização, ΔH_v é a entalpia de vaporização e o índice j corresponde a A_R para área de reforço e A_P para área de penetração. A área de reforço foi definida como o volume de metal de adição fundido por unidade de comprimento de solda e a área de penetração a área do metal de base fundida durante o processo de soldagem. Para esse estudo, a parcela referente ao calor latente de vaporização foi assumida como desprezível. Esta simplificação foi adotada, uma vez que evaporações podem ser tomados como desprezíveis no volume de uma poça de fusão em soldagem, pois o calor para causá-los seria nesse fenômeno consumido para fundir uma maior massa do material. Os cálculos foram feitos por unidade de comprimento de cordão. Então:

$$\Sigma Q_{ENTRA} = \rho A R A f A R \left[\int_{T_0}^T c p A R dT + \Delta H f A R \right] + \rho A P A f A P \left[\int_{T_0}^T c p A P dT + \Delta H f A P \right] \quad (6)$$

Onde T é a temperatura de fusão do material correspondente e cp é calor específico de cada material. Assumindo que o calor específico não varia com a temperatura, temos:

$$\Sigma Q_{ENTRA} = \rho A R A f A R [c p A R \Delta T A R + \Delta H f A R] + \rho A P A f A P [c p A P \Delta T A P + \Delta H f A P] \quad (7)$$

Onde ΔT é a variação de temperatura.

A Tabela 5 mostra as propriedades físicas utilizadas.

Tabela 5 - Propriedades físicas dos materiais analisados

Seção	Propriedades	Valor
Metal de base	Calor latente de fusão (J/g)	247
	Massa específica (g/cm ³)	7,87
	Temperatura de fusão (°C)	1520
	Calor específico (J/g°C)	0,48
Metal de adição	Calor latente de fusão (J/g)	265
	Massa específica (g/cm ³)	7,8
	Temperatura de fusão (°C)	1410
	Calor específico (J/g°C)	0,55

4.3 CORPOS DE PROVA

A figura 14 mostra de forma esquemática como as amostras foram recebidas para a realização de ensaios de corrosão.

Figura 14 - Esquemático mostrando o corte da chapa para obter o corpo de prova. Adaptado (LIMA e CORTELETTI, 2015)



Visando facilitar a realização dos ensaios, a amostra foi seccionada utilizando uma mesa de corte Discotom-100/-10, onde o corte é feito com resfriamento, figura 15. Feito no laboratório TRICORRMAT da Universidade Federal do Espírito Santo.

Figura 15 - Mesa de corte Discotom-100/-10 tricormat - Ufes



4.4 CÁLCULO DA DILUIÇÃO E ENERGIA DE SOLDAGEM

A diluição geométrica foi calculada pela razão entre a área fundida e área total, para todas as 8 amostras. Foi realizado um lixamento utilizando as lixas #220 e #320 e posteriormente um ataque com NITAL 2% com a finalidade de destacar o metal de base do metal de adição soldado. A figura 16 representa a forma que foi calculada com software a relação de áreas, e as respostas quantitativas de interesse de cada um dos experimentos estão reunidas na Tabela 6 onde estão relacionadas à diluição geométrica da interface dos cordões de solda.

Figura 16 - Secção da amostra para cálculo da diluição.

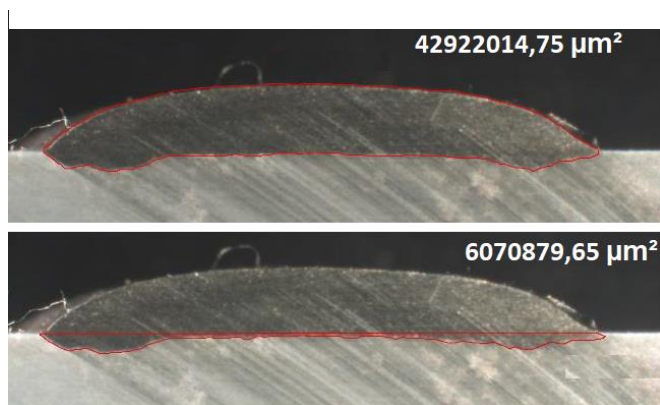


Tabela 6 - Diluição das amostras.

Placa	Solda	Diluição
3	3.1	10,9
	3.2	17,45
4	4.1	18,41
	4.2	10,7
5	5.1	4,8
	5.2	14,14
6	6.1	23,66
	6.2	11,66

Energia de soldagem foi calculada conforme os parâmetros de soldagem para realização de cada solda, considerando o rendimento térmico de 65% para o processo TIG e tensão média de 20 V. Segue a Tabela 7 com os parâmetros e a energia de soldagem calculada.

Tabela 7 - Tabela Parâmetros de soldagem. tensão média de 20 V e η térmico 0,65.

Placa	Solda	Veloc. soldagem (cm/min)	Corrente (A)	Energia de soldagem (kJ/cm)
3	3.1	10	280	20,2
	3.2	10	280	20,2
4	4.1	10	300	21,6
	4.2	10	300	21,6
5	5.1	8	280	25,2
	5.2	8	280	25,2
6	6.1	8	300	27,0
	6.2	8	300	27,0

4.5 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Das amostras foram extraídos corpos de prova para a realização dos ensaios DL-EPR e caracterização microestrutural, utilizando um processo de fresamento.

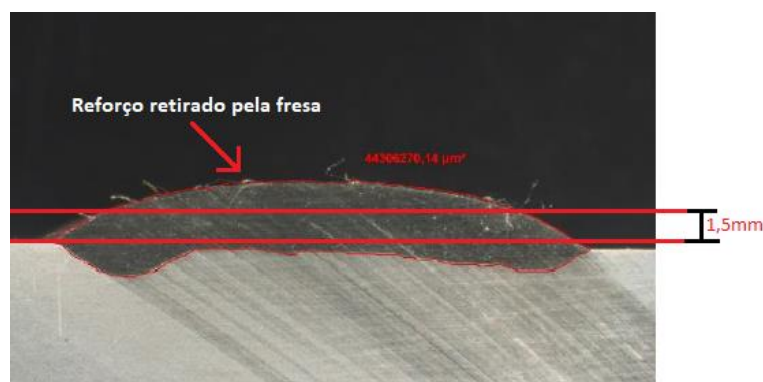
O processo de fresamento foi feito para desbastar o material, de forma que o cordão de solda ficasse com uma superfície plana de 1,5 mm de reforço, os quais foram medidos com paquímetro para garantir esse valor mínimo. Esse valor foi estipulado apenas de forma a tentar garantir que superfície a ser testada encontra-se apenas na zona de material depositado, e não na zona fundida entre o metal depositado e o metal de base. O fresamento foi feito sem uso de fluido de corte ou qualquer resfriamento, no Laboratório de Tecnologia Mecânica da UFES foi utilizada como mostrada na Figura 17.

Figura 17 - Fresadora do Laboratório de Tecnologia Mecânica da UFES



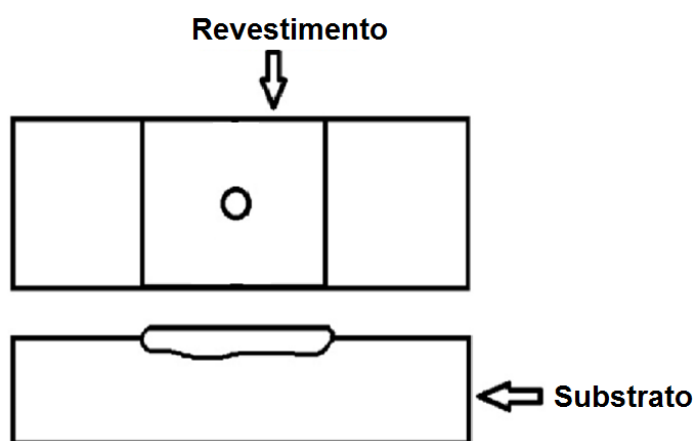
A Figura 18 mostra um esquemático do desbaste do reforço, este procedimento foi aplicado para os demais corpos de prova.

Figura 18 - Esquemático para obtenção do eletrodo de trabalho da amostra 3.2



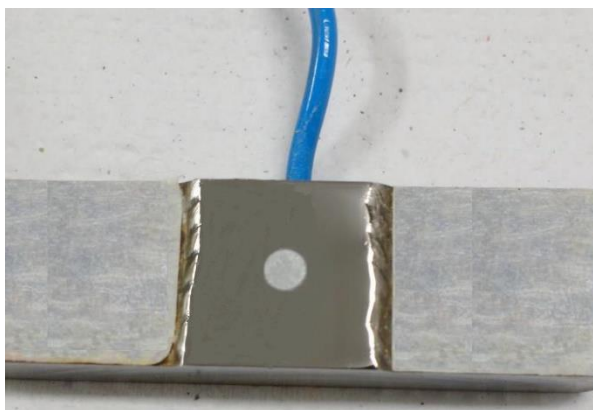
Para completar a preparação das amostras para o ensaio eletroquímico, foi realizado em entalhe na parte inferior das amostras e colocado mecanicamente por pressão um fio de cobre, usado como contato elétrico. Os ensaios foram realizados sempre no centro das amostras, pois Canal (2017) concluiu que não houve alteração nos resultados de DL-EPR utilizando pontos ao longo da linha de soldagem. A figura 19 mostra a posição dos ensaios eletroquímicos realizadas nas amostras.

Figura 19 - Disposição do ponto do ensaio nas amostras



A Figura 20 mostra como foi feito o contato elétrico na amostra, assim como as áreas das regiões ensaiadas. A área média resultante dos ensaios foi de 11,93 mm².

Figura 20 - Amostra 3.2 após preparação e fixação do contato elétrico.



4.6 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A caracterização microestrutural foi realizada região do topo do revestimento e na região de interface metal de solda/metal de base de cada uma das amostras.

As amostras foram lixadas manualmente com as lixas #80, #180, #220, #320, #600, #800 e #1200, lavadas com água destilada e secas utilizando um soprador de ar quente.

O ataque químico foi feito em Behara modificado (80 ml de água destilada, 20 ml de ácido clorídrico e 0,6 g metabissulfito de potássio), com 40 minutos de imersão.

Depois de limpas e secas, foi feita a caracterização microestrutural do topo e da região da interface utilizando o microscópio ótico Nikon Eclipse MA200 do TRICORRMAT, ilustrada na Figura 21, da UFES.

Figura 21 - Microscópio ótico Nikon Eclipse MA200 do laboratório TRICORRMAT-DEM-UFES



4.7 PREPARAÇÃO DO ENSAIO DL-EPR

Os ensaios de polarização eletroquímica de reativação de ciclo duplo DL-EPR foram efetuados com o auxílio do potenciostato AUTOLAB PGSTAT 302N, no laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo.

O equipamento foi configurado para utilização conforme apresentado na Figura 22. A célula eletroquímica consiste em um eletrodo de trabalho (WE), um contra eletrodo de platina (CE) e um eletrodo de referência de calomelano saturado (RE), submersos em um eletrólito Figura 22.

Uma tensão pode ser imposta pelo potenciostato aos elementos da célula eletroquímica, fazendo circular uma corrente entre o eletrodo de trabalho (WE) e o

eletrodo de platina (CE) através do eletrólito. A corrente e a tensão são medidas em relação ao eletrodo de referência (RE), e os dados obtidos armazenados no computador. O volume de solução foi de 20 ml de solução em todos os ensaios.

Figura 22 - Potenciostato e célula eletroquímica utilizada.



Para os ensaios de DL-EPR as amostras foram lixadas com lixas #80, #180, #220, #320, #600, #800 e #1200 na politriz semiautomática, conforme figura 23. Lavadas com água, borrifadas com álcool e secas com ar quente.

Figura 23 - Politriz semiautomática do laboratório TRICORRMAT-DEM-UFES



A solução utilizada nos ensaios foi a mesma utilizada por Canal (2017), solução 33% H_2SO_4 + 0,5% HCl em volume, e uma taxa de varredura de 1,5 mV/s, tendo a temperatura de 24 °C com variação de 1 °C para mais ou menos.

Após a célula eletroquímica estar conectada ao computador, o experimento tem início. A amostra fica imersa na solução por 30 minutos, tempo necessário para que o potencial de corrosão se estabilize. O último valor de potencial é adotado como sendo

o potencial de corrosão ou OCP (*Open Circuit Potencial* – Potencial de Circuito Aberto).

Após a estabilização do potencial, foi iniciada a varredura na direção anódica até um potencial de 700 mV_{SCE} maior que o OCP. A varredura foi então invertida na direção catódica, mantendo-se a mesma taxa de varredura, até o potencial de circuito aberto.

Os resultados dos ensaios foram avaliados através da relação entre a corrente de reativação (I_r) e a corrente de ativação (I_a). A técnica eletroquímica DL-EPR consiste na inversão do potencial aplicado, após o material se encontrar totalmente passivado, havendo a quebra do filme passivo preferencialmente nas regiões empobrecidas de cromo.

4.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA

Devido à pequena fração volumétrica e tamanho das fases precipitadas, é preciso a observação dos corpos de prova com grandes aumentos, através da microscopia eletrônica de varredura (MEV). E, visando facilitar a identificação dos precipitados e completar sua caracterização, foi realizada microanálise química mediante espectrometria por energia dispersiva (EDS) com sistemas acoplados ao microscópio eletrônico de varredura.

A microscopia foi realizada no Instituto Federal do Espírito Santo, Campus Vitória; o equipamento foi o EVO/MA 10 ZEISS. O equipamento da espectrometria foi o X-MAX OXFORD INSTRUMENTS, com o software AZTEC. Figura 24.

Figura 24 - MEV do laboratório do IFES Vitória



A espectrometria realizada foi do tipo ponto para identificar a diferença química das fases presentes e do tipo mapa, para ter uma análise global dos elementos presentes e de sua homogeneidade.

As amostras foram selecionadas com base em diferentes graus de sensitização, a Tabela 8 demonstra as amostras observadas no MEV.

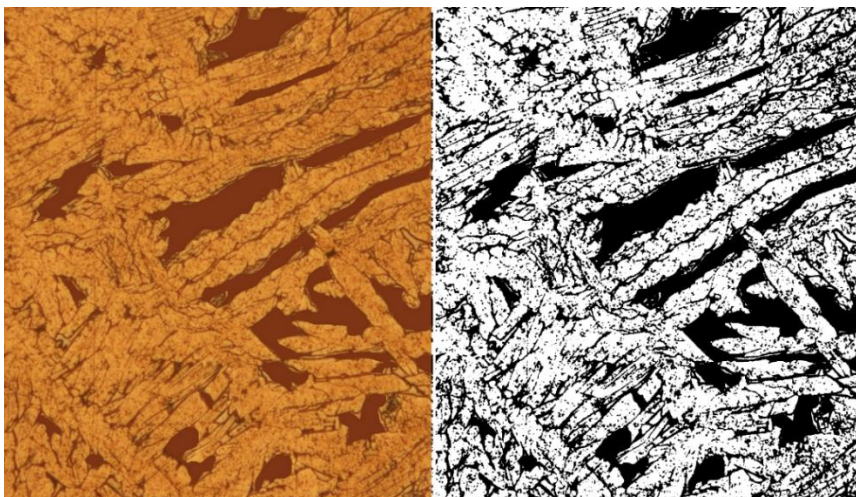
Tabela 8 - Amostras selecionadas pelo Ir/Ia para o MEV

Placa	Solda	Diluição (%)	Energia de soldagem (KJ)
3	3.2	17,45	20,2
4	4.1	18,41	21,6
5	5.1	14,14	25,2
6	6.1	23,66	27,0
	6.2	11,66	27,0

4.9 DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA

A determinação da fração volumétrica de austenita foi realizada utilizando o Software SVRNA após a obtenção das micrografias de cada amostra. Foram realizadas 9 medidas em cada amostra. A Figura 25 a) consiste na micrografia resultante da amostra 4.1. A Figura 25 b) Mostra esquematicamente como ficou o resultado após a utilização do software.

Figura 25 - Imagem após a utilização do software SRVNA. a) Micrografia da amostra 4.1; b) Resultado após utilização do software. Aumento 200x



Para maior precisão das proporções volumétricas das fases obtidas foi utilizado o Analisa Ferrita FMP30, Figura 26, que mensura o número de Ferrita (FN) de materiais de solda de aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Tem uma sonda que é sensível ao conteúdo de ferrita numa área de 10 mm, a uma profundidade de aproximadamente 1 mm. O instrumento é calibrado utilizando os 16 padrões secundários universais. Todos esses padrões são utilizados na calibração para obter um instrumento com uma faixa de medição de 0 a 115 FN.

Figura 26 - Ferritoscópio Fischer FMP30 – TRICORRMAT-UFES



A determinação da fração volumétrica de ferrita FN foi realizada com o ferritoscópio Fischer FMP30, no qual, calcula-se o equivalente magnético. A percentagem em volume de ferrita pode ser estimada, mas essa relação depende do tipo e a origem do aço inoxidável utilizado e na técnica de medição.

5 ANÁLISE DE RESULTADOS

5.1 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Os resultados da quantidade de calor efetivamente consumida durante a fusão e a energia de soldagem do processo são mostrados na Tabela 9:

Tabela 9 - Energia de soldagem da solda.

Placa	Solda	Veloc. soldagem (cm/min)	Veloc. alimentação (m/min)	Energia de soldagem (KJ)
3	3.1	10	3	20,2
	3.2	10	2	20,2
4	4.1	10	2	21,6
	4.2	10	3	21,6
5	5.1	8	3	25,2
	5.2	8	2	25,2
6	6.1	8	2	27,0
	6.2	8	3	27,0

Observa-se pela Tabela 9 uma mesma energia de soldagem para as amostras realizadas na mesma placa. Porém a quantidade de calor necessária para formar uma unidade de comprimento de cordão é maior para a amostra com maior velocidade de alimentação do arame a frio. Isso se justifica devido a uma maior parcela de calor do processo de soldagem é utilizada para fundir a maior quantidade de metal de adição.

Nota-se ainda pela Tabela 9, analisando a diluição da Tabela 6, que uma menor área de metal de base fundida, maior área de reforço e maior área total das amostras com velocidade de alimentação de 3m/min comparada às amostras com velocidade de alimentação de 2m/min, o que explica a maior quantidade de calor consumida para formar o cordão por unidade de comprimento.

Também é possível verificar um aumento da energia de soldagem da amostra 6.1 comparada com a amostra 5.2 e uma redução na quantidade de calor consumida. Isso, associado ao fato de a taxa de alimentação de arame ser a mesma em ambos

os casos, explica a maior área de metal de base associada à amostra 6.1, como também, uma maior diluição.

Para taxas de alimentação de arame maiores, há um consumo de calor também maior para fundir o metal de adição, o que contribui para maiores taxas de resfriamento. Já para maiores correntes haverá maior quantidade de calor associado ao processo, o que resulta em menores taxas de resfriamento.

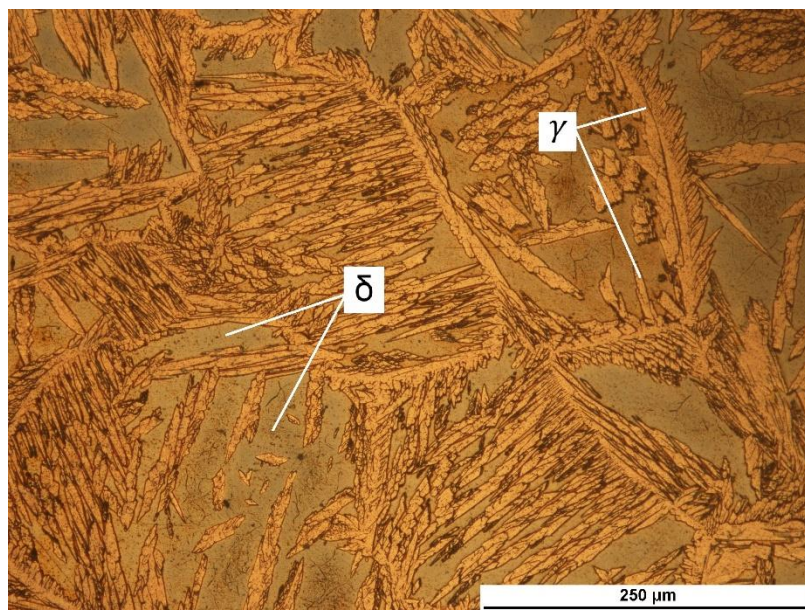
5.2 Caracterização Microestrutural

O conhecimento da microestrutura formada durante a solidificação para as diferentes condições soldadas, é de fundamental importância para o conhecimento do efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura da superfície formada, principalmente, de modo que diferentes morfologias podem apresentar diferentes propriedades. O conhecimento dos efeitos dos parâmetros se torna primordial para o controle das propriedades metalúrgicas e mecânicas, em especial a resistência à corrosão localizada.

5.2.1 Microscopia Óptica

A observação no microscópio óptico revelou que todas as amostras apresentam uma microestrutura típica de AID, formada por uma matriz de ferrita (δ) (fase escura), resultado do ataque e com morfologia de austenita (γ) (fase clara), apresentadas na Figura 27.

Figura 27 - Amostra 5.1 - Behara Modificado - 40 min - 200x



Na solidificação, três diferentes morfologias básicas de austenita foram observadas: austenita intergranular (γ_{IGA}), agulhas de Widmanstätten (γ_{WA}) que crescem a partir da austenita Alotriomórfica de contorno de grão (γ_{GBA}). Como podem ser observados nas Figuras 28, 29, 30, 31.

Figura 28 - Amostra 3.2 Behara Modificado - 50min - 200x - Metalografia

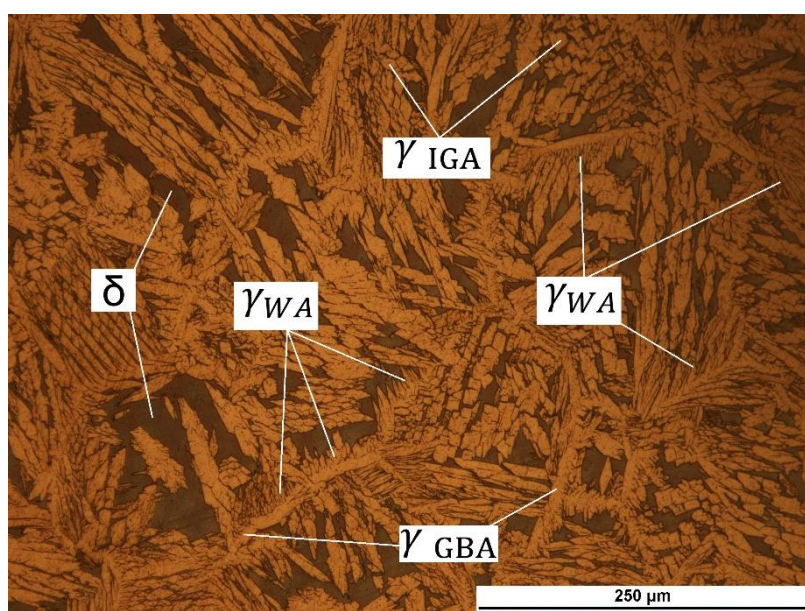


Figura 29 - Amostra 4.1 - Behara Modificado - 35min - 200x - Metalografia

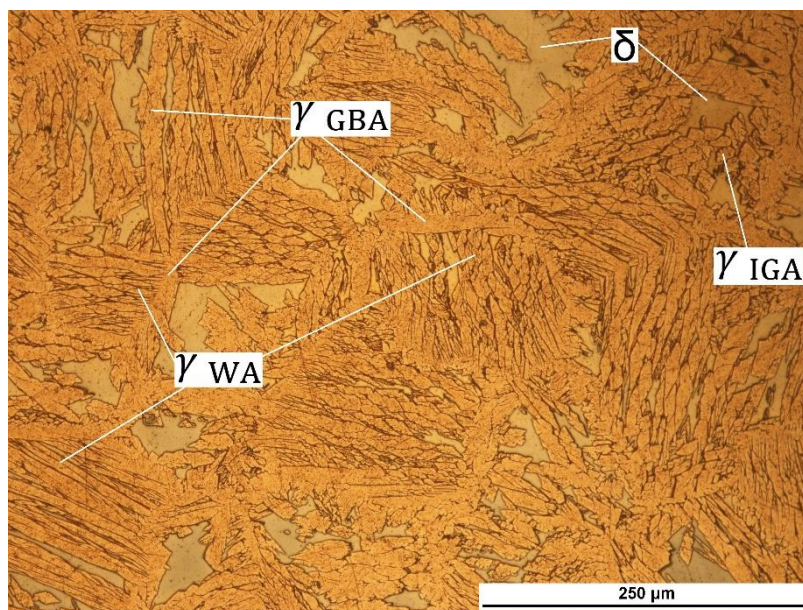


Figura 30 - Amostra 5.2 - Behara Modificado - 40 min - 200x - Metalografia

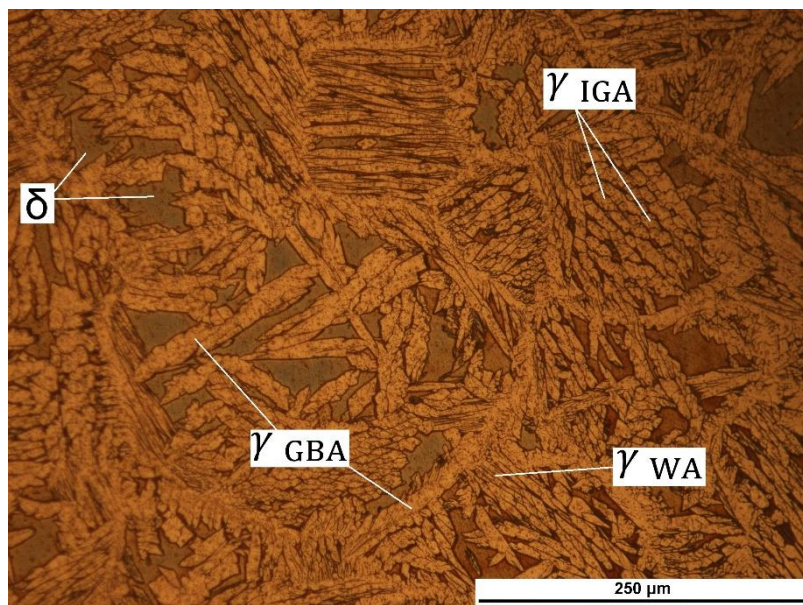
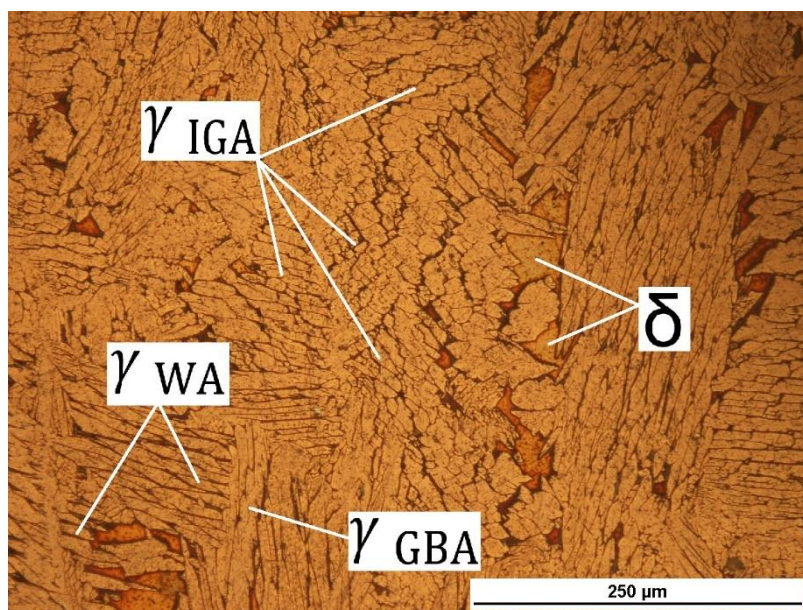


Figura 31 - Amostra 6.1 - Behara Modificado - 25 min - 200x - Metalografia



A austenita com morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica pré-existente e desenvolve-se ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (Muthupandi et al. 2005). Maiores taxas de resfriamento proporcionaram maior formação de Widmanstätten, apenas pela alteração da energia de soldagem e pela temperatura máxima atingida na solda.

É possível analisar das micrografias com diferentes taxas de resfriamento. Sendo que, quanto menor o aporte térmico, maior a taxa de resfriamento, neste caso é observado uma maior formação da austenita Widmanstätten. À medida que se aumenta o aporte térmico, forma-se uma menor quantidade de austenita Widmanstätten.

Tabela 10 das amostras com o a energia de soldagem, usando a mesma velocidade de alimentação de arame de 2m/min.

Tabela 10 - Energia de soldagem para Velocidade de alimentação 2m/min.

Placa	Amostra	Energia de soldagem (KJ/Cm)
3	3.2	20,2
4	4.1	21,6
5	5.1	25,2
6	6.1	27,0

A formação de austenita alotriomórfica (γ_{IGA}) está relacionada à baixa taxa de resfriamento (MUTHUPANDI *et al.* 2005). Isso explica os maiores teores (γ_{IGA}) encontrados na amostra 6.1 e também na 5.2, quando comparado as amostras 3.2 e 4.1. O maior tempo de resfriamento aumentaria o tempo de transformação na difusão dos elementos estabilizadores da austenita, aumentando seu teor na ferrita (δ) (LIOU *et al.*, 2002; YINHUI *et al.*, 2011).

No final da solidificação da ferrita a austenita começa a nuclear e a crescer ao longo dos seus contornos e dentro dos grãos da ferrita. Os elementos estabilizadores promovem a nucleação da austenita a uma temperatura próxima a solidificação da ferrita nos contornos de grão e, então, em seu interior, resultando em uma alta proporção de austenita no metal de solda. Os resultados de Yang *et al.* (2011), mostram valores de PREN para γ_{IGA} e ferrita (δ) menores do que γ_{WA} , γ_{GBA} . Esses pontos podem ser preferenciais ao ataque no ensaio de corrosão.

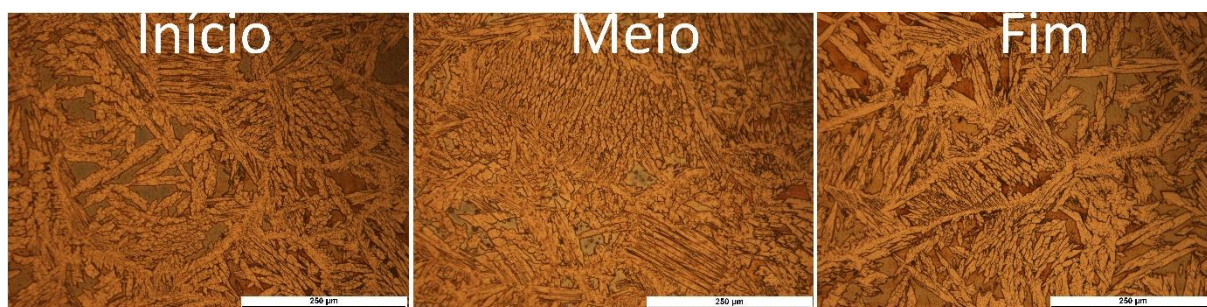
Foi observada também, a nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita. Estas são precipitadas a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, Chen e Yang (2002), um aumento no teor da γ_{IGA} para ordem crescente de energia de soldagem. Logo, dependendo das energias empregadas e do tamanho de grão, podem surgir comportamentos diferentes em termos de morfologia presente. As mudanças microestruturais observadas na superfície do topo dos revestimentos são devidas aos parâmetros do processo de soldagem, que contribui para diferentes taxas de resfriamentos e tamanho de grão.

5.2.2 Efeito do tectimento

É observada uma grande heterogeneidade da microestrutura ao longo do cordão de solda, ou seja, em uma mesma micrografia é encontrada regiões com elevados teores de austenita e, outras regiões, com baixos teores; bem como diferentes morfologias de austenita, ilustradas na Figura 32. Nota-se que a região periférica (Início/Fim) da amostra possui uma microestrutura mais grosseira, enquanto na parte central (meio) da mostra, uma microestrutura mais fina. Verifica-se, ainda, um aparente aumento no

teor de austenita γ_{IGA} na região mais fina. Como se sabe, essa morfologia aparece às taxas de resfriamento mais baixa e, como essa região foi reaquecida e mantida em uma temperatura elevada por mais tempo, devido ao efeito do tecimento, esse tipo de austenita apresenta-se em maior teor.

Figura 32 - Início/Meio/Fim amostra 5.1 Behara modificado.40min. 200x



5.2.3 Precipitação de Cr_2N

Durante o reaquecimento multipasse, inicialmente tem-se a precipitação de Cr_2N na interface δ/γ . A precipitação do Cr_2N nesta interface é facilitada pela relação de orientação $\delta/Cr_2N/\gamma$. Estes nitretos crescem para dentro da ferrita, empobrecendo a vizinhança em Cr, Mo e V (elementos estabilizadores da ferrita). Do nitrogênio necessário para precipitação destes nitretos, parte já se encontra na interface, mas a grande maioria deve ser suprida pela ferrita, a qual está supersaturada neste elemento.

Deve-se ressaltar que os nitretos crescem principalmente na direção paralela à interface, provavelmente, devido à difusão facilitada nesta direção e ao provável menor grau de coerência desta região da interface $\delta/Cr_2N/\gamma$.

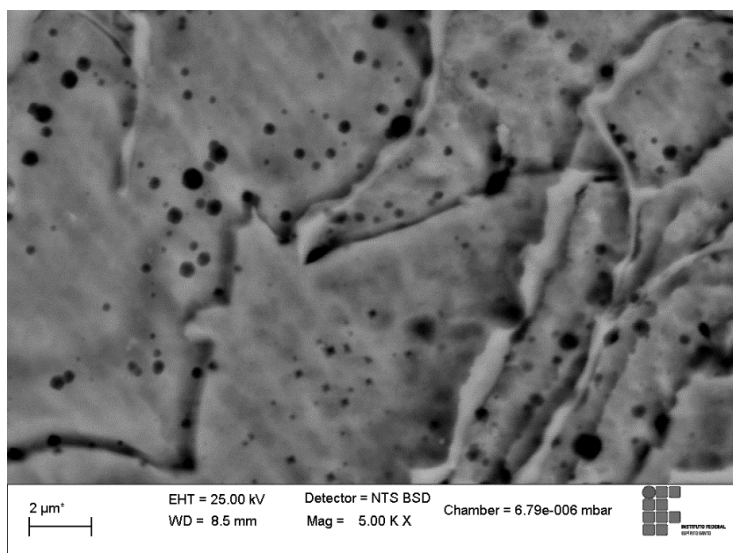
Os grãos de ferrita mais grosseiros e a alta taxa de resfriamento durante a soldagem podem contribuir na precipitação de Cr_2N nos contornos do grão ou no interior da ferrita. A precipitação de Cr_2N resulta em uma diminuição da resistência a corrosão localizada desses aços. Segundo Linton, (2004), a presença de Cr_2N em juntas

soldadas é responsável pelo decréscimo da temperatura crítica de pites (CPT) no metal de solda dos aços duplex e superduplex.

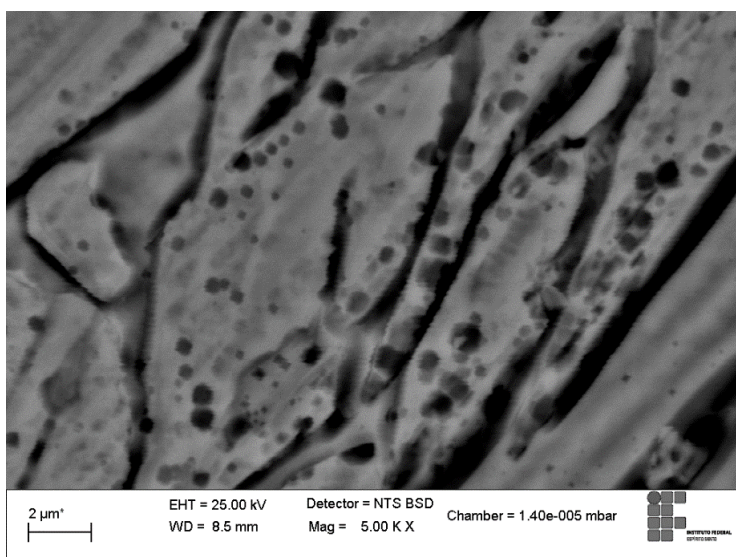
A evidência encontrada foi a presença comum de pequenos vazios nas partículas de γ_2 intergranular (Figura 34), que parecem ser deixados por partículas de segunda fase removidas durante os ensaios eletroquímicos, que poderiam ser bastonetes de Cr_2N . Estes vazios na austenita são facilmente observáveis no MEV.

Figura 33 - Vazios deixados por partículas de segunda fase removidas pelo ensaio DL-EPR. A) Amostra 4.1; B) Amostra 6.1 respectivamente. MEV

A)



B)



5.3 ANÁLISE DOS ENSAIOS DL-EPR

Os ensaios de DL-EPR foram realizados com o objetivo de verificar a sensitização das amostras soldadas com diferentes parâmetros e avaliar a influência das diferentes fases encontradas nas micrografias.

Os resultados do ensaio DL-EPR são avaliados através da relação entre a corrente de reativação (I_r) e a corrente de ativação (I_a). A técnica eletroquímica de DL-EPR baseia-se no fato de que ao inverter o potencial aplicado ao material, a partir de uma condição onde este se encontra completamente passivado, haverá a quebra da película passiva preferencialmente nas zonas empobrecidas em cromo.

A Tabela 11, a seguir, mostra os dados coletados nos ensaios. Todos os ensaios foram realizados nas mesmas condições, com uma solução 33% H_2SO_4 + 0,5% HCl em volume, e uma taxa de varredura de 1,5 mV/s, tendo a temperatura de 24 °C com variação de 1 °C para mais ou menos.

Tabela 11 - Resultados dos ensaios de DL-EPR

Placa	Solda	OCP médio (V)	Desvio Padrão OCP	I_r/I_a médio	Desvio Padrão I_r/I_a
3	3.1	-0,342	0,0145	0,008	0,0018
	3.2	-0,341	0,0006	0,016	0,0037
4	4.1	-0,341	0,0012	0,025	0,0031
	4.2	-0,342	0,0214	0,012	0,0045
5	5.1	-0,344	0,0017	0,015	0,0006
	5.2	-0,332	0,0104	0,021	0,0111
6	6.1	-0,335	0,0133	0,072	0,0245
	6.2	-0,334	0,0006	0,018	0,0003

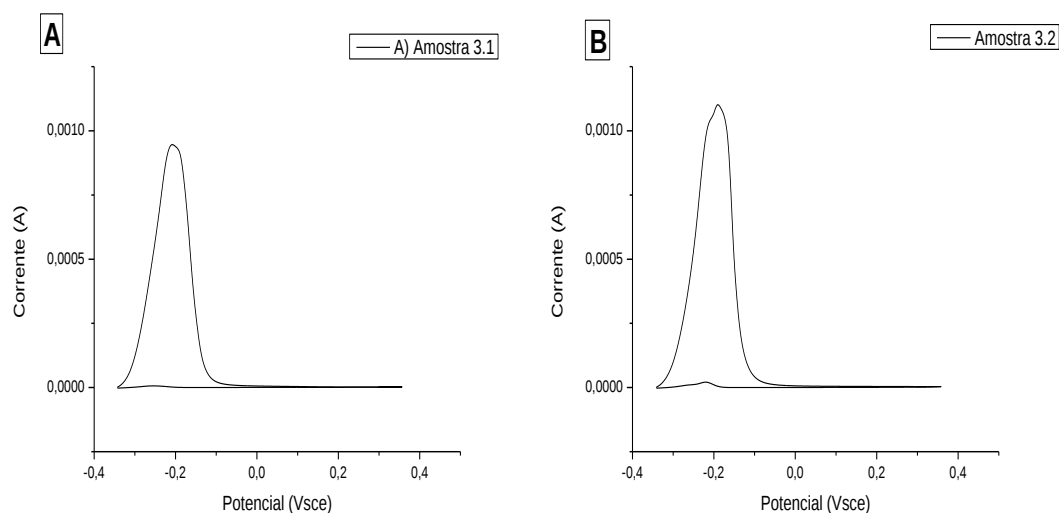
Segundo o trabalho de Lopez; Cid; Puiggali (1997), que avaliou o aço inoxidável duplex UNS S31803 por DL-EPR, na solução de 2M H₂SO₄ + 0,01M KSCN + 0,5 NaCl a 30°C, considera-se que o material é susceptível à corrosão intergranular quando I_r/I_a for maior que 0,05.

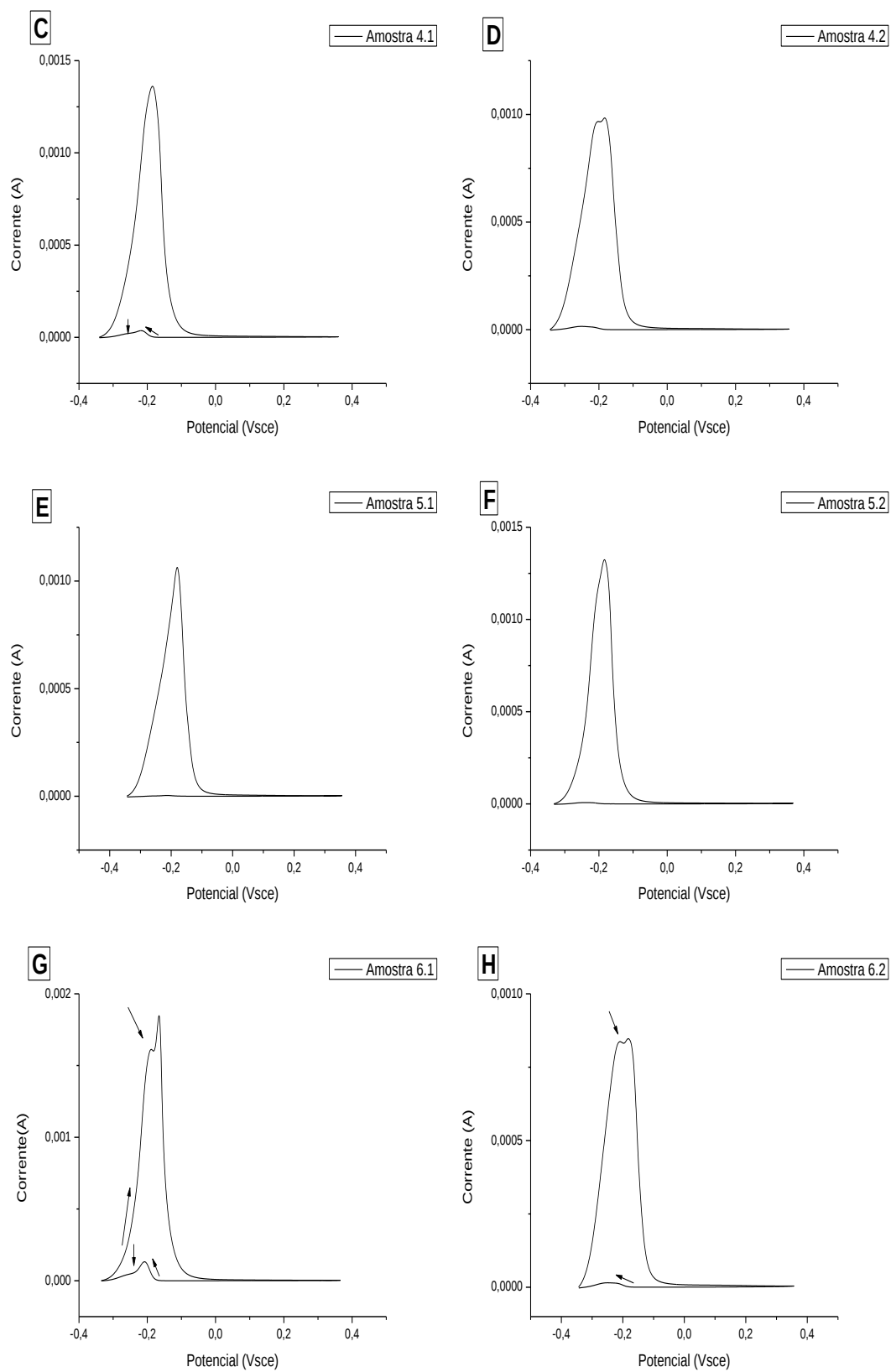
Os resultados para a amostra 6.1, Figura 35-G, indicam a sensitização do material, uma vez que a relação I_r/I_a supera o valor de referência (LOPEZ *et al.*, 1997). Deste modo, as formações de fases deletérias provocaram uma redução do cromo nos contornos de grão, deixando o material susceptível a corrosão intergranular, quando tratado nestas condições. Conforme Figura 34-B. Estes resultados estão de acordo com os encontrados por Chaves (2002).

As amostras 4.1, 5.2 e 6.2, apesar de conter fases deletérias, não indicaram através da relação I_r/I_a , que houve muita sensitização. Neste caso, a quantidade de fases deletérias não foi determinante para provocar susceptibilidade à corrosão intergranular. Isto é devido ao tempo e temperatura no processo de soldagem, que permitiu o processo difusivo induzir uma recuperação das composições de Cr, em um processo denominado “cura” ou dessensitização.

Os gráficos dos ensaios de DL-EPR estão demonstrados na figura 35, onde é possível confirmar o grau de sensitização de cada amostra. Também é possível verificar que, para as amostras 3.1 e 5.2, não houve sensitização, uma vez que, para estas condições, a corrente máxima de reativação (I_r) foi aproximadamente zero.

Figura 34 - Curvas do ensaio DL-EPR a) Amostra 3.1 b) Amostra 3.2; c) Amostra 4.1; d) Amostra 4.2; e) Amostra 5.1 f) Amostra 5.2 g) Amostra 6.1 h) Amostra 6.2





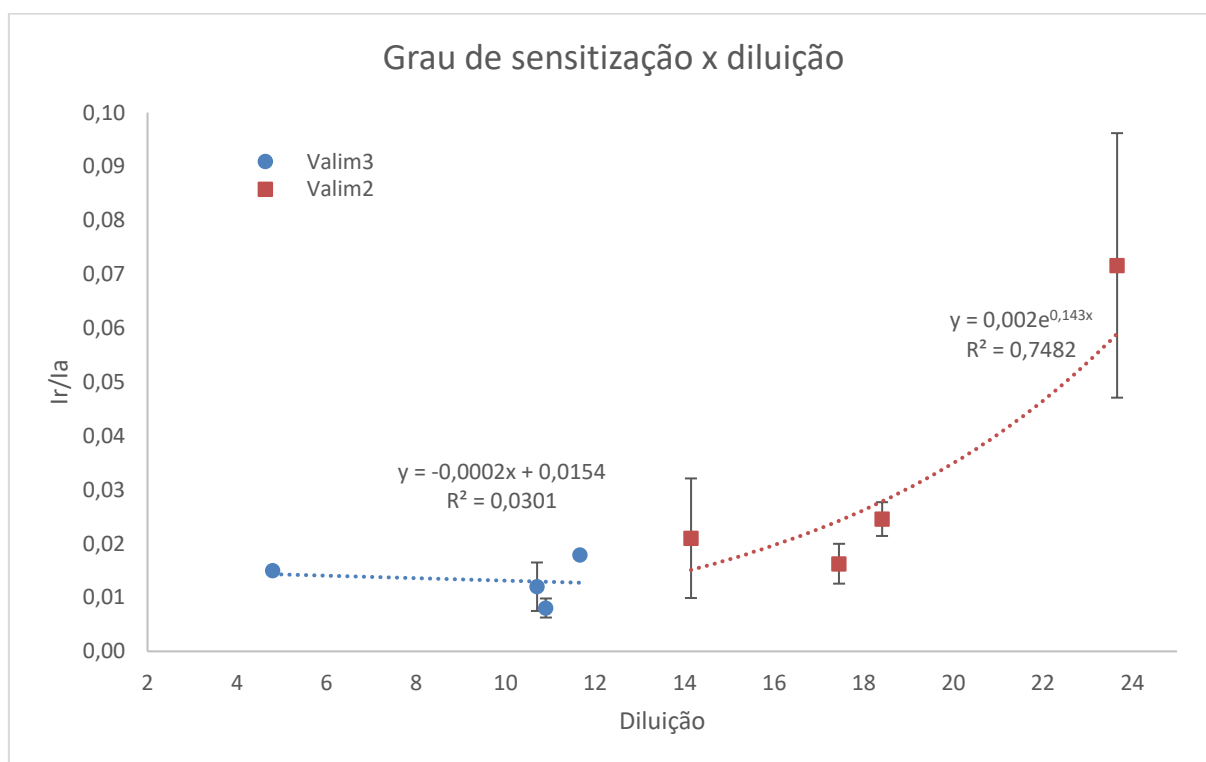
5.4 Efeitos dos parâmetros de soldagem

5.4.1 Resposta à Diluição

A composição e propriedades dos metais revestidos são fortemente influenciadas pela diluição obtida. O controle da diluição é muito importante no revestimento, onde a baixa diluição é tipicamente desejável. Quando a diluição é baixa, a composição do depósito final é próxima da do metal de adição, e a resistência à corrosão do revestimento é mantida.

A fim de relacionar a condição de diluição de cada amostra, obtida devido aos diferentes parâmetros de soldagem, com os graus de sensitização encontrados nos ensaios DL-EPR, foi traçado o gráfico mostrado na Figura 36.

Figura 35 - Gráfico de comparação da taxa de diluição com o grau de sensitização para cada amostra.



De acordo com o gráfico, podemos analisar que o grau de sensitização tem relação direta com a porcentagem de diluição das amostras. A amostra 5.1 que apresentou baixa diluição (4,8%), também apresentou baixo grau de sensitização, Ir/Ia, (0,015).

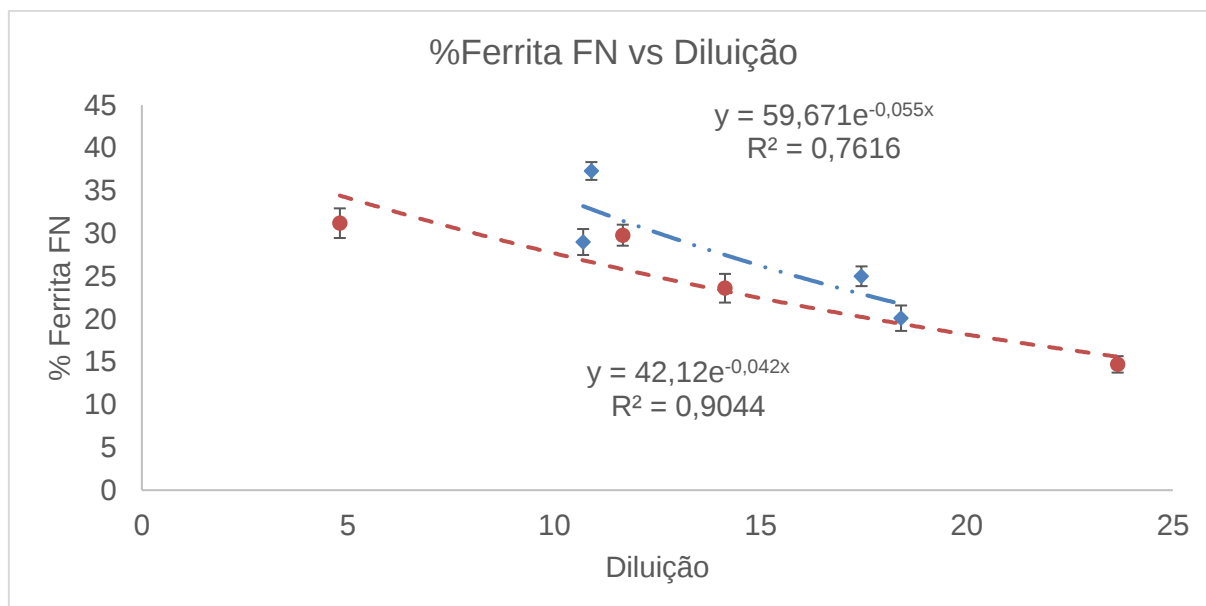
Ao se aumentar a taxa de diluição, como acontece na amostra 5.2 (diluição de 14,14%), aumenta-se, também, o grau de sensibilização (0,021), porém para estes valores de diluição não há uma tendência.

É importante notar que a redução da taxa de diluição da amostra 6.1 para a 6.2 foi de quase a metade, enquanto a relação Ir/Ia diminuiu em torno de quatro vezes. Isso mostra que o grau de sensibilização não é alterado linearmente com a diluição.

Comparando as amostras com diluição menor do que 17%, verifica-se que não há uma variação expressiva na sensibilização com o aumento da diluição. Entretanto, a partir de 17% de diluição há uma tendência da sensibilização aumentar, conforme a Figura 36.

Um aumento na diluição aumenta o conteúdo de C e reduz o teor de Cr e Ni do revestimento. A redução de Cr e Ni e o aumento de C no revestimento com o aumento da diluição ocorreram principalmente porque o metal de base não apresentou Cr e Ni e C maior em relação à composição química do eletrodo de aço inoxidável duplex. A Figura 37 relaciona a composição química das fases magnéticas com a diluição.

Figura 36 – Gráfico de comparação da porcentagem de Ferrita FN vs Diluição



É possível destacar que, com o aumento da diluição, temos uma menor formação de ferrita. A mudança na diluição que rege a composição química do revestimento afeta

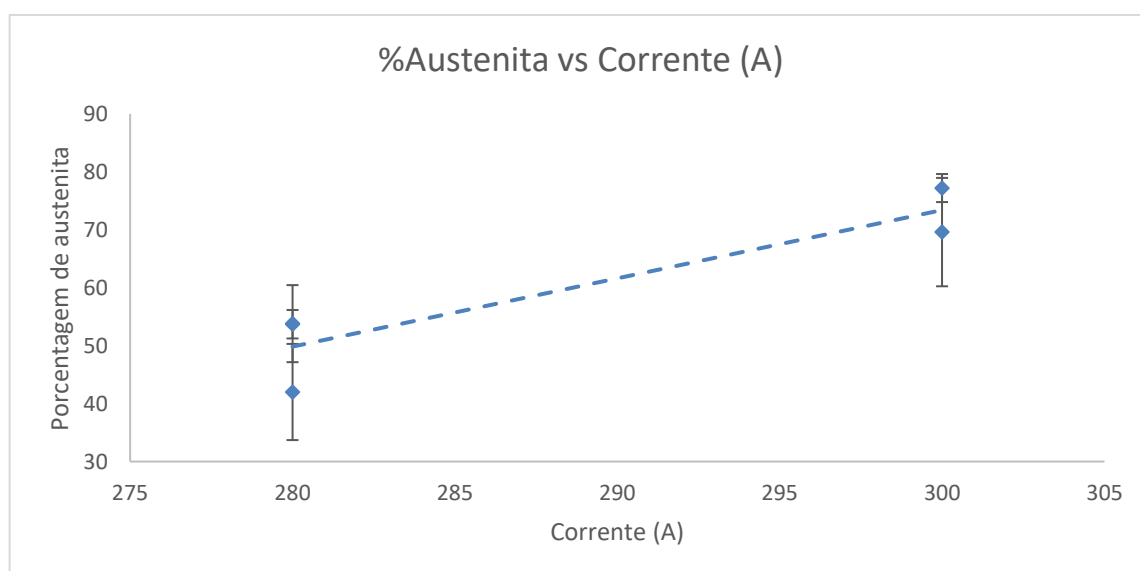
os equivalentes de cromo e níquel (GHOSH, et al. 1998), estimados pelo diagrama da Figura 1. O aumento na diluição reduz o equivalente de cromo e diminui moderadamente o equivalente de níquel do revestimento, o que resulta em redução de ferrita FN. A menor diluição nos revestimentos resultou em maior ferrita FN na solda de deposição. (KOTECKI, 1996)

O mesmo pode ser identificado na Figura 38, modelo proposto por KANNAN E MURUGAN, (2006).

5.4.2 Resposta à porcentagem de austenita/Ferrita FN

É importante o percentual de austenita no metal de solda estar na faixa de 35 a 65% (ECKENROD et al.1984), de modo a aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão. Teores excessivamente altos de ferrita causam fragilidade e maior nível de dureza, enquanto ausência dessa fase causa perda de resistência à fissuração por corrosão sob tensão. O cordão de solda multipasse sofre influência do ciclo térmico dos passes subsequentes, ocorrendo reaquecimento e promovendo uma maior formação da fase austenítica. Na Figura 39 é mostrado efeito da variação da corrente de soldagem no percentual de austenita.

Figura 37 - Efeito da corrente na porcentagem de austenita.



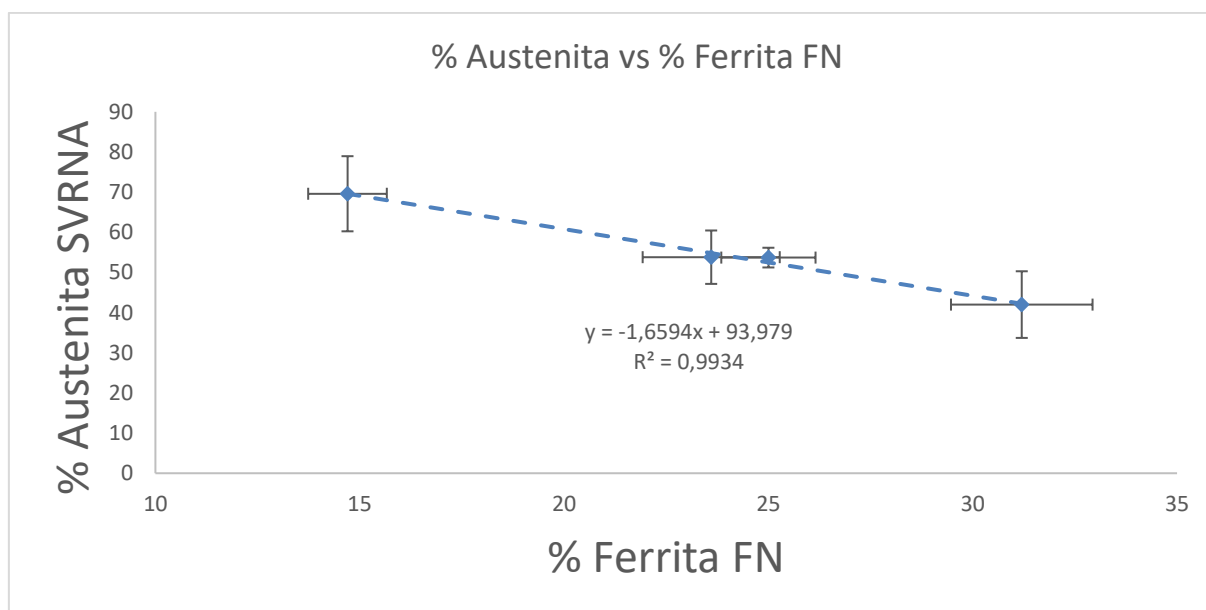
Com a variação dos parâmetros de soldagem foram explorados dois valores de corrente de soldagem, de 280 amperes e 300 amperes. Da Figura 39 é evidente que a porcentagem de austenita medida aumenta com um aumento na corrente de soldagem. Um aumento na corrente de soldagem resulta em maior entrada de calor e

maior densidade de corrente, fazendo com que um maior volume da placa base derreta e, portanto, aumente a diluição. Isso diminui a ferrita FN e aumenta a austenita dos revestimentos.

Este resultado está em consistência com Fedele (1999) e Menezes (2010), um aumento da corrente de soldagem, consequentemente aumento da energia de soldagem, proporciona uma menor velocidade de resfriamento, sendo que desta maneira há um maior tempo para a austenita nuclear e crescer.

O cálculo da fração das fases austenita e ferrita foi realizado por dois métodos, a fase austenita foi realizada por micrografia, com auxílio do software SRVNA. Já a ferrita FN, que é uma escala arbitrária que mede a resposta magnética do material, foi realizada com um ferritoscópio Fischer, e foi observado uma relação linear entre elas, como mostra a Figura 40.

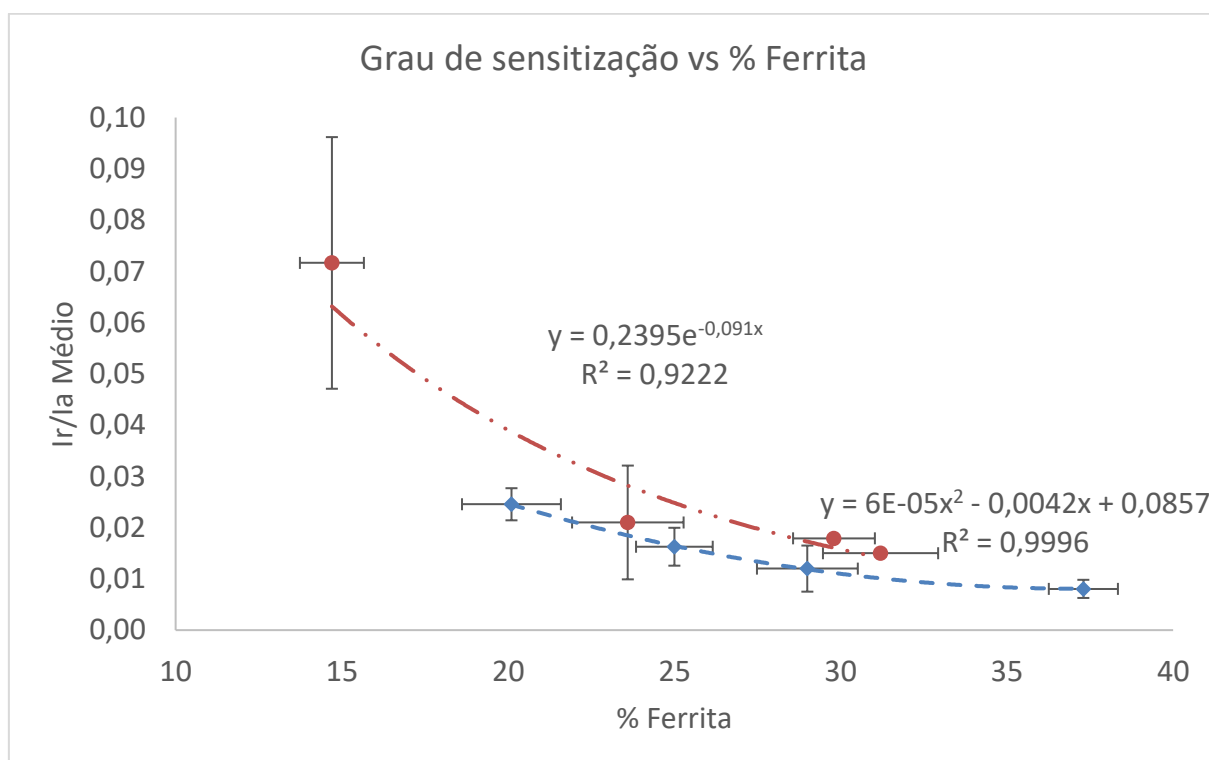
Figura 38 - Medição da % Austenita SVRNA vs quantidade de Ferrita FN (Ferritoscópio).



Como podemos observar da Figura 40, quanto maior a quantidade de ferrita FN menor é a quantidade de austenita. Como o ferritoscópio não calcula a quantidade de fase ferrita propriamente dito e sim a resposta magnética do material, a quantidade de ferrita FN é superior ao da fase ferrita, mas ainda continua a ter uma relação inversamente linear com a fase austenita.

Outro fator a ser observado é a influência da quantidade da fase ferrita FN e o impacto deste resultado na resistência à corrosão intergranular, afinal a fase austenita é mais susceptível a corrosão localizada principalmente em meios cloretos (PARDAL, 2013). A Figura 41 relaciona a porcentagem de ferrita FN e o grau de sensitização.

Figura 39 - Efeito do teor de ferrita na resistência à corrosão localizada.



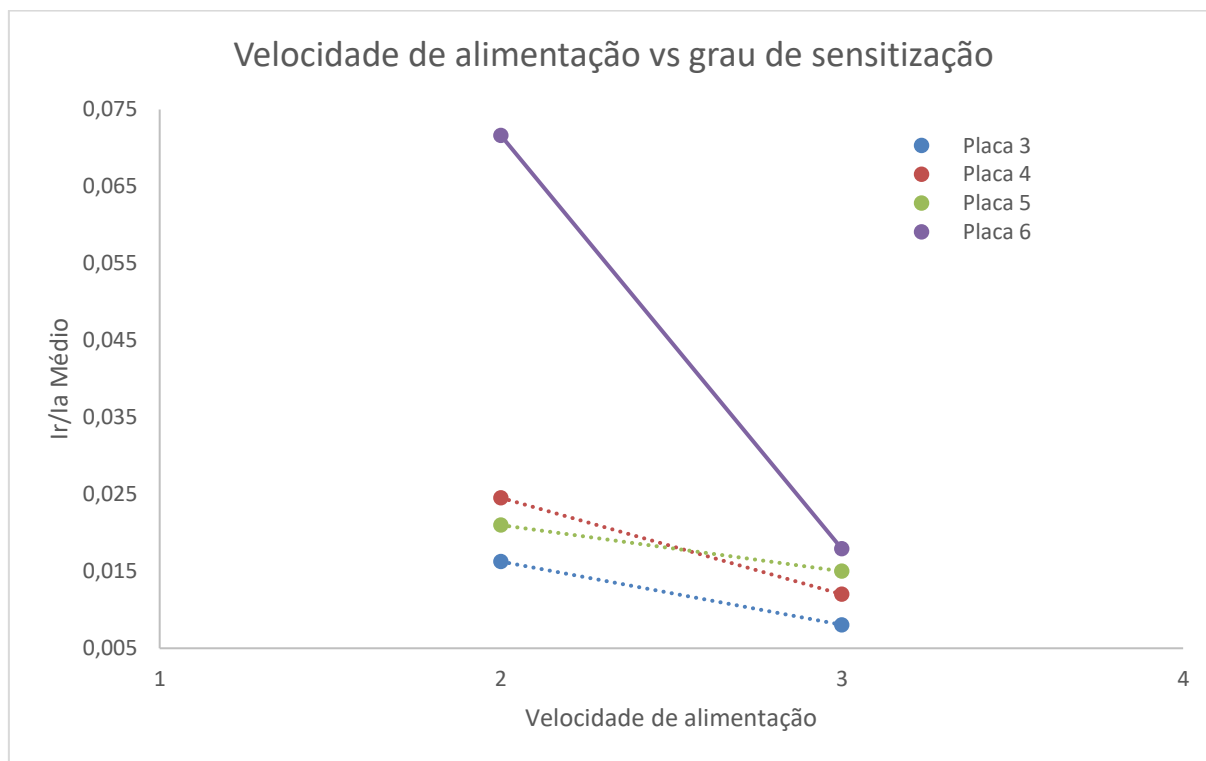
Na Figura 41 é mostrado o efeito da maior resistência à corrosão localizada pelo aumento da quantidade da fase ferrita FN. A curva de tendência indica uma relação de segundo grau entre a porcentagem de ferrita FN e o resultado do grau de sensitização. Estes resultados indicam que se pode variar a energia de soldagem para aumentar a quantidade de ferrita formada, assim obter um material com melhores propriedades relacionadas a resistência à corrosão localizada.

5.4.3 Resposta à velocidade de alimentação do arame a frio e de soldagem

A velocidade de alimentação é um parâmetro de grande expressão quando analisado somente a sua influência tendo os outros parâmetros de soldagem travados. A fim de

relacionar a importância da velocidade de alimentação nos resultados do grau de sensitização foi traçado o gráfico da Figura 42.

Figura 40 - Efeito da velocidade de alimentação do arame à frio no Grau de Sensitização.



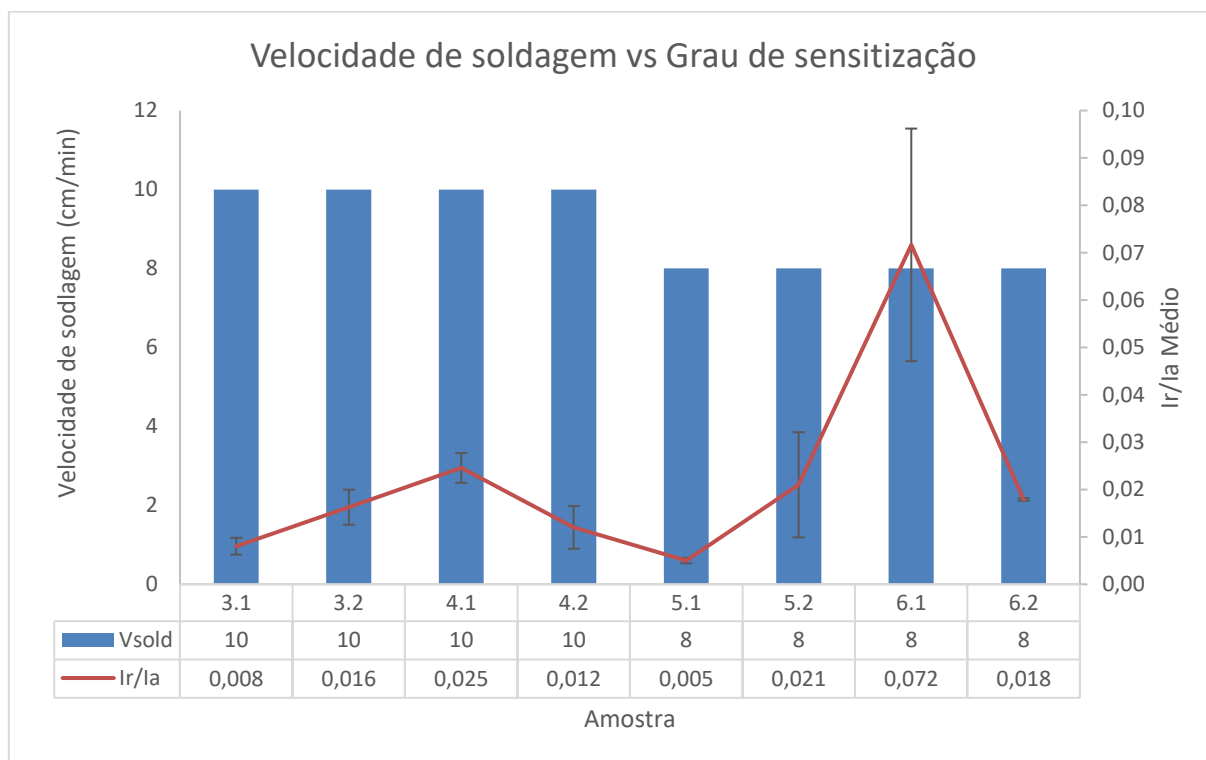
Com a análise do gráfico da Figura 42 percebe-se que para uma maior velocidade de alimentação do arame, ou seja, mais material sendo depositado, obtém-se uma resposta de menor I_r/I_a médio. Ao exemplo das amostras 3.1 e 3.2, o parâmetro de soldagem alterado é apenas a velocidade de alimentação do arame, para amostra 3.1 é de 3 m/min e para amostra 3.2 é de 2 m/min, tendo como resposta de I_r/I_a de 0,008 para amostra 3.1 e 0,016 para amostra 3.2.

A energia de soldagem para as amostras 3.1 e 3.2 são as mesmas, pois possuem mesma corrente, mesma voltagem e mesma velocidade de soldagem. Entretanto, com uma maior adição do arame à frio, uma maior quantidade de calor é necessária para fundir o metal de adição, gerando assim uma menor quantidade de energia por massa. Para alimentação de 2 m/min, por consumir menos calor para o metal de adição, a poça de fusão obtém uma maior quantidade de energia em função da quantidade de massa. Os resultados encontrados, mostram que, pode-se aumentar a velocidade de

alimentação do arame à frio, melhorar sua resistência a corrosão intergranular e aumentar a produtividade sem modificar nenhum outro parâmetro de soldagem.

A velocidade de soldagem foi pouco alterada, variando de um valor 10 cm/min para um valor de 8 cm/min, a figura 43 contempla como a velocidade de soldagem influenciou no grau de sensitização.

Figura 41 - Efeito da Velocidade de soldagem no Grau de sensitização



Ao analisar o gráfico é possível verificar que por não haver uma grande diferença nos valores da velocidade de soldagem, não houve também uma tendência a essa diferença de estímulo no grau de sensitização, ou seja, outros parâmetros de soldagem foram mais expressivos para determinar a Ir/Ia.

Assim como para Everton et al. (2012), onde não foram observadas diferenças para as velocidades de alimentação utilizadas de 8, 10 e 13 cm/min. Sendo assim, é possível variar a velocidade de soldagem, aumentar produtividade, sem modificar de forma significativa a sua resistência à corrosão localizada.

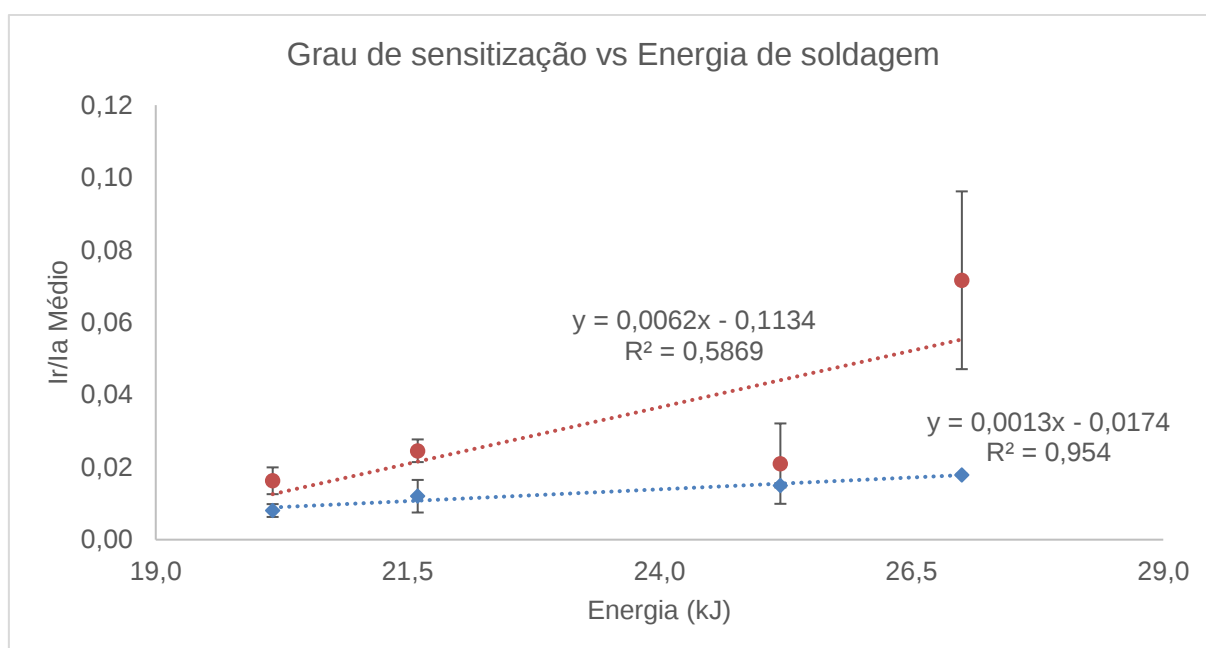
Segundo Jean (1988), para grandes variações de velocidade de soldagem (velocidade de 20cm/min à 60cm/min), há diferença na resposta do grau de sensitização. O

aumento da velocidade de soldagem diminui o teor de ferrita FN medido, isto pode ser devido ao aumento da diluição do metal base na poça com um aumento na velocidade de soldagem, uma vez que o peso do metal depositado por unidade de comprimento diminui enquanto a seção transversal do cordão diminui muito pouco. A velocidade, portanto, exerce uma influência na composição do cordão de solda análogo ao da corrente.

5.4.4 Resposta à energia de soldagem

A entrada de calor é uma medida relativa da energia transferida por unidade de comprimento de solda. É uma característica que influencia a taxa de resfriamento, pois pode afetar as propriedades mecânicas e a estrutura metalúrgica das zonas de solda afetadas pelo calor. A entrada de calor é tipicamente calculada como a relação da potência (isto é, voltagem x corrente) para a velocidade da fonte de calor (isto é, o arco). Neste estudo, os valores de entrada de calor foram calculados para amostras soldadas nas condições de revestimento correspondentes aos dados na Tabela 9. Eles são representados na forma gráfica na Figura 44.

Figura 42 - Efeito da energia de soldagem no grau de sensitização



É evidente na Figura 44 que o grau de sensitização aumenta com um aumento na entrada de calor. Isso fica ainda mais evidenciado quando temos uma velocidade de alimentação do arame a frio menor (2m/min), tendo então uma maior quantidade de calor por unidade massa. Um aumento na energia de soldagem significa um incremento no tempo de permanência em temperaturas elevadas, portanto, é de se esperar um aumento na fração da austenita, com maior grau de sensitização.

Para Vitek et.al, (2003) altas taxas de resfriamento (baixa entrada de calor), a transformação de ferrita em austenita será suprimida, resultando em maior teor residual de ferrita nos revestimentos e por consequência menor sensitização.

6 CONCLUSÃO

A boa reprodutividade dos ensaios DL-EPR, assim como a solução 33% H_2SO_4 + 0,5% HCl em volume e taxa de varredura de 1,5 mV/s, foram condições ótimas para avaliação da corrosão localizada do revestimento. Pode-se, com a análise dos resultados apresentados, concluir que:

- Foi verificado que a diluição tem grande influência na corrosão localizada, sendo que, quanto maior a taxa de diluição, maior o grau de sensitização do aço, resultando em um possível efeito galvânico, uma redução no PRE da austenita, e uma diminuição mais acentuada na resistência a corrosão localizada.
- O teor de ferrita FN diminui com o aumento da corrente e da velocidade de soldagem. Amostras com maior porcentagem de ferrita FN apresentaram maior resistência à corrosão localizada.
- O maior teor de austenita foi encontrado nas amostras de maior aporte térmico e de maior diluição, resultando em uma menor resistência a corrosão localizada.
- Foi verificado que para a pequena variação da velocidade de soldagem não houve uma tendência significativa quanto à resistência à corrosão. Já para a velocidade de alimentação do arame a frio, devido a maior quantidade de material para fundir e menor temperatura de pico, a velocidade de alimentação de 3m/min se mostrou mais adequada, além de proporcionar um maior reforço.
- O grau de suscetibilidade a corrosão intergranular, isto é, a deterioração do filme passivo, é causado por regiões empobrecidas de cromo. A presença de Cr_2N na ferrita resultou na dissolução preferencial no contorno do precipitado reduzindo a resistência à corrosão localizada.

- Foi observado a formação de austenita secundária (γ_2) a partir da austenita existente (γ_1) na amostra de menor diluição. Foi observado um ataque preferencial desta fase após o ensaio resultando em uma diminuição da resistência à corrosão localizada da amostra.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMADOU, T., BRAHAM, C., SIDHOM, H. **Double Loop Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Test Optimization in Checking of Duplex Stainless Steel Intergranular Corrosion Susceptibility**. Metallurgical and materials transactions, v.35A, p. 3499-3513, 2004.

AWS, AMERICAN WELDING SOCIETY – **Welding handbook**. Welding processes 8 ed., Miami, v. 2, p. 479, 1991.

BRANTIS, F.C.A; TREVISAN, R.E. **Efeito dos parâmetros do processo de soldagem nas propriedades do revestimento**. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, XIX, p.19, São Paulo,1993.

CANAL A. **Otimização da técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica de ciclo duplo (dl-epr) para avaliação da resistência à corrosão localizada de cladding de aço inoxidável duplex uns s39209 em aço carbono**. Dissertação (mestrado em engenharia). Universidade Federal do Espírito Santo, UFES, Vitória, 2016.

CHAVES, R. **Investigação da corrosão seletiva do aço inoxidável duplex UNS S31803 através de técnicas eletroquímicas**. Tese (doutorado em engenharia) _ Departamento de Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, USP, São Paulo, p. 140, 2002.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. **Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel**. Materials Science and Engineering A, v. 338, p.166-181, 2002.

CORTIE M. B., JACKSON E. M., **Simulation of the precipitation of sigma phase in duplex stainless steels**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 28A, n. 12, p. 2477-2484, 1997.

DENG B.; JIANG Y.; XU J.; SUN T., GAO J.; ZHANG L., ZHANG W., JIN LI. **Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101**. Corrosion Science v.52 969–977, 2010.

DENG B., ZHIYU WANG, YIMING JIANG, HAO WANG, JUAN GAO, JIN LI. **Evaluation of localized corrosion in duplex stainless steel aged at 850 °C with critical pitting temperature measurement**. Electrochimica Acta 54, p. 2790–2794, 2009.

DUPOIRON, F.; AUDOUARD, J. P. Duplex stainless steels: a high mechanical properties stainless steels family. **Scandinavian Journal of metallurgy**, v.25, p.95-102, 1996.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.; **Dilution in Single Pass Arc Welds**. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 27B, p. 481-489, Junho, 1996.

ECKENROD, J. J., PINNOW, K. E. **Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel**. In: New Developments in Stainless Steel Technology, p. 77-87, 1984.

ERHARD KLAR, PRASAN K. SAMAL, **Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing, Microstructures, and Properties**, ASM International, p 1-4, 2007.

EVERTON BARBOSA NUNES¹, HIGOR JONAS BATISTA¹, ALEXANDRE SOUSA BARRETO², JÉSSYCA DA SILVA MARQUES², MARCELO FERREIRA MOTTA¹ **Influence of the Heat Input on the Microstructure and Microhardness of Weld Overlay of Duplex Stainless Steel**, Soldag. Insp. São Paulo, v.17, n. 2, p.114-122, Abr/Jun 2012.

FEDELE, R.; BRANDI, S. D.; LEBRÃO, S. G. **Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido**. Revista soldagem & inspeção – ano 6. Nº 1 – suplemento técnico BR. (1999)

GONG JIA, Y.M. JIANG, B. DENG, J.L. XU, J.P. HU, JIN LI. **Evaluation of intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with an optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method.** *Electrochimica Acta* 55 (2010) 5077–5083.

GHOSH, P. K., GUPTA, P. C., and GOYAL, V. K. 1998. Stainless steel cladding of structural steel plate using the pulsed current GMAW process. **Welding Journal** 77(7): 307-s to 314-s.

GUNARAJ, V. MURUGAN, N.; **Prediction and optimization of weld bead volume submerged arc process – part 1.** American Weld Society. p. 286-294, 2000.

GUNN R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**, 3 ed. Woodhead Publishing. Cambridge, 2003.

HASHIMOTO K, ASAMI K, TERAMOTO K: **Corrosion Science**, 1979, 19, 3-14.

IRIS ALVAREZ-ARMAS, SUZANNE DEGALLAIX-MOREUIL, **Duplex Stainless Steels**, ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc. 2009.

JEAN CORNU. **ADVANCED WELDING SYSTEMS**, v. 2, IFS (Publications) Ltd., U.K, 1988.

RAVEEDRA, J., AND PARMAR, R. S. 1987. **Mathematical models to predict weld bead geometry for flux cored arc welding.** *Metal Construction* 189(1): 31R to 35R

JOHN R. SCULLY, **Electrochemical Techniques in Corrosion Science and Engineering** p. 106, 2003.

JOSEFSSON B, NILSSON J-O, WILSON A: **Beaune '91**, vide ref. 2, Vol. 1, 67-78.

KANNAN, T. e MURUGAN, N. **Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 176, n. 1-3, p. 230-239, 2006.

KANNAN, T AND MURUGAN, N. **Prediction of Ferrite Number of Duplex Stainless Steel Clad Metals Using RSM**, Supplement to the welding journal, may, 2006.

KOBAYASHI D. Y., WOLYNEC S. **Evaluation of the low corrosion resistant phase formed during the sigma phase precipitation in duplex stainless steels**, Materials Research (Brazil), vol. 2, n. 4, p. 239-247, 1999.

KOTECKI, D. J. 1996. Dilution control in single wire stainless steel submerged arc cladding. Welding Journal 75(2): 35-s to 45-s.

LIMA G.F.N.; CORTELLETI R.T. **Parametrização de soldagem de aço Duplex para Revestimento com TIG alimentado**. Projeto de Graduação. Universidade Federal do Espírito Santo, UFES, 2015.

LINTON, V.M.; LAYCOCK, N.J.; THOMSEN, S.J.; KLUMPERS, A. **Failure of a super duplex stainless steel reaction vessel**. Engineering Failure Analysis, v.11, p.243-256, 2004.

LIU H.Y., R.-I. HSIEH, W.-T. TSAI. **Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels**. Materials Chemistry and Physics, v.74, p.33-42, 2002.

LONDOÑO, A, J, R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (mestrado em engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 1997.

LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Tese (doutorado em engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica, Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2001.

LOPEZ, N. et al. Application of double loop electrochemical potentiodynamic reactivation test to austenitic and duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 229, n. 1-2, p. 123– 128, Agosto 1997.

MARQUES P.V., MODENESI P.J. **Algumas Equações Úteis em Soldagem**. Soldag. Insp. São Paulo, v. 19, n. 01, p.091-102, Jan/Mar 2014.

MENEZES, J. W. A; REIS, F. E. U; ABREU, H. F. G; MIRANDA, H. C; RIBEIRO, J. E. M; OLIVEIRA, H. R. **Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da**

fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás.

MODENESI, P. J. MARQUES, P. V. BRACARENSE, A. Q.; **Soldagem – Fundamentos e tecnologia**, 3 ed. Belo Horizonte: Ed. UFMG, p.363, 2011.

MUTHUPANDI, V. et al. **Effect of nitrogen addition on on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals.** *Materials Letters*, v. 59, p. 2305 – 2309, 2005.

MURUGAN, N.; PARMAR, R.S. **Stainless Steel Cladding Deposited by Automatic Gas Metal Arc Welding.** *Welding Journal*, p. 391-403, outubro, 1997.

NADEZH DIN, A.D. & Davison, T., **Effects of Weld Dilution on Digester Weld Overlay.** **11th International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry**, 2004.

NILSSON, J.O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.O. **Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex. L' acciaio Inossidabile.** n. 1, p. 18-22, 1994.

NILSSON, J.O.; WILSON, A. **Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507.** *Materials Science and Technology*. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.

OGAWA T, AOKI S, SAKOMOTO T, ZAIZEN T: **Welding Journal** 61(5), 139-148, 1982.

PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S. M.; PONZIO, E. A.; SCHMITT, V. M. **Uma Revisão da Resistência à Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex** *Rev. Virtual Quim.*, 2013, 5 (4), 658-677. Data de publicação na Web: 18 de agosto de 2013. Disponível em (<http://rvq.sbq.org.br/imagebank/pdf/v5n4a09.pdf>). Acesso 05 de Janeiro de 2018.

PARREN, R. A., SUTER, T., SOLENTHALER, C., GULLO, G., UGGOWITZER, P.J., OHNI, H., SPEIDEL, M.O **Corrosion resistance of superduplex stainless steels in chloride ion containg environments: investigations by means of a new microeletrochemical method IIInfluence of precipitates.** *Corrosion Science* 43; p. 727-734, 2001.

RAJAKARTHIHAN, S, D. JAMES SILVIA, **Sensitization Evaluation of the Austenitic Stainless Steel AISI 310 used in Biomass Gasifier**, Department of Physics, Thiagarajar College, Madurai, Tamil Nadu, India, 2004.

RAMIREZ A. J., LIPPOLD J. C., BRANDI S. D., **The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, n. 8, p. 1575-1597, 2003.

SEDRIKS AJ: **Corrosion of Stainless Steels**, John Wiley & Sons, 1979.

SILVA, C. R.; FERRARESI, V. A.; SCOTTI, A. **A quality and cost approach for welding process selection**. J. Braz. Soc. Mech. Sci., Campinas, v.22, n.3, p.389-398, 2000.

SOLOMON, H.D.; DEVINE, T.M. **A tale of two phases**. In: **Conference Duplex Stainless Steels' 82**, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 693-756, 1983.

SOULIGNAC P, DUPOIRON F: ***Stainless Steel***, Europe 2,1990,18-21

STREET J. A., **"Pulsed Arc Welding"**, 1 ed., Cambridge – England, Abington Publishing, p.6-19,1990.

SUN, Z.; KUO, M.; PAN, D. **Twin-Wire gas tungsten arc claddings offers increased deposition rates**. Welding Journal. p. 61-64. Outubro. 1999.

TAVARES, S. S. M. et al. **Detecção de pequenos teores de fase sigma e Avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803**. Engevista, v.8, n.2, p.77-82, 2006.

VITEK, J. M., DAVID, S. A., AND HINMAN, C. R. 2003. **Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects — part 1: model development**. Welding Journal 82(1): 10-s to 17-s. 16. Vitek, J. M., David, S. A., and Hinman, C. R. 2003. **Improved ferrite number prediction model that accounts for cooling rate effects — part 2: model results**. Welding Journal 82(2): 43- s to 50-s

WAINER, E. BRANDI, S, D. MELLO, F, D, H.; **Soldagem Processos e Metalurgia**. 4ª reimpressão. São Paulo: Edgar Blucher. p.494. 1992.

YANG, Y.; YAN, B.; LI, J.; WANG, J. **The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel.** Corrosion Science v.53 p.3756–3763, 2011.

ZEEMANN, A.; **Diluição**, Infosolda, Seção artigos, 2003. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/var/www/html/infosolda.com.br/web/images/Downloads/Artigos/metall/diluio.pdf>. Acesso em: 13 de junho de 2018.

8 APÊNDICE

Tabela 12 - Parâmetros Austenita e Ferrita FN

Placa	Amostra	% Austenita SVRNA	% Austenita SVRNA Desvio Padrão	Ferrita FN	Desvio padrão Ferritoscópio
3	3.1			37,3	1,039
	3.2	53,70	2,46	25	1,153
4	4.1	77,20	2,42	20,1	1,487
	4.2			29	1,517
5	5.1	42,00	8,30	31,2	1,732
	5.2	53,80	6,65	23,6	1,677
6	6.1	69,60	9,36	14,7	0,962
	6.2			29,8	1,230

Tabela 13 - Sensitização dos ensaios DL-EPR

Amostra	Ir/Ia Ponto 1	Ir/Ia Ponto 2	Ir/Ia Ponto 3	ir/ia	Desvio padrão
3.1	8,31E-03	5,65E-03	9,19E-03	0,008	0,0018
3.2	1,59E-02	1,25E-02	1,99E-02	0,016	0,0037
4.1	2,48E-02	2,19E-02	2,81E-02	0,025	0,0031
4.2	7,47E-03	1,21E-02	1,65E-02	0,012	0,0045
5.1	<u>3,50E-03</u>	2,55E-02	1,72E-02	0,015	0,0111
5.2	5,11E-03	4,99E-03	6,11E-03	0,021	0,0006
6.1	7,16E-02	1,03E-01	5,41E-02	0,072	0,0245

6.2	1,81E-02	1,75E-02	1,77E-02	0,018	0,0003
-----	----------	----------	----------	-------	--------

Tabela 14 - Parâmetros de soldagem e sensitização das amostras.

Amostra	Veloc. soldagem (cm/min)	Veloc. alimentação (m/min)	Corrente (A)	Calor (KJ/cm)	Diluição	OCP Médio (V)	Desvio Padrão OCP	Energia de soldagem (KJ)	Ir/Ia	Desvio Padrão Ir/Ia
3.1	10	3	280	2,908	10,90	-0,342	0,0145	20,2	0,008	0,0018
3.2	10	2	280	2,121	17,45	-0,341	0,0006	20,2	0,016	0,0037
4.1	10	2	300	2,272	18,41	-0,341	0,0012	21,6	0,025	0,0031
4.2	10	3	300	3,115	10,70	-0,342	0,0214	21,6	0,012	0,0045
5.1	8	3	280	4,543	4,80	-0,344	0,0017	25,2	0,015	0,0006
5.2	8	2	280	3,457	14,14	-0,332	0,0104	25,2	0,021	0,0111
6.1	8	2	300	3,550	23,66	-0,335	0,0133	27,0	0,072	0,0245
6.2	8	3	300	4,868	11,66	-0,334	0,0006	27,0	0,018	0,0003