



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

ESTUDO SOBRE CORROSÃO LOCALIZADA EM JUNTA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PARA USO EM DESSALINIZADOR: EFEITO DO GÁS PROTEÇÃO E TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO

Francisco António Fortes Borges

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

Coorientador: Dr. Temístocles de Sousa Luz
Universidade Federal do Espírito Santo - UFES

VITÓRIA-ES
10 DE OUTUBRO DE 2018

Francisco Antônio Fortes Borges

**ESTUDO SOBRE CORROSÃO LOCALIZADA EM
JUNTA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PARA
USO EM DESSALINIZADOR: EFEITO DO GÁS
PROTEÇÃO E TEMPERATURA DE
PRÉ-AQUECIMENTO**

Estudo sobre Corrosão Localizada em junta de Aço
Inoxidável Duplex para uso em Dessalinizador: Efeito do
gás proteção e temperatura de pré-aquecimento

Linha de pesquisa: Corrosão

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

Coorientador: Dr. Temístocles de Sousa Luz
Universidade Federal do Espírito Santo -
UFES

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO - UFES
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
VITÓRIA-ES

10 DE OUTUBRO DE 2018

Francisco Antônio Fortes Borges

ESTUDO SOBRE CORROSÃO LOCALIZADA EM JUNTA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PARA USO EM DESSALINIZADOR: EFEITO DO GÁS PROTEÇÃO E TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO

Estudo sobre Corrosão Localizada em junta de Aço
Inoxidável Duplex para uso em Dessalinizador: Efeito do
gás proteção e temperatura de pré-aquecimento

Trabalho aprovado. Vitória-ES,

**Dr. Marcelo Camargo Severo de
Macêdo**
Orientador

Dr. Temístocles de Sousa Luz
Coorientador

Dr. André Gustavo de Sousa Galdino
Examinador Externo

Dr. Paulo Rogério Tavares da Silva
Examinador Externo

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO - UFES
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
VITÓRIA-ES

10 DE OUTUBRO DE 2018

Francisco António Fortes Borges ESTUDO SOBRE CORROSÃO LOCALIZADA EM JUNTA DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX PARA USO EM DESSALINIZADOR: EFEITO DO GÁS PROTEÇÃO E TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO/ Francisco António Fortes Borges. – Vitória-ES, 10 de Outubro de 2018- 99 p. : il.(red); 30 cm.
Orientador:Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo
Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Espírito Santo - UFES, 10 de Outubro de 2018.
1.Aços inoxidável duplex. 2. Soldagem. 3. Corrosão. I. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo. II. Universidade Federal do Espírito Santo. III. PPGEM. IV. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
CDU 02:141:005.7

À minha família.

Agradecimentos

Gostaria de dar um agradecimento muito especial ao meu orientador Professor Doutor Marcelo Camargo Severo de Macêdo primeiro por ter aceitado orientar este trabalho, em segundo pela ajuda que se prestou sempre a dar no decorrer desta dissertação, em terceiro pelos ensinamentos que me conferiu nos anos que me teve como seu aluno e por último mas não menos importante queria agradecer-lhe pela paciência e pelo apoio moral que me deu em momentos mais difíceis.

Ao meu co-orientador Professor Doutor Temístocles de Sousa Luz quero deixar um agradecimento especial por me ter encorajado a seguir em frente com este desafio totalmente novo para mim. Agradeço-lhe ainda os ensinamentos que me passou no decorrer do curso.

Agradeço ao Brasil por mais essa oportunidade e pelo auxílio financeiro, através da bolsa de estudo concedida pelo CNPQ no âmbito do programa de intercâmbio cultural "Programa Estudante Convênio de Pós-Graduação".

Aos meus amigos do Lab-Solda e Tricorrmat, pela disponibilidade e colaboração para a realização dos ensaios, em especial ao Lucas Coelho e Carlos Alberto.

Ao Laboratório do IFES, especialmente ao técnico Ricardo.

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

À minha esposa Jailsa Silveira, filhos e familiares que sempre me apoiaram por mais essa etapa da minha vida.

Deus pela saúde e pela força de enfrentar mais um desafio.

Aos meus colegas de Pós-Graduação pelo companheirismo e amizade, Gustavo Lima, Bruno Felipe, Paulo, Wagner Fernandes, Nathan Strey, Eduardo Sarcinelli, Hendricky Caliar, Mariane de Miranda, Gabriela Aksascki, Rodrigo Gonçalves, Rafael Lima, Marllon, Rodolpho Toniato, Ariane Moura, Daniela Oliveira e Johnni Nascimento.

Aos meus colegas de república e amigos, José Neves, Álvaro Oliveira, José Joaquim, Jair Silva, Hélder Silva, Marcos Cruz, Ezequiel, Denílson Silva, Arickson Silva, Marito e Carlos pelos momentos que passamos juntos.

Finalmente, quero agradecer a todos aqueles que diretamente ou indiretamente, colaboraram para a realização e conclusão desse trabalho.

“Tracem metas, definam objetivos e principalmente sejam felizes.”

Resumo

Estudos recentes demonstram que a soldagem de chapas de aço inoxidável duplex com pré-aquecimento permite um controle mais eficiente do balanço de fases, proporcionando desta forma, melhores características da região soldada. Entretanto, a soldagem promove alterações microestruturais que incluem a modificação no balanço entre ferrita e austenita, com proporção aproximada em torno de 50% cada, além da precipitação de fases secundárias, como a fase σ e o nitreto de cromo. Neste contexto, o objetivo deste trabalho é avaliar as alterações microestruturais e a resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex submetidos a processo de soldagem. O processo de soldagem GTAW autógeno foi realizado em chapas de aço inoxidável duplex UNS S32205 expostas a temperatura ambiente e preaquecidas a 200°C e 300°C. Após a soldagem, as chapas foram seccionadas, preparadas para a análise metalográfica da morfologia de austenita formada e para a quantificação das fases. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Além disso, foram realizados ensaios de duplo ciclo de reativação eletroquímica potenciodinâmica (DL-EPR) para avaliar a resistência à corrosão do aço. Os resultados mostraram a presença da austenita alotriomórfica de contorno de grão, a austenita de Widmanstätten e a austenita intragranular. Foi observado que a temperatura de pré-aquecimento e o gás de proteção influenciaram no balanço microestrutural, tendo um efeito benéfico na resistência à corrosão. Por ultimo, não houve evidências de corrosão por pite nas amostras imersas na solução salina.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Duplex UNS S32205, soldagem GTAW, temperatura de pré-aquecimento, DL-EPR.

Abstract

Recent studies show that the welding of duplex stainless steel sheets with preheating allows a more efficient control of the phase balance, thus providing better characteristics of the welded region. However, welding promotes microstructural changes that include the modification in the balance between ferrite and austenite, in proportions of approximate 50 % each, in addition to the precipitation of secondary phases, such as the phase σ and the chromium nitride. In this context, the objective of this work is to evaluate the microstructural changes and the corrosion resistance of duplex stainless steels subjected to welding process. The autogenous GTAW welding process was performed on UNS32205 stainless duplex plates exposed to room temperature and preheated to 200°C and 300°C. After the welding, the plates were sectioned, prepared for the metallographic analysis of the morphology of austenite formed and for the quantification of the phases. The microstructural characterization was evaluated by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM). Besides this, double-cycle potentiodynamic electrochemical reactivation (DL-EPR) tests were performed to evaluate the corrosion resistance of the steel. The results showed the presence of grain - bound allotriomorphic austenite, Widmanstätten austenite and intragranular austenite. It was observed that the preheating temperature and the shielding gas influenced the microstructural balance and the corrosion resistance. Finally, there was no evidence of pitting corrosion in samples immersed in the saline solution.

Keywords: Duplex Stainless Steel UNS S31803, GTAW Welding, temperature of preheating, Corrosion.

Lista de Figuras

Figura 1 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases presentes em AID. Fonte: Adaptado de [Knyazeva e Pohl 2013].	9
Figura 2 – Diferenciação entre γ_1 e γ_2 no AID UNS S322205. Crescimento de γ_2 a partir de partículas preexistente de γ_1 , após reaquisição a 1000°C durante 1 s; Fonte: Adaptado de [Londoño 2001].	10
Figura 3 – Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N . Fonte: Adaptado de [Londoño 2001].	11
Figura 4 – Ilustração retratando a cinética de transformação de fase e a interação da curva de resfriamento de uma solda de aço inoxidável duplex SAF 2205. Fonte: Adaptado de [Wang et al. 2006].	11
Figura 5 – Ciclo térmico de soldagem experimentado por um ponto (A) perto da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].	15
Figura 6 – Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos desde o centro da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].	15
Figura 7 – Distribuição da temperatura em função da distância ao centro da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].	16
Figura 8 – Ciclos térmicos para os cordões de solda executados à temperatura ambiente (25°C), com pré-aquecimento de 100°C e pré-aquecimento 200°C .Fonte: Adaptado de [Modenesi et al. 2012].	17
Figura 9 – Diagrama esquemático do processo soldagem GTAW. Fonte: Adaptado de [Cunha et al. 2008].	18
Figura 10 – Forma de onda da corrente no processo GTAW pulsado	19
Figura 11 – (a) Ciclo simples (SL-EPR); (b) Duplo ciclo (DL-EPR).	22
Figura 12 – Fluxograma da metodologia utilizada neste trabalho.	26
Figura 13 – Dispositivo para o pré-aquecimento das amostras. Fonte: Adaptado de [Coelho 2018]	27
Figura 14 – (a) Arranjo experimental usado na soldagem das chapas e medir a temperatura durante a soldagem. (b) AVC (Controlador de Abertura do Arco).	27
Figura 15 – Curva de aquecimento, utilizando um procedimento indireto. Fonte: Adaptado de [SANTOS ,2016]	29
Figura 16 – Disposição dos termopares na chapa: Vista da superfície inferior. Fonte: Próprio autor.	30

Figura 17 – Configuração do arranjo experimental para os ensaios de DL-EPR, (a) Potenciostato PGSTAT 302N (b) Disposição dos eletrodos no ensaio de DL-EPR. Fonte: Próprio autor.	31
Figura 18 – Esquemático para obtenção do eletrodo de trabalho da amostra TaAr, (a) Superfície inferior da amostra e (b) Superfície de topo da amostra. Fonte: Próprio autor.	32
Figura 19 – (a) Disposição dos pontos dos ensaios nas amostras e (b) Amostra Tp200Ar utilizada no ensaio DL-EPR. Fonte: Próprio autor.	32
Figura 20 – (a) Vista frontal e (b) Vista lateral. Fonte: Próprio autor.	33
Figura 21 – Equipamentos utilizados na análise micrografia, (a) Microscópio ótico (OP) e (b) Microscópio eletrônico de varredura (MEV). Fonte: Próprio autor.	34
Figura 22 – Exemplo de colocação da grade (800 pontos) sobre a microestrutura da região da zona fundida. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	35
Figura 23 – Curvas de aquecimento das chapas por efeito Joule, (a) Pré-aquecimento 200°C e (b) Pré-aquecimento 300°C. Fonte: Próprio autor.	37
Figura 24 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra TaN10). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.	38
Figura 25 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra Tp200N2). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.	39
Figura 26 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra Tp300N2). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.	39
Figura 27 – Comparação entre as curvas de resfriamento intervalo $\Delta t_{8/5}$. (Amostra TaN10). Fonte: Próprio autor.	40
Figura 28 – Taxa de resfriamento em função da temperatura de pré-aquecimento e da posição dos termopares T1, T2, T3 e T4, (a) Amostras (Ar puro), (b) Amostras (Ar + 2%N ₂) e (c) Amostras (Ar + 10%N ₂). Fonte: Próprio autor.	41
Figura 29 – Detalhe do efeito do pré-aquecimento nas curvas de resfriamento (Amostras soldadas (Ar + 10%N). Superfície inferior da chapa, (a) Termopar T1 e (b) Termopar T2; (c) Termopar T3 e (d) Termopar T4 . Fonte: Próprio autor.	42
Figura 30 – Micrografia óptica do metal de base do AID mostrando a quantidade aproximadamente igual de austenita (região clara) e ferrita (região escura). Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	43
Figura 31 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaAr), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	44

Figura 32 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200Ar), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	45
Figura 33 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300Ar), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	45
Figura 34 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaN2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	46
Figura 35 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200N2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	47
Figura 36 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300N2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	47
Figura 37 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaN10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	48
Figura 38 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200N10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	49
Figura 39 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300N10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	49
Figura 40 – Microestrutura da região soldada, (a) Amostra TaAr (b) Amostra Tp200Ar e (c) Amostra Tp300Ar, superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	50
Figura 41 – Microestrutura da região soldada, (a) Amostra Tp20010N e (b) Amostra Tp300N10, superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	51
Figura 42 – Microestrutura da zona termicamente afetada(Amostra TaAr), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	52
Figura 43 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra TaN2), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	52
Figura 44 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra TaN10), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.	53

Figura 45 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra Tp200Ar), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	53
Figura 46 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp200N2), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	54
Figura 47 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp200N10), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	54
Figura 48 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300Ar), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	55
Figura 49 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300N2), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	55
Figura 50 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300N10), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.	56
Figura 51 – Avaliação da fração volumétrica da austenita para os ensaios realizados. Fonte: Próprio autor.	57
Figura 52 – Curva característica do ensaio DL-EPR para o material como recebido (MB). Fonte: Próprio autor.	60
Figura 53 – Curva característica do ensaio DL-EPR para metal de base (MB). Fonte: Próprio autor.	60
Figura 54 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF). Fonte: Próprio autor.	61
Figura 55 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF). Fonte: Próprio autor.	62
Figura 56 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF). Fonte: Próprio autor.	63
Figura 57 – Placas laterais de Widmanstätten de γ_1 e austenita intragranular. Região da zona fundida, (a) Amostra TaAr, (b) Amostra Tp200Ar e (c) Amostra Tp300Ar, mostrando o ataque sofrido. MEV. Aumento 2000x. Fonte: Próprio autor.	64
Figura 58 – Austenita intragranular. Região da zona fundida, (a) Amostra Tp300N10 (Aumento 2000x) e (b) amostra Tp300N10 (Aumento 500x), mostrando o ataque sofrido. MEV. Fonte: Próprio autor.	65
Figura 59 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista (ZM). Fonte: Próprio autor.	65
Figura 60 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA). Fonte: Próprio autor.	66
Figura 61 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA), superfície inferior Fonte: Próprio autor.	67
Figura 62 – (a) Amostra TaAR, (b) Amostra TaN2 e (c) TaN10. Fonte: Próprio autor.	68

Figura 63 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensiti- zação (I_r/I_a). Região da zona fundida. Fonte: Próprio autor.	69
Figura 64 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensiti- zação (I_r/I_a). Região da zona mista. Fonte: Próprio autor.	71
Figura 65 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensiti- zação (I_r/I_a). Região da zona termicamente afetada, superfície inferior. Fonte: Próprio autor.	71
Figura 66 – Correlação entre a fração volumétrica de austenita e o graus de sensiti- zação (I_r/I_a). Fonte: Próprio autor.	72
Figura 67 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar puro) ao longo da linha de centro do cordão, (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T 4. Fonte: Próprio autor.	89
Figura 68 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar + 2%N) ao longo da linha de centro do cordão, (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4. Fonte: Próprio autor.	89
Figura 69 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar + 10%N) na região termicamente afetada, (a) T5, (b) T6, (c) T7, (d) T8, (e)T9 e (f)T10. Fonte: Próprio autor.	91
Figura 70 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF) (Ar puro). Fonte: Próprio autor.	93
Figura 71 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (Ar + 2%N) (ZF). Fonte: Próprio autor.	93
Figura 72 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF) (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.	93
Figura 73 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista, (a) Amostra (Ar + 2%N) e (b) Amostra (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.	95
Figura 74 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista, (a) Amostra (Ar + 2%N) e (b) Amostra (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.	95
Figura 75 – (a) Amostra Tp200AR, (b) Amostra Tp200N2 e (c) Tp200N10. Fonte: Próprio autor.	97
Figura 76 – (a) Amostra Tp300AR, (b) Amostra Tp300N2 e (c) Tp300N10. Fonte: Próprio autor.	97
Figura 77 – Resultados dos ensaios de DL-EPR da região da zona fundida das amostras [SANTOS ,2016]	99

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Composições típicas aços inoxidáveis duplex (% em peso)	8
Tabela 2 – Detalhes de algumas das várias fases e precipitados de aços inoxidáveis (AI).	14
Tabela 3 – Composição química do material utilizado (% em massa), segundo os dados do fabricante.	25
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem utilizados.	28
Tabela 5 – Identificação e descrição das condições experimentais.	29
Tabela 6 – Posição média do termopar.	30
Tabela 7 – Temperatura x Tempo de aquecimento	38
Tabela 8 – Resultado da fração volumétrica da austenita para a região da zona fundida.	57
Tabela 9 – Resultado da fração volumétrica da austenita na região da zona termicamente afetada	59
Tabela 10 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona fundida.	62
Tabela 11 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona fundida.	63
Tabela 12 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona mista.	66
Tabela 13 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA).	67
Tabela 14 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA), superfície inferior.	68
Tabela 15 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaAr)	85
Tabela 16 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200Ar)	85
Tabela 17 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300Ar)	85
Tabela 18 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaN2)	86
Tabela 19 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200N2)	86
Tabela 20 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300N2)	86
Tabela 21 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaN10)	86
Tabela 22 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200N10)	87

Tabela 23 – Tabela dos valores de médios temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300N10)	87
---	----

Lista de Abreviaturas e Siglas

I_a	Corrente de ativação
I_r	Corrente de reativação
Q_a	Carga de ativação
Q_r	Carga de reativação
AI	Aço Inoxidável
AIA	Aço Inoxidável Austenítico
AID	Aço Inoxidável Duplex
AIF	Aço Inoxidável Ferrítico
AVC	Controlador de Abertura de Arco
CR	Como recebido
DL-EPR	<i>"Double Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation"</i>
DP	Desvio padrão
GDS	Grau de Sensitização
GTAW	<i>"Gas Tungsten Arc Welding"</i>
H	Energia de soldagem
MB	Metal base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
PCGTAW	<i>"Pulsed Current Gas Tungsten Arc Welding"</i>
PRE	<i>"Pitting Resistance Equivalent"</i>
SL-EPR	<i>"Simple Loop Electrochemical Potentiodynamic Reactivation"</i>
T	Temperatura
t	Tempo
Tm	Temperatura máxima

TP	Temperatura pré-aquecimento
TR	Taxa de resfriamento
Ts	Temperatura crítica
ts	Tempo crítico
V	Tensão média
v	Velocidade de soldagem
Vr	Velocidade de resfriamento
ZF	Zona fusão
ZM	Zona mista
ZTA	Zona termicamente afetada

Lista de Símbolos

cm	Centímetro
α	Ferrita Alfa
δ	Ferrita Delta
γ	Fase Gama
σ	Fase Sigma
χ	Fase Qui
γ_{GBA}	Austenita intergranular
γ_W	Austenita Widmanstätten
γ_{IGA}	Austenita intragranular
π	Fase Pi
μ	Micro
°C	Graus Celsius
min	Minuto
mm	Milímetro
s	Segundo
%	Porcentagem em peso
L	Litros

Sumário

1 – Introdução	1
1.1 Objetivos Geral e Específicos	2
1.2 Organização da Dissertação	3
2 – Revisão teórica	5
2.1 Aços Inoxidáveis	5
2.1.1 Aços Inoxidáveis Duplex	6
2.2 Precipitação nos Aços Inoxidáveis Duplex	8
2.3 Fluxo de calor durante a soldagem	14
2.3.1 Ciclos térmicos: curvas temperatura-tempo	14
2.4 Influência da temperatura de pré-aquecimento	16
2.5 Soldagem Dos Aços Inoxidáveis Duplex	17
2.6 Soldagem GTAW	18
2.6.1 Processo de soldagem GTAW pulsado	19
2.6.2 Energia de soldagem	20
2.7 Corrosão dos aços inoxidáveis duplex	20
2.7.1 Reativação Potenciocinética Eletroquímica (EPR)	21
2.7.1.1 SL-EPR	22
2.7.1.2 DL-EPR	22
3 – Materiais e Métodos	25
3.1 Materiais	25
3.2 Metodologia	26
3.2.1 Métodos Experimentais	26
3.2.1.1 Processo de soldagem GTAW	26
3.2.1.1.1 Medição de temperaturas em condições de soldagem	29
3.2.1.2 Ensaios de corrosão	31
3.2.1.2.1 Ensaios de DL-EPR	31
3.2.1.3 Ensaio de Imersão	33
3.2.1.4 Caracterização microestrutural	33
3.2.1.5 Fração volumétrica de fases	34
4 – Análise de Resultados	37
4.1 Soldagem das amostras	37
4.1.1 Medidas do ciclo térmico em condições de soldagem	37
4.2 Caracterização metalográfica	42

4.2.1	Microscopia Óptica	43
4.2.2	Material como recebido	43
4.2.3	Microestrutura da Zona de fusão	43
4.2.3.1	Amostras soldadas com Ar puro	44
4.2.3.2	Amostras soldadas com (Ar + %2N ₂)	46
4.2.3.3	Amostras soldadas com (Ar + %10N ₂)	48
4.2.4	Microestrutura da Zona mista (ZM)	50
4.2.5	Microestrutura da Zona termicamente afetada	51
4.2.5.1	Amostras soldadas sem pré-aquecimento	51
4.2.5.2	Amostras soldadas com pré-aquecimento	53
4.3	Fração volumétrica das fases	56
4.3.1	Região da zona de fusão	56
4.3.2	Região da zona termicamente afetada	58
4.4	Ensaio eletroquímico	59
4.4.1	Ensaio DL-EPR amostra CR	59
4.4.2	Ensaio DL-EPR metal base	60
4.4.3	Ensaio DL-EPR na região da zona fundida	61
4.4.3.1	Amostras soldadas com Ar puro	61
4.4.3.2	Amostras soldadas com (Ar + %N ₂)	62
4.4.4	Ensaio DL-EPR na região da Zona mista (ZM)	65
4.4.5	Ensaio DL-EPR na região da zona termicamente afetada (ZTA)	66
4.4.5.1	Amostras soldadas com Ar puro	66
4.4.5.2	Amostras soldadas com (Ar + N ₂)	67
4.5	Ensaio por imersão	68
4.6	Efeito da temperatura de pré-aquecimento na corrosão	69
4.6.1	Região de zona fundida	69
4.6.2	Região de zona mista	70
4.6.3	Região de zona termicamente afetada, superfície inferior	71
4.7	Comparação entre a fração de austenita e o grau de sensitização	72
5	Conclusão	75
5.1	Trabalhos futuros	76
	Referências	77
	 Apêndices	 83
	APÊNDICE A—	85

APÊNDICE B–	89
APÊNDICE C–	91
APÊNDICE D–	93
APÊNDICE E–	95
APÊNDICE F–	97
APÊNDICE G–	99

1 Introdução

Devido à escassez de recursos hídricos naturais, a dessalinização apresenta-se como uma alternativa viável em países que não possuem grandes reservas de água. Além disso, no futuro haverá um problema significativo, não somente com relação à quantidade de água, mas também quanto à pureza desta água [Cruz 2012]. Posto isto, a dessalinização da água do mar é uma solução provável para aquisição e fornecimento de água potável. Para Cabo Verde, sendo um arquipélago formado por pequenas ilhas, tudo indica que a dessalinização representará uma das principais fontes de recursos hídricos num futuro próximo. Entretanto, todos os equipamentos das plantas de dessalinização se encontram expostos direta ou indiretamente ao ambiente salino, desde a água bruta marinha (36.000 ppm) até a salmoura residual (cerca de 80.000 ppm) da dessalinização que é rejeitada ao mar e, conseqüentemente, enfrentando problemas de corrosão.

O aço inoxidável austenítico 316L é o mais comumente utilizado em plantas de dessalinização por osmose reversa. Estudos realizados por [Oldfield e Todd 1985] propuseram linhas básicas para auxiliar a seleção de materiais para diferentes composições de água. Dentre inúmeras considerações de redução de custo para minimizar consumo de energia, melhorar o desempenho de membranas, aumentar a recuperação e o rejeito de sal, além de aumentar a resistência ao cloro, a seleção de materiais e a resistência à corrosão de componentes de plantas e tubulações têm papel importante na obtenção de um aumento da confiabilidade da planta e na redução de custos de produção de água por dessalinização. Entretanto, falhas por corrosão por pites ou por frestas são algumas vezes observadas em flanges e selos de bombas e em partes soldadas ou próximas ou ainda em zonas termicamente afetadas em tubulações de alta pressão [Carew et al. 1994].

Devido à severa corrosividade encontrada nos meios salinos, faz surgir a necessidade da utilização de ligas que combinem elevada resistência à corrosão com elevada resistência mecânica [Olsson 2005]. Além disso, [Snis e Olsson 2008] propuseram que os aços inoxidáveis duplex devem ser usados para tanques de armazenamento de água e tubos de distribuição. Dentre as inúmeras vantagens para reduzir custos, construções de estruturas de paredes fina implicam em reduções no peso, além de tornar manuseio e montagem mais fáceis. Um outro aspecto, fornecem uma superfície quase livre de manutenção na maioria das condições atmosféricas e com menor risco de impacto ambiental. Neste contexto destacam-se os aços inoxidáveis duplex (AID), cuja microestrutura é composta por frações volumétricas aproximadamente iguais de austenita e ferrita, o que os torna uma alternativa aos aços inoxidáveis austeníticos.

O processamento dos AID geralmente envolvem processos de soldagem. Estes

precisam ser realizados com cuidado, para manter as suas vantagens de resistência à corrosão e suas propriedades mecânicas. No entanto, multiplicidade de fenômenos que ocorrem durante um processo de soldagem e a heterogeneidade microestrutural resultante dificultam enormemente as análises teóricas e a previsão de propriedades físicas e mecânicas das juntas soldadas. Portanto, demanda a adequação de parâmetros e procedimentos, tais como o aporte de calor, o tratamento térmico após soldagem e o pré-aquecimento quando aplicáveis para que sua microestrutura seja mantida com balanço de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita.

Durante o processo de soldagem cada ponto da junta é submetido a um ciclo térmico diferente, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais há a precipitação de fases indesejáveis (fase sigma, fase chi, nitretos de cromo, carbonetos de cromo, entre outros), prejudicando as suas propriedades. Geralmente, estas fases são ricas em cromo e molibdênio o que cria uma região empobrecida nesses elementos ao seu redor e, conseqüentemente, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex.

O emprego das técnicas eletroquímicas tem sido feito com sucesso nos últimos anos para avaliar a susceptibilidade à corrosão intergranular de aços inoxidáveis. Dentre elas, a técnica da reativação eletroquímica potenciodinâmica de ciclo duplo (DL-EPR), não destrutiva, que consiste em uma polarização anódica da amostra a partir de seu potencial de circuito aberto até um potencial pré-determinado que esteja na região de passivação, que quando alcançado é revertido [Majidi e Streicher 1984].

Desta maneira, o presente trabalho visa avaliar a resistência à corrosão em chapas finas do aço inoxidável duplex UNS S32205 submetido ao processo de soldagem GTAW “*Gas Tungsten Arc Welding*” a diferentes temperatura de pré-aquecimento e com variações no teor de nitrogênio no gás de proteção, tanto na região da zona fundida (ZF) quanto na zona termicamente afetada (ZTA) através da técnica eletroquímica não destrutiva de DL-EPR. A caracterização microestrutural da solda em amostras de AID foi realizada por Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

1.1 Objetivos Geral e Específicos

Esta dissertação tem como objectivo geral avaliar a influência da soldagem no desempenho do comportamento em corrosão do aço inoxidável duplex UNS S32205 através de técnicas eletroquímicas.

Para atingir o objetivo geral, os seguintes objetivos específicos serão propostos:

1. Avaliar o efeito do pré-aquecimento pelo método direto.
2. Analisar os efeitos da taxa de resfriamento na microestrutura do cordão de solda

em chapas, através do processo de soldagem GTAW “*Gas Tungsten Arc Welding*” autógena.

3. Avaliar o efeito da temperatura de pré-aquecimento na resistência à corrosão localizada do aço inoxidável UNS S32205.
4. Avaliar o efeito da adição do nitrogênio no gás de proteção na resistência à corrosão.
5. Correlacionar o pré-aquecimento com o grau de sensitização (GDS).

1.2 Organização da Dissertação

Esta dissertação está organizada em cinco capítulos. No Capítulo 1 são apresentadas algumas considerações sobre a temática escolhida e os objetivos norteadores da presente pesquisa. No Capítulo 2 será apresentada uma fundamentação teórica. No Capítulo 3 será descrita a metodologia experimental a ser adotada no desenvolvimento da dissertação. O Capítulo 4 é destinado à apresentação dos resultados e análise de desempenho. As conclusões estão expostas no Capítulo 5.

2 Revisão teórica

2.1 Aços Inoxidáveis

Os Aços inoxidáveis pertencem ao grupo de ligas baseado nos sistemas de Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni que contém ao menos 10,5% de cromo determinando uma resistência à corrosão superior dos outros aços. A passivação é a propriedade de resistência à corrosão devida a uma película passiva superficial, fina, com espessura típica de 3 a 5 nm, aderente, invisível e estável de óxido de cromo (Cr_2O_3), que se forma instantaneamente na presença de oxigênio, responsável pela resistência à corrosão dos aços inoxidáveis [Newman 2001]. Por isto, o cromo é considerado o principal elemento responsável pela resistência à corrosão em ligas de aço, á medida em que a referida camada de óxido é responsável por proteger o aço dos agentes corrosivos e conferir a ele grande resistência à corrosão.

Além do cromo, outros elementos de liga são adicionados aos aços inoxidáveis visando melhorar propriedades mecânicas e características gerais dos mesmos. Dentre estes elementos de liga pode-se citar os principais: molibdênio (Mo), manganês (Mn), silício (Si), níquel (Ni), cobre (Cu), titânio (Ti), nióbio (Nb), enxofre (S), fósforo (P) e alumínio (Al) dentre outros. Quanto às funções de cada um deles pode-se considerar: O níquel é formador de austenita (gamagênico), aumenta a resistência à corrosão e melhora as propriedades de tenacidade e soldabilidade. O molibdênio é formador de ferrita (alfagênico), aumenta a resistência mecânica e melhora as condições de resistência à corrosão. O cobre melhora a resistência à corrosão via úmida redutora. O silício e alumínio são formadores de ferrita e têm a função de melhorar a resistência à oxidação em altas temperaturas. O enxofre e fósforo tem a função de melhorar a usinabilidade. De acordo com o ajuste adequado na composição química e do tratamento térmico aplicado, os aços inoxidáveis podem ser classificados em cinco categorias [Lippold e Kotecki 2005, Silva e Mei 2006]

A classificação mais simples e mais usada dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura, composição química e fatores cristalográficos, os quais estão relacionados com suas propriedades mecânicas e químicas. São divididos em cinco principais grupos com suas próprias características gerais, em termos de propriedades mecânicas [Lippold e Kotecki 2005].

1. Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos (AIF) de classe padrão são ligas com teor de cromo variando de 11,2 - 19%, com pouca ou sem adição de níquel. A aplicação em meios agressivos, o molibdênio é adicionado como elemento de liga para melhorar a resistência à corrosão. Teor baixíssimo dos intersticiais (carbono e nitrogênio)

elimina os precipitados (carbonetos e nitretos) nos contornos de grão melhorando consideravelmente a tenacidade e a soldabilidade [Oyj 2013, Silva e Mei 2006].

2. Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis denominados austeníticos são considerados mais resistentes à corrosão do que os inoxidáveis ferríticos. Ele possuem teor de cromo entre 16 e 30% para garantir a resistência à corrosão, e para estabilizar a estrutura austenítica o níquel fica entre 6 a 26% e a porcentagem de carbono fica entre 0,02 e 0,08%, não magnética e não endurecível por tratamento térmico [Verhoeven 2005].

3. Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços martensíticos representam a menor classe dos aços inoxidáveis, contém um teor de carbono maior em comparação com as outras classes, aumenta a resistência e a dureza. Essa classe contém normalmente, 11 - 18% de cromo. Portanto, os aços denominados “supermartensíticos” têm sido cada vez mais usados, os quais possuem teor carbono menor que 0,1% e teores extrabaixos de elementos residuais. Tendo em conta a sua composição, que intercepta o campo austenítico no diagrama de fases, são endurecidos por tratamento térmico de tempera [Oyj 2013, Silva e Mei 2006].

4. Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex tem uma microestrutura mista de ferrita e austenita, tendo algumas de suas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão superiores aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, respectivamente [Silva e Mei 2006].

5. Aços Inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços endurecíveis por precipitação são ligas de ferro, cromo (12 - 17%), níquel (4 - 8%), molibdênio (0 - 2%), endurecidas por um mecanismo envolvendo a precipitação de compostos intermetálicos à base de adições elementos (alumínio, cobre, titânio, e/ou nióbio) após tratamento térmico. Combinam resistência à corrosão e tenacidade equivalente à dos aços austeníticos, com alta resistência, comparada aquela dos aços inoxidáveis martensíticos [Silva e Mei 2006].

2.1.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química e processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica contendo austenita e ferrita em frações aproximadamente iguais. A composição química típica desses aços possui entre 20 e 30% de cromo e entre 5 e 10% de níquel. Contém quantidades pequenas de carbono, valores abaixo de 0,3% e com adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre [Solomon e Jr 1982].

Durante a solidificação dos AID uma microestrutura completamente ferrítica é formada. A transformação parcial para austenita ocorre durante o resfriamento, com a precipitação da austenita na matriz ferrítica. Durante a laminação a quente e recozimento, a microestrutura conserva-se dentro do campo bifásico do diagrama de fases Fe-Cr-Ni, constituindo-se de lamelas alternadas de ferrita e austenita. Os AID são processados por laminação a quente ou forjamento, posteriormente são laminados a frio seguidos por um recozimento de recristalização, com resfriamento rápido para evitar a precipitação de fases indesejáveis [Charles 1995].

A família de aços inoxidáveis duplex são em geral classicadas em três grupos distintos, com relação à composição química (baixa liga, média liga e alta liga) [Alvarez-Armas e Degallaix-Moreuil 2013]:

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga (23%Cr-4%Ni-0,10% N): devido ao menor teor de elemento de liga, não possuem molibdênio, são materiais mais econômicos e podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 e 316. Um exemplo é o UNS S32304 (SAF 2304).
- Aços inoxidáveis duplex de média liga (22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N): são os AID mais amplamente utilizados e são considerados "padrões". Apresentam maior teor de nitrogênio e com isso, maior resistência à corrosão por pite em ambientes agressivos. Um exemplo é o UNS S32803 (SAF 2205).
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga (25%Cr-6,8%Ni-3,5%Mo-0,27%N com ou sem adição de W ou Cu): comumente são designados como aços inoxidáveis superduplex. São especialmente projetados para ambientes altamente agressivos e elevadas propriedades mecânicas. Um exemplo é o UNS S32750 (SAF2507).

Segundo [Ha et al. 2014, Tan et al. 2009] a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex depende tanto de sua composição química global quanto da resistência à corrosão por pites de cada uma das fases ferrita e austenita, que pode ser avaliada pelo número equivalente de resistência a pites PRE (Pitting Resistance Equivalent), apresentado na Equação 1. O PRE é uma função dos elementos de liga que influenciam a resistência à corrosão e estes são Cr, Mo, W, Mn e N. Entre os elementos, Cr, Mo e W são os estabilizadores de fase α , e Mn e N são os da fase γ . As fases α e γ são enriquecidas com seus estabilizadores, respectivamente, assim, os valores PRE das duas fases tornam-se diferentes. Além disso, a mudança nas frações volumétricas das fases constituintes determina o enriquecimento e/ou a diluição de seus estabilizadores. Isso quer dizer que o aumento da fração volumétrica da fase α , por exemplo, diminui o PRE desta, já que o Cr,

Mo e W diluem-se na fase.

$$PRE = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5(\%W)) + 16(\%N) \quad (1)$$

Os AID podem apresentar distintas composições químicas para aplicações específicas. Com a adição dos elementos de liga cada material pode obter propriedades individuais e alterar a relação Creq /Nieq. A relação entre os equivalentes de Cromo e Níquel (Creq. / Nieq), permite prever a microestrutura da solda a partir de sua composição química. A Tabela 1 demonstra alguns AID com sua respectiva composição química, e entre eles o UNS S32205, objeto de estudo desse projeto.

O UNS S32205 é o aço inoxidável duplex mais amplamente utilizado e conhecido no mercado. Este material supera o desempenho do aço inoxidável austenítico AISI 316L na maioria das aplicações.

Tabela 1 – Composições típicas aços inoxidáveis duplex (% em peso)

Tipo	Liga	ASTM/EN	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Outros	PRE
Baixa liga	2101	S32101/1.4162	21,5	1,5	0,3	0,3	0,22	5Mn	26
	2202	S32202	22	2	0,3	-	0,2		26
	2304	S32304/1.4362	24	4	0,3	-	0,1		27
Padrão	3RE60	/1.4424	19	5	2,7	-	0,1	1,7Si	30
	329	S32900/1.4460	25	5	1,5	-	0,1		32
	2003	S32003	22	3,5	1,5	-	0,16		30
	2205	S31803/1.4462	22	5	3	-	0,17		35
	255	S32550	25	5	3	2	0,15		37
Super	2507	S32750/1.4410	25	7	4	-	0,28		43
	Z100	S32760/1.4501	25	7	3,5	0,7	0,24	0,7W	42
	52N+	S32520/1.4507	25	7	3,5	1	0,25		41
	2906	S32906	29	6	2	-	0,35		41

Fonte: Adaptado de [Alvarez-Armas e Degallaix-Moreuil 2013]

2.2 Precipitação nos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex (AID) devido à grande quantidade de elementos de liga que eles contêm apresentam um comportamento de precipitação complexo. Além da austenita (γ) e da ferrita (δ) uma variedade de fases secundárias pode se formar nos aços inoxidáveis duplex, submetidos a tratamentos térmicos de envelhecimento, serviço a altas temperaturas ou a soldagem, em temperaturas entre 600(°C) e 1000(°C). Dentre elas destacam-se: a fase sigma (σ), nitreto de cromo (Cr_2N), austenita secundária (γ_2), fase Chi (χ), fase R, nitretos π , precipitados ricos em cobre (ε) e carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$. Talvez, o precipitado mais importante desses seja a fase sigma, devido à grande fração volumétrica frequentemente observada na microestrutura e sua influência nas propriedades mecânicas e de corrosão [Lo et al. 2009].

A grande maioria das fases que precipitam nos aços inoxidáveis duplex é rica em cromo e/ou molibdênio. Esta precipitação pode causar diminuição dos teores destes elementos na matriz, e o que é mais sério ainda, a formação à sua volta de regiões altamente empobrecidas nestes elementos. Assim, estas precipitações de fases têm uma grande influência nos processos de corrosão dos aços inoxidáveis duplex [Londoño 1997, Londoño 2001].

A Figura 1 mostra de forma resumida os possíveis precipitados, bem como o efeito de alguns elementos de liga nos seus respectivos campos de estabilidade.

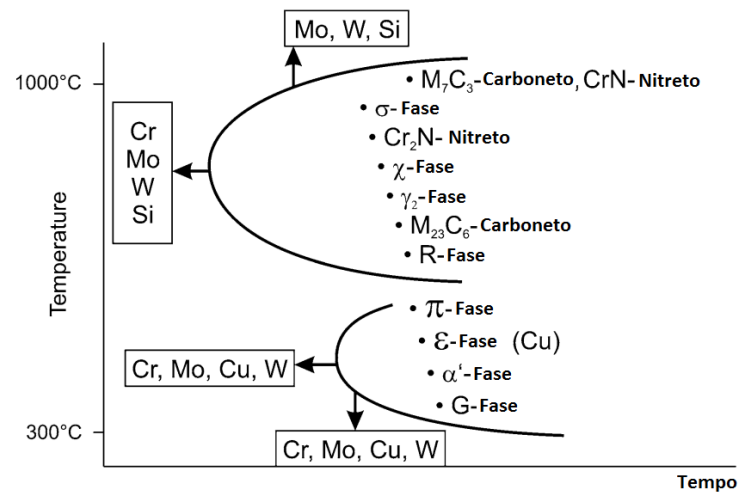


Figura 1 – Diagrama TTT esquemático, mostrando as fases presentes em AID. Fonte: Adaptado de [Knyazeva e Pohl 2013].

Do ponto de vista termodinâmico, essas fases podem precipitar sob condições específicas, tais como:

- Nitretos de Cromo Cr_2N – CrN

O mecanismo de precipitação do nitreto de Cr_2N tem sido amplamente estudado, sendo observado frequentemente nos Super duplex, duplex de classe padrão e Lean duplex [Lo et al. 2009, Maetz et al. 2016]. A formação desta fase ocorre no intervalo de temperaturas entre 700 e 900°C, devido à baixa solubilidade do nitrogênio em ferrita. A precipitação é preferencial nos contornos de grãos ferrita-ferrita, mas também pode ocorrer na interfase ferrita-austenita e no interior da matriz de ferrita, pelo resfriamento rápido desde altas temperaturas de solubilização [Knyazeva e Pohl 2013, Zhang et al. 2017].

Nos aços inoxidáveis duplex, bastonetes de Cr_2N ou plaquetas de CrN precipitam durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorrendo uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo. Se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido

nela. Como consequência, a quantidade de nitreto de cromo precipitado na ferrita é praticamente nula. Por outro lado, se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio favorecendo a precipitação de Cr_2N . Deste modo, a precipitação desta fase provoca empobrecimento de cromo no grão e nos seus contornos, tendo forte efeito na resistência à corrosão [Londoño 1997].

- Austenita secundária γ_2 .

Quando AID sofrem ciclos de aquecimento e resfriamento muito rápido, como os experimentados pela zona de solda e zona termicamente afetada, o equilíbrio de fase ferrita-austenita fica alterado. Desta forma, durante o resfriamento a austenita secundária se forma a partir da ferrita primária (δ), e sua fração volumétrica dependerá do tempo de permanência na região da isoterma de estabilização da mesma [Wang et al. 2006, Muthupandi et al. 2005].

O mecanismo de formação da austenita secundária foi estudado por [Londoño 2001]. O estudo mostrou que a austenita secundária (γ_2) se apresenta de duas formas nos aços inoxidáveis duplex. O primeiro tipo é formado na interface α/γ , denominada (γ_2) intergranular e é consequência do crescimento de partículas de austenitas (γ_1) já existentes, conforme mostrado na Figura 2. O segundo tipo é a chamada (γ_2) intragranular, que tem a forma de finas partículas aciculares. A (γ_2) intragranular acontece na fase ferrítica por meio de um mecanismo de precipitação cooperativa entre austenita secundária e nitreto de cromo, previamente precipitado na ferrita.

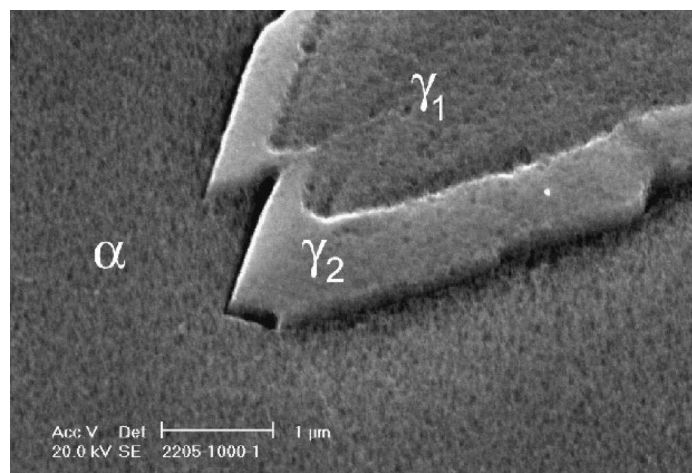


Figura 2 – Diferenciação entre γ_1 e γ_2 no AID UNS S322205. Crescimento de γ_2 a partir de partículas preexistente de γ_1 , após reaquisição a 1000°C durante 1 s; Fonte: Adaptado de [Londoño 2001].

Segundo o mecanismo de precipitação cooperativa proposto por [Londoño 2001], o nitreto de cromo (Cr_2N) nucleia na interface α/γ resultando em um empobreci-

mento de elementos formadores de ferrita (cromo e molibdênio). Com isso, gera-se condições favoráveis para a nucleação e crescimento de γ_2 na interface. Enquanto isso, o crescimento de nitreto de cromo é dependente da movimentação de elementos substitucionais, como cromo e molibdênio. Como consequência, há o isolamento do Cr_2N da sua fonte de elementos formadores, a ferrita e o avanço da interface de γ_2 , o que resulta na preponderância do crescimento da γ_2 sobre o Cr_2N e na posterior dissolução deste. A Figura 3 representa de forma esquemática a precipitação cooperativa entre Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ .

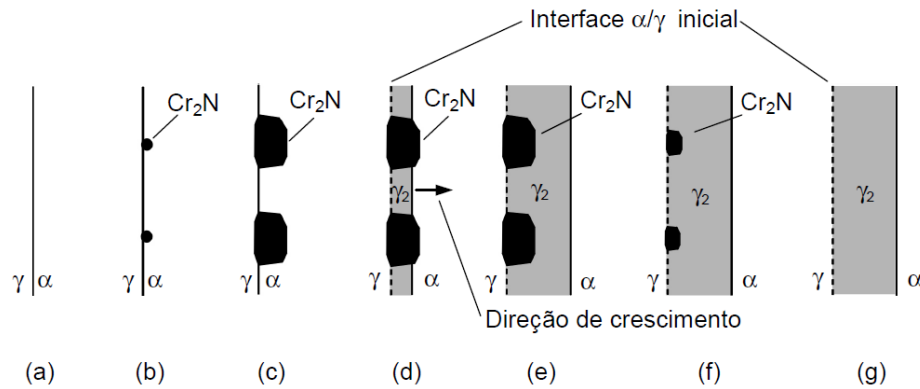


Figura 3 – Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N . Fonte: Adaptado de [Londoño 2001]

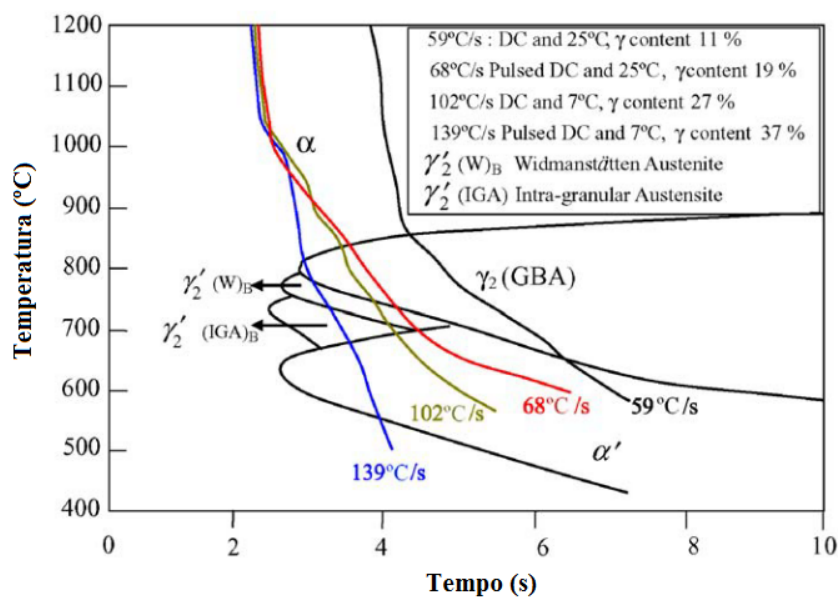


Figura 4 – Ilustração retratando a cinética de transformação de fase e a interação da curva de resfriamento de uma solda de aço inoxidável duplex SAF 2205. Fonte: Adaptado de [Wang et al. 2006].

A morfologia também depende da taxa de resfriamento, como pode ser visto acima na Figura 4 [Wang et al. 2006] em que diferentes morfologias de γ_2 foram obtidas em função da taxa de resfriamento do metal de solda.

- Fase α'

Os aços inoxidáveis duplex estão susceptíveis a fragilização devido à precipitação da fase (α') rica em cromo na ferrita original (α) rica em ferro. A formação da fase (α') pode ocorrer por nucleação e crescimento e por decomposição espinodal [Tucker et al. 2015]; [Chandra et al. 2010].

A precipitação da fase alfa linha (α'), rica em cromo, ocorre entre 400°C e 500°C. Na temperatura de 475°C seu efeito é potencializado e provoca o endurecimento e a fragilização dos aços inoxidáveis duplex [Deng et al. 2009]; [Shi et al. 2014]. Deste modo, a precipitação desta fase provoca a diminuição da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, devido as regiões empobrecidas por cromo ao redor dos precipitados [Park e Kwon 2002]; [Chandra et al. 2010].

- Fase σ

A fase sigma nos aços inoxidáveis duplex (AID) forma-se no intervalo de temperaturas entre 600°C a 1000°C. Basicamente é um composto intermetálico (Fe-Cr-Mo) rico em cromo muito duro e frágil, não magnético e de estrutura tetragonal [Yang et al. 2015, Llorca-Isern et al. 2016].

Esta fase forma-se pela decomposição eutetóide da ferrita em σ mais austenita, precipita preferencialmente ao longo das interfaces ferrita/austenita e/ou nos contornos de grãos ferrita/ferrita e em seguida cresce para interior do grão de ferrita [Escriba et al. 2009, Sieurin e Sandström 2007]. Os elementos que estabilizam a ferrita promovem a sua formação, como por exemplo o cromo, o molibdênio e o silício [Michalska e Sozańska 2006].

A presença dessa fase aumenta a dureza, diminui a tenacidade, alongamento e a resistência à corrosão [Llorca-Isern et al. 2016].

- Fase χ

A formação da fase χ ocorre no intervalo de temperaturas entre 600°C a 1000°C [Yang et al. 2015]. Tanto a fase chi como a fase sigma são compostos intermetálicos que comumente se formam em aços inoxidáveis após o envelhecimento térmico e após o envelhecimento prolongado a fase chi se transforma na fase sigma. Por ser uma fase enriquecida em molibdênio comparado com a fase sigma e, portanto, a adição de maiores teores de molibdênio tende a estimular sua precipitação [Lo et al. 2009].

A fase χ pode ocorrer em aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e duplex e sua precipitação também está associada a efeitos negativos sobre propriedades corrosivas e mecânicas [Escriba et al. 2009].

Estudos recentes demonstraram que uma pequena quantidade da fase de chi no aço duplex UNS S32205 é suficiente para diminuir significativamente a resistência ao impacto, bem antes que ocorra a precipitação da fase sigma [Lo et al. 2009].

- Fase R

É uma fase intermetálica, rica em molibdênio, precipita em pequenas quantidades no intervalo de temperaturas entre 550°C e 700°C. Pode ser encontrada intra e intergranular na ferrita dos AID, podendo ocasionar uma perda rápida e grave da tenacidade [Gunn 1997, Lo et al. 2009].

- Fase π

A fase π é um nitreto, encontrada após tratamento térmico isotérmico a 600°C por várias horas, precipitando em sítios intragranulares nos duplex. Rica em Cr e Mo (35%Cr, 35%Mo), com influência mais evidente na resistência à corrosão por pites. [Gunn 1997]

- Carbonetos de Cromo $M_7C_3 - M_{23}C_6$

Nos aços inoxidáveis a presença de carbono com teor superior a 0,05% é indesejável por favorecer à formação diferentes tipos de carbonetos de cromo. Entre os diversos precipitados, o carboneto $M_{23}C_6$, é o mais estudado, em razão da sua ocorrência frequente nos aços inoxidáveis [Knyazeva e Pohl 2013, Lo et al. 2009].

A precipitação de carboneto de cromo do tipo $M_{23}C_6$ ocorre no intervalo temperatura entre 850 e 1050°C e apresenta estrutura CFC [Knyazeva e Pohl 2013]. A precipitação torna o aço então susceptível à corrosão intergranular.

Esses carbonetos se formam preferencialmente nos contornos de grão e causam diminuição na quantidade de cromo nas regiões adjacentes ou até mesmo na própria matriz [Knyazeva e Pohl 2013].

As características das fases observadas nos AI estão sintetizada na Tabela 2.

Tabela 2 – Detalhes de algumas das várias fases e precipitados de aços inoxidáveis (AI).

Fase	Formula química	Estrutura	Temperatura formação (°C)	Grupo espacial	Parâmetro de rede (nm)
α		ccc		Im3m	0,286-0,288
α'_{Cr}		ccc	300-525	Im3m	0,286-0,288
γ		cfc		Fm3m	0,358-0,362
σ	Fe-Cr-Mo	Tetragonal	600-1000	P4 ₂ /mm	a = 0,879 c = 0,454
χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	ccc	700-900	I43m	0,892
R	Fe-Cr-Mo	Tigonal	550-600	R3	a = 1,0903 c = 1,934
π	$Fe_7Mo_{13}N_4$	Cúbico	550-600	P4 ₁ 32	0,647
τ		Ortorrômbico	550-650	Fmmm	a = 0,405 b = 0,484 c = 0,286
G	$Ti_6Ni_{12}Si_{10}$	cfc	<500		1,14
Cr_2N	Cr_2N		700-900	P31m	a = 0,4795 c = 0,4469
CrN	CrN	Cúbico		Fm3m	0,413-0,447
$M_{23}C_6$		cfc	600-950	Fm3m	1,056-1,056

Fonte: Adaptado de [Lo et al. 2009]

2.3 Fluxo de calor durante a soldagem

Na maioria dos processos de soldagem por fusão, é necessário aplicação de uma fonte concentrada de calor e de alta intensidade, levando à fusão localizada do material, podendo-se adicionar material de preenchimento. Entretanto, o calor gerado por esta fonte durante a soldagem afeta as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais que estão sendo unidos e, portanto, a microestrutura e as propriedades resultantes do metal de solda. Assim é fundamental conhecer os efeitos do fluxo de calor no processo de soldagem.

2.3.1 Ciclos térmicos: curvas temperatura-tempo

O ciclo térmico representa o lugar geométrico dos pontos que relaciona variação da temperatura em função do tempo, para um dado ponto a uma distância fixa a partir do centro do cordão. A Figura 5 mostra a curva de temperatura (T) em função do tempo t em um determinado ponto (A) próximo a solda. Da figura pode-se obter informações acerca do tempo crítico de permanência t_s em que o ponto está submetido a uma determinada temperatura crítica (T_s), o tempo de resfriamento t_r e a velocidade de resfriamento (V_r) que é obtida após ser atingida a temperatura máxima (Tm) e representa a taxa de diminuição da temperatura com relação ao tempo. Assim, é importante conhecer o ciclo térmico a qual os materiais são submetidos, uma vez que esse ciclo influenciará diretamente na

microestrutura do material, possibilitando a interpretação ou a previsão das transformações metalúrgicas e os fenômenos mecânicos que ocorrem na solda durante o aquecimento e o resfriamento.

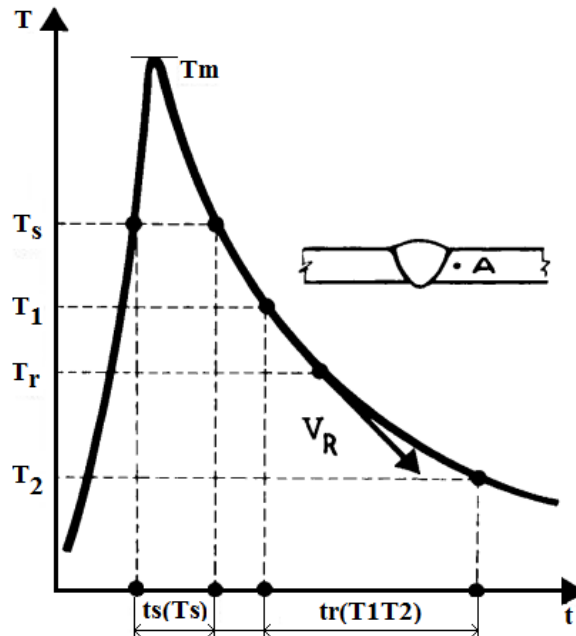


Figura 5 – Ciclo térmico de soldagem experimentado por um ponto (A) perto da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].

Os ciclos térmicos de pontos situados em distâncias sucessivas do centro de cordão, tem uma distribuição como se mostra na Figura 6.

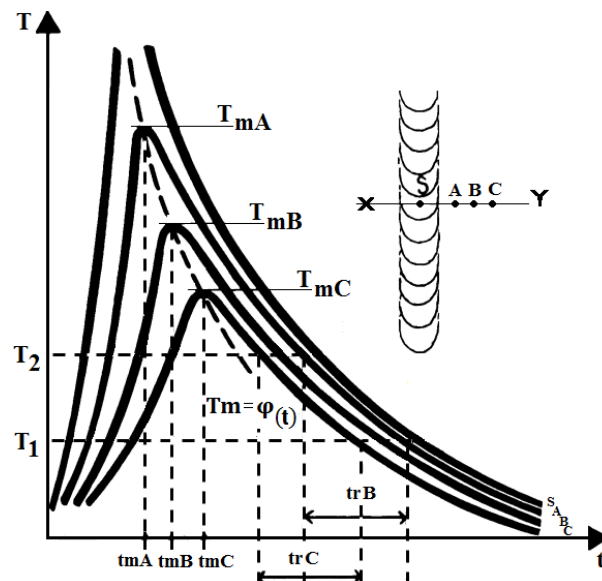


Figura 6 – Ciclos térmicos de soldagem experimentados por diferentes pontos desde o centro da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].

Cada um dos pontos é submetido a um ciclo térmico particular que depende, entre

outros fatores, da sua localização em relação à fonte de energia. O ciclo “S” é de uma região mais próxima do cordão de solda e o “C” da mais afastada, quanto maior a distância ao centro do cordão de solda menor a temperatura de pico no ciclo térmico.

Um outro aspecto importante são as temperaturas máximas (T_m) atingidas em cada ponto, em função da distância deste ponto ao centro do cordão de solda. Esta função é a repartição térmica, representada esquematicamente na Figura 7. Ela permite determinar a extensão da zona afetada pelo calor, onde ocorrem os fenômenos metalúrgicos que afetam o desempenho da junta soldada.

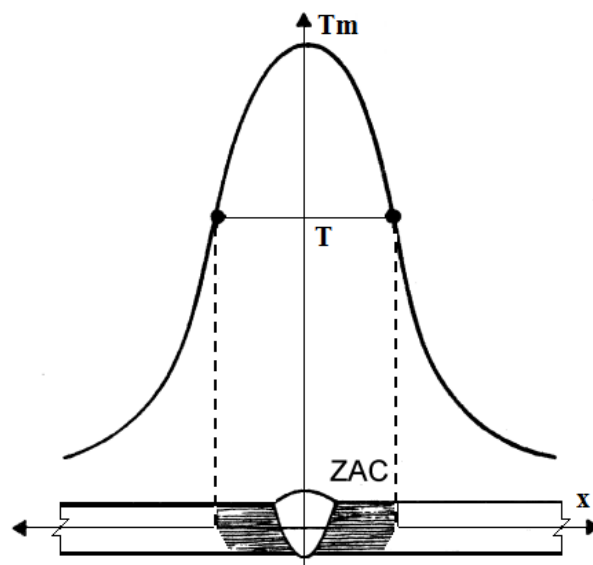


Figura 7 – Distribuição da temperatura em função da distância ao centro da solda. Fonte: Adaptado de [Granjon 1991].

2.4 Influência da temperatura de pré-aquecimento

Os metais em sua maioria são bons condutores de calor. Consequentemente o calor na região de soldagem é rapidamente escoado por toda a massa envolvida no processo, acarretando em resfriamento relativamente rápido. O pré-aquecimento da junta a ser soldada é uma maneira de reduzir a taxa de resfriamento do metal, desde que este não atinja os níveis de temperatura em que a precipitação de fases deletérias aconteça.

A temperatura de pré-aquecimento é a mínima temperatura que deverá ser alcançada em toda a peça ou somente a região a ser soldada, antes da operação de soldagem. A utilização do pré-aquecimento proporciona diminuição na velocidade de resfriamento e nos gradientes térmicos, através do aumento da temperatura do material adjacente à região da solda. Isto é muito importante pois a seleção de uma determinada temperatura de pré-aquecimento permite certo controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, consequentemente, sobre a sua microestrutura e propriedades. A velocidade de resfriamento é muito importante na determinação da microestrutura da solda de ligas que

sofrem transformação microestrutural no estado sólido, particularmente os aços [Modenesi et al. 2012].

A Figura 8 mostra como um aumento da temperatura de pré-aquecimento afeta a velocidade de resfriamento das soldas.

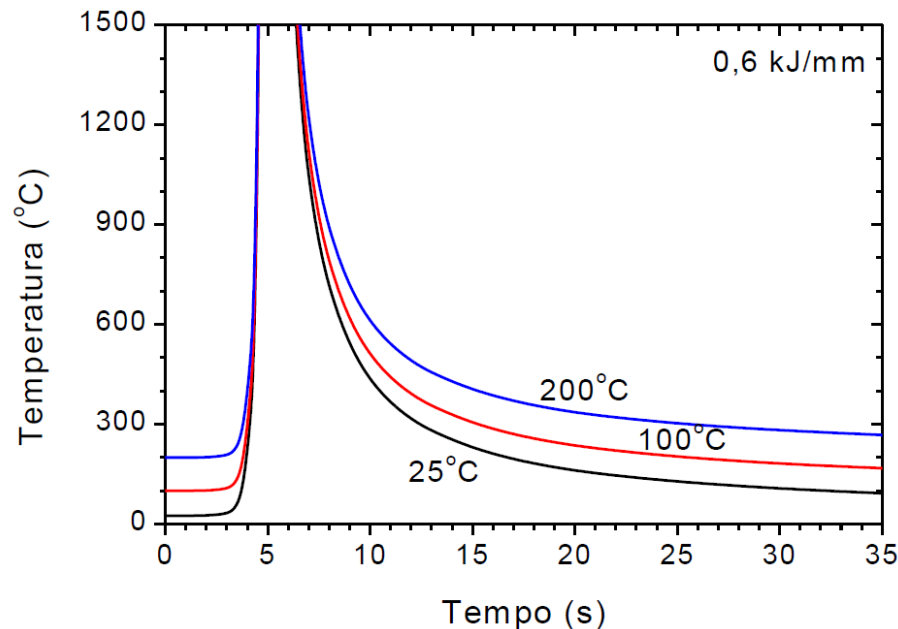


Figura 8 – Ciclos térmicos para os cordões de solda executados à temperatura ambiente (25°C), com pré-aquecimento de 100°C e pré-aquecimento 200°C .Fonte: Adaptado de [Modenesi et al. 2012].

2.5 Soldagem Dos Aços Inoxidáveis Duplex

Nos aços inoxidáveis duplex a soldagem é uma operação que exige grandes cuidados, pois esta família de aços inoxidáveis são totalmente ferríticos ao final da solidificação. A transformação da ferrita em austenita ocorre apenas no estado sólido, e depende da composição química do aço e da velocidade de resfriamento. Deste modo, uma velocidade de resfriamento muito rápida pode suprimir a transformação da ferrita para austenita, conduzindo a uma microestrutura com maior proporção de ferrita e rica em nitretos de cromo (Cr_2N). Por outro lado, um resfriamento muito lento pode provocar principalmente, a formação da fase intermetálica σ a partir da fase ferrita (δ) [Souza et al. 2011].

Os aços inoxidáveis duplex têm sido desenvolvidos para terem uma excelente soldabilidade. Quase todos os processos de soldagem a arco convencionais podem ser aplicados para este material. A aplicação de processos com fonte de calor de alta densidade é limitada devido ao impedimento de formação da austenita, consequência das velocidades de resfriamento da junta. Para facilitar a formação de austenita na zona fundida utilizam-se metais de adição com teor de níquel entre 2,5 e 3,5%. Com essa adição e controlando

a diluição, os teores de ferrita se mantêm em 50%. Nos processos que utilizam gás de proteção o argônio puro ou o argônio com adição de nitrogênio (1 a 10%) podem ser utilizados. A adição de N_2 ao gás visa aumentar o teor de nitrogênio na ZF e manter o seu teor original na ZTA, além de estabilizar o arco elétrico devido ao seu potencial de ionização [Londoño 2001].

A definição do aporte térmico deve ser realizada de maneira a obter proporções de fase 1:1 e evitar a precipitação de fases σ e χ . Dessa forma, é empregado aporte térmico dentro da faixa de 0,5 a 1,5 kJ/mm para os AID.

2.6 Soldagem GTAW

O processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), ou também denominado de TIG (Tungsten Inert Gas), é o processo que consiste na união de peças metálicas por meio do aquecimento e fusão através de um arco elétrico que usa um eletrodo não consumível de tungstênio para produzir a solda. Dependendo da aplicação da solda, faz-se o acréscimo ou não de um metal de adição. Soldagem GTAW é aplicada normalmente manualmente ou de forma mecanizada e é considerada como um dos processos de soldagem a arco que permite melhor controle das condições operacionais. A Figura 9 ilustra o esquema do processo GTAW. O arco elétrico, o eletrodo e a área em volta da poça de fusão da solda são protegidos contra a contaminação do meio através de uma camada de gás inerte ou uma mistura de gases inertes do gás proteção.

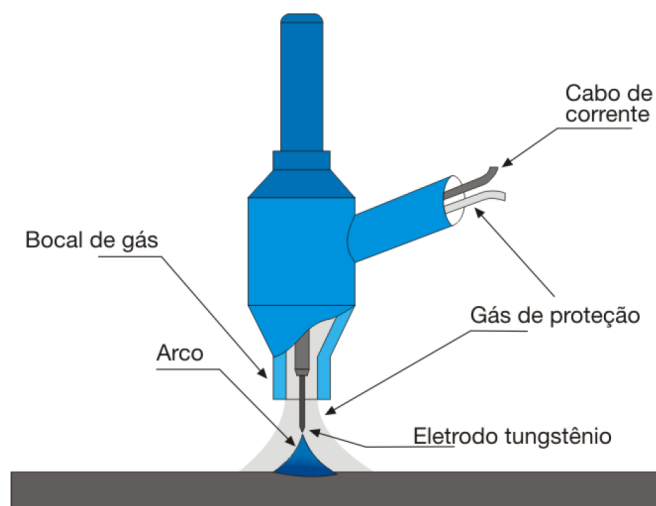


Figura 9 – Diagrama esquemático do processo soldagem GTAW. Fonte: Adaptado de [Cunha et al. 2008].

De maneira geral, o processo GTAW produz soldas de alta qualidade em quase todos os metais e excelente acabamento, particularmente em materiais de pequena espessura

(inferior a 2mm), mantendo uma fonte de calor concentrada. Algumas das limitações desse processo estão relacionados com a baixa produtividade e baixa penetração alcançada pelo cordão de solda, o que limita a espessura das juntas a serem soldadas, principalmente quando se deseja que sejam executados em um único passe.

2.6.1 Processo de soldagem GTAW pulsado

A Soldagem a arco com corrente contínua pulsada com proteção gasosa e eletrodo de tungstênio (PCGTAW), é uma variação da Soldagem a arco com corrente contínua com proteção gasosa e eletrodo de tungstênio (CCGTAW). Nesta variante do processo GTAW, as variáveis de regulagem consistem na amplitude e na duração da corrente durante os intervalos de alta energia (pulso) e de baixa energia (base), mostrado na Figura 10, além da velocidade de soldagem. Envolve a variação repetitiva da corrente do arco entre um valor mínimo (corrente de base, I_b) e um valor máximo (corrente de pulso, I_p) em uma frequência regular selecionada. Conceitualmente, durante os intervalos de pulso, o nível alto de energia é regulado para produzir uma penetração adequada da solda, enquanto nos intervalos de base, a energia é mantida em níveis baixos o suficiente para garantir que não ocorra a extinção do arco [Yousefieh et al. 2011].

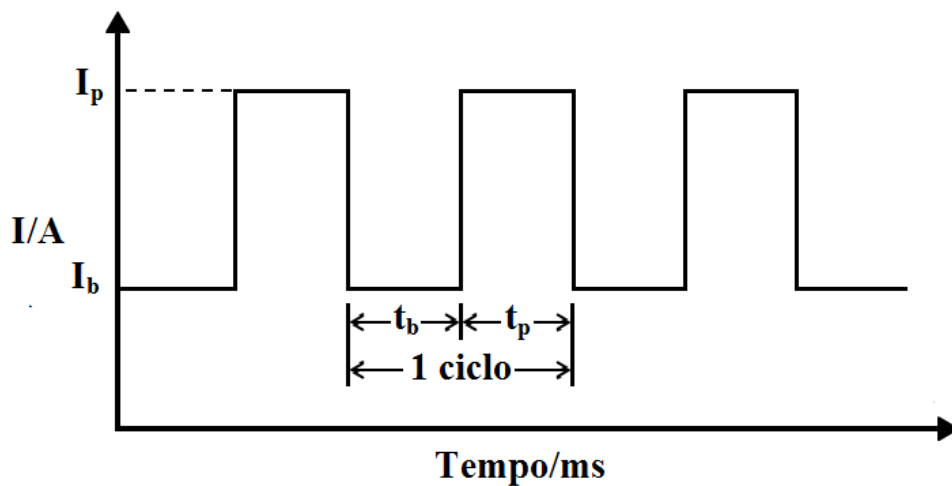


Figura 10 – Forma de onda da corrente no processo GTAW pulsado
 I_p = corrente de pico (A), t_p = tempo na corrente de pico (s), I_b = corrente de base (A), t_b = tempo na corrente de base (s). Fonte: Adaptado de [Yang et al. 2011]

A energia do arco permite ser usada de forma eficiente para fundir localmente o metal de base com dimensões controladas em um curto intervalo de tempo, produzindo a solda em uma série de pontos sobrepostos e limita o desperdício de calor por condução para o metal de base adjacente a solda, como acontece na soldagem com corrente constante. Em contraste com a corrente de soldagem constante, o fato de que a energia térmica necessária para fundir o metal base é fornecida somente durante o pico de pulsos de corrente por

breves intervalos de tempo permite que o calor se dissipe para o material de base levando a uma estreita ZTA [Yousefieh et al. 2011].

O processo GTAW pulsado tem inúmeras vantagens sobre o processo GTAW convencional. Os efeitos benéficos mais frequentemente relatados na literatura são (1) calor de entrada total na soldagem é diminuída, (2) a largura da zona afetada pelo calor é reduzida e (3) a relação profundidade / largura do cordão de solda é reduzida, aumentado pela alta frequência [Yousefieh et al. 2011]. Além disso, pode-se destacar: ser feita em todas as posições com respingos reduzidos, capacidade de soldar metais finos e grossos, distorção mínima nas peças, emissão de gases mais baixa, forma de onda de arco afinada e economia de energia [Wang et al. 2006].

2.6.2 Energia de soldagem

A energia de soldagem é dada usualmente em kJ/cm ou kJ/mm, e representa a quantidade de energia térmica imposta pelo processo de soldagem. Ela está intimamente atrelada ao fluxo de calor gerado durante a soldagem e pode afetar as transformações de fase durante o processo de soldagem e assim as propriedades da solda.

Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem é um parâmetro de elevada importância, pois exerce uma forte influência na microestrutura da ZF e da ZTA. Altos níveis de energia tendem a produzir uma velocidade de resfriamento menor na junta. Em consequência, a precipitação de austenita se torna favorecida, equilibrando a microestrutura. Por outro lado, pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas indesejadas e produzir depósitos de solda de granulação grossa, dependendo da temperatura máxima atingida. Uma energia de soldagem baixa ocasiona uma velocidade de resfriamento elevada, inibindo, desta forma a transformação de ferrita em austenita e, conseqüentemente, uma fração elevada de ferrita poderá ser formada. Em ambos os casos ocorre uma severa diminuição na tenacidade e na resistência à corrosão do material. Assim, é desejável controlar as condições de soldagem de modo que o resfriamento seja lento o suficiente para a formação adequada de austenita, mas rápido o suficiente para evitar a precipitação deletéria.

2.7 Corrosão dos aços inoxidáveis duplex

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis está relacionada com a formação do filme passivo de óxido de cromo (Cr_2O_3), medindo em torno de 2 a 4 nm de espessura, invisível, contínuo, impermeável e aderente, que protege a superfície do aço do ataque corrosivo do meio. De maneira geral, a susceptibilidade à corrosão depende da estabilidade do filme passivo que é influenciado pelo teor mínimo de cromo (aproximadamente 11%), e a oferta de oxigênio presente na superfície do mesmo. Este filme tem ainda a capacidade de ser reconstruído pela oxidação do metal de base quando danificado, ou seja, tem

propriedades de autocura. Há, no entanto, ambientes em que a quebra permanente da camada passiva pode ocorrer tanto de maneira uniforme ou localmente, causando corrosão da superfície desprotegida [Ciofu et al.]

A resistência à corrosão localizada, a qual nos AID é superior a dos aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, é função da resistência à corrosão localizada das fases que a compõem (δ e γ), sendo que há influência tanto da razão δ/γ do aço como da composição química de cada uma das fases.

Os aços inoxidáveis duplex são susceptíveis a corrosão por pites, similar aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. A nucleação dos pites ocorre em locais preferenciais como as interfaces α/γ . Nestes locais, podem estar presentes sulfetos ou ocorrer a precipitação de fases que produzem regiões empobrecidas em cromo. A presença de sulfetos pode ser controlada pelo processo de fusão e refino do aço. Já a precipitação de fases dependerá da história térmica do material durante o seu processamento ou durante a fabricação de equipamentos.

2.7.1 Reativação Potenciocinética Eletroquímica (EPR)

O teste de EPR pode ser aplicado em diversos materiais, tais como aços inoxidáveis (austeníticos, ferríticos, martensíticos e duplex), aços à base de níquel, aços inoxidáveis de alta liga e aços ao carbono de baixa liga [Číhal et al. 2007].

As técnicas de reativação potenciodinâmica são rápidas, não destrutivas e com elevada sensibilidade, podendo ser utilizadas com boa confiabilidade em condições de baixos graus de sensibilização [Iacoviello et al. 2017]. Os testes de EPR podem ser utilizados, para a determinação da susceptibilidade dos aços inoxidáveis e ligas à corrosão intergranular e a corrosão sob tensão. Também podem auxiliar os estudos de precipitação nos contornos de grãos e outras alterações locais da estrutura e composição da liga. Pelo teste EPR, a amostra (eletrodo de trabalho) é testado em soluções ácidas, na maioria das vezes constituídas por uma mistura de ácido sulfúrico (0,01 - 5 MH_2SO_4) e tiocianato de potássio (0,001 - 0,1M KSCN) [Číhal et al. 2007].

As técnicas de reativação foram desenvolvidas e/ou adaptadas para a determinação da susceptibilidade dos aços inoxidáveis à corrosão intergranular, distinguindo-se entre outras as seguintes técnicas:

- SL-EPR: “*Single-loop electrochemical potentiodynamic reactivation.*” (Reativação potenciodinâmica eletroquímica de ciclo simples);
- DL-EPR: “*Double-loop electrochemical potentiodynamic reactivation.*” (Reativação potenciodinâmica eletroquímica de ciclo duplo).

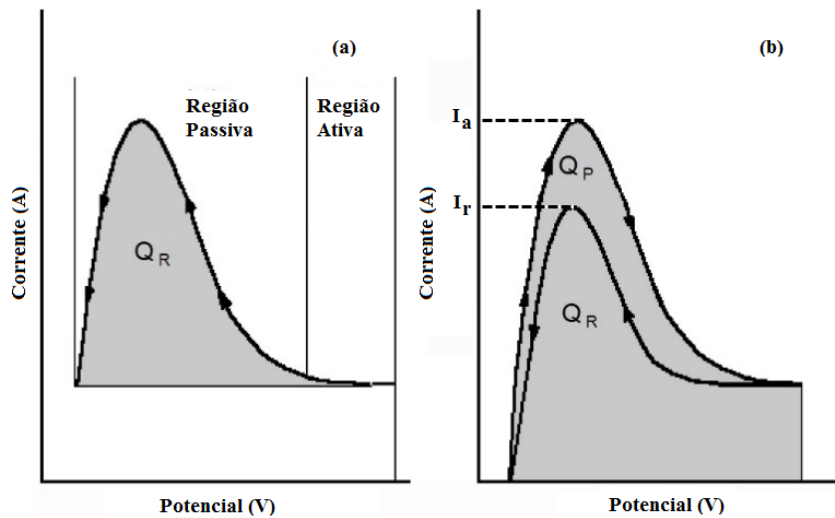


Figura 11 – (a) Ciclo simples (SL-EPR); (b) Duplo ciclo (DL-EPR).
 I_p - corrente de ativação, I_r - corrente de reativação, Q_p - carga de ativação, Q_r - carga de reativação. Fonte: Adaptado de [Iacoviello et al. 2017].

A Figura 11 é uma representação das curvas esquemáticas do ensaio de reativação potenciocinética da relação Potencial $\times$ Corrente para um sistema de corrosão. A curva de polarização, por um lado, avalia o comportamento em corrosão dos aços inoxidáveis e porem, por outro lado, não fornecem uma metodologia geral para abordar os pontos controversos à formação de fases deletérias nos mesmos. Deste modo, é fundamental para cada ensaio em específico a escolha adequadas dos parâmetros (eletrólito, temperatura e taxa de varredura) [Deng et al. 2009].

2.7.1.1 SL-EPR

O ensaio de ciclo simples está padronizado pela norma ASTM G 108. Consiste no levantamento de uma curva de polarização, por meio da técnica potenciodinâmica numa solução ácida, a partir de uma região, passando por uma região ativa onde se tem o aumento da densidade de corrente até um valor máximo e, conseqüentemente, sua queda até o valor nulo no qual se tem o potencial de corrosão. A solução utilizada neste ensaio é uma mistura de 0,5M H_2SO_4 + 0,01 MKSCN a uma temperatura aproximada de 30°C com potencial inicial de +200mv(ECS), no qual a amostra é mantida por 2 min para assegurar a sua total repassivação. A taxa de varredura é de 6V/h [Wolynech 2003].

2.7.1.2 DL-EPR

Desde que o mecanismo de depleção de cromo foi primeiramente sugerido por [Devine 1990] para explicar a sensibilização de aços inoxidáveis austenítico, vários outros modelos foram propostos. Estes, no entanto, tiveram pouco suporte experimental e quase todos foram rejeitados [Gellings e Jongh 1967, Bäümel et al. 1964]. Evidentemente tal teoria é

facilmente estendida para os aços inoxidáveis duplex, onde outras fases deletérias podem causar o empobrecimento em cromo tanto nos contornos de grão quanto no interior da matriz.

O ensaio DL - EPR é um ensaio não-destrutivo, desenvolvido originalmente para se determinar o grau de sensitização de aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 304 e 304L. O ensaio consiste em polarizar anodicamente, a partir do potencial de corrosão, a amostra até um potencial em que a mesma fique passivada. Depois de atingido este potencial a direção de varrimento é invertida, até que o potencial de corrosão seja atingido novamente, com uma taxa de varredura constante. O resultado são duas curvas conforme ilustrado na Figura 11 (b). Se o material estiver sensitizado, dois picos de densidade de corrente anódica podem ser obtidos: um de ativação, I_a , e outro de reativação, I_r . A determinação do grau de sensitização (GDS) é feita pela razão entre os dois máximos de corrente (I_r/I_a) ou entre a carga de reativação e a carga de ativação (Q_r/Q_a).

As limitações do método SL-EPR (necessidade de polimento do corpo-de-prova até $1\ \mu\text{m}$, medição do tamanho de grão, inclusões metálicas e os pites formados na superfície do corpo-de-prova que aumentam o grau de sensitização) são atenuados pelo método DL-EPR, que é insensível a estas variáveis, uma vez que a etapa de ativação provoca a limpeza da superfície. Além disso, com relação ao tempo demandado à realização do experimento, já na preparação das amostras tem-se um ganho de tempo considerável, pois, nesse caso, as amostras não precisam de um polimento muito fino, podendo a superfície, ter um acabamento em até $150\ \mu\text{m}$. O método DL-EPR também apresenta melhor reprodutibilidade que o SL-EPR e é mais sensível na determinação de baixos graus de sensitização, apresentando boa correlação com estruturas “mistas” e “degraus”, obtidas após ataque com ácido oxálico (Prática A) para o caso dos aços austeníticos [Majidi e Streicher 1984].

3 Materiais e Métodos

A metodologia experimental adotada neste trabalho teve por finalidade o estudo da evolução da resistência à corrosão de diferentes regiões do cordão de solda de AID em soldagem com pré-aquecimento. As alterações microestruturais, provenientes da soldagem com diferentes temperaturas de pré-aquecimento, foram avaliadas de modo qualitativo ou quantitativo, bem como o balanço entre as fases ferrita e austenita.

3.1 Materiais

O material utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável duplex (AID) SAF2205, cuja designação é UNS S32205. Este material foi recebido em forma de fita com dimensões de 72 mm de largura por 1,8 mm de espessura. No processo de fabricação, este aço foi laminado a quente com posterior tratamento térmico, seguido de resfriamento a ar. A Tabela 3 apresenta a composição química e o respectivo valor do número equivalente de resistência ao pite.

Deste material foram cortadas amostras em dimensões aproximadamente de 72 mm x 72 mm x 1,8 mm.

Tabela 3 – Composição química do material utilizado (% em massa), segundo os dados do fabricante.

Des. UNS S32205	
Elemento químico	Quantidade (%)
% C	0,014
% Mn	1,86
% Si	0,290
% P	0,028
% S	0,001
% Cr	22,51
% Ni	5,56
% Mo	3,023
PPM	1528
% Ti	0,0013
% Cu	0,2151
% Co	0,085
PRE	34,933

Fonte: Certificado da Fabricante.

3.2 Metodologia

O fluxograma ilustrado na Figura 12 apresenta as etapas da metodologia adotada para realização do trabalho.

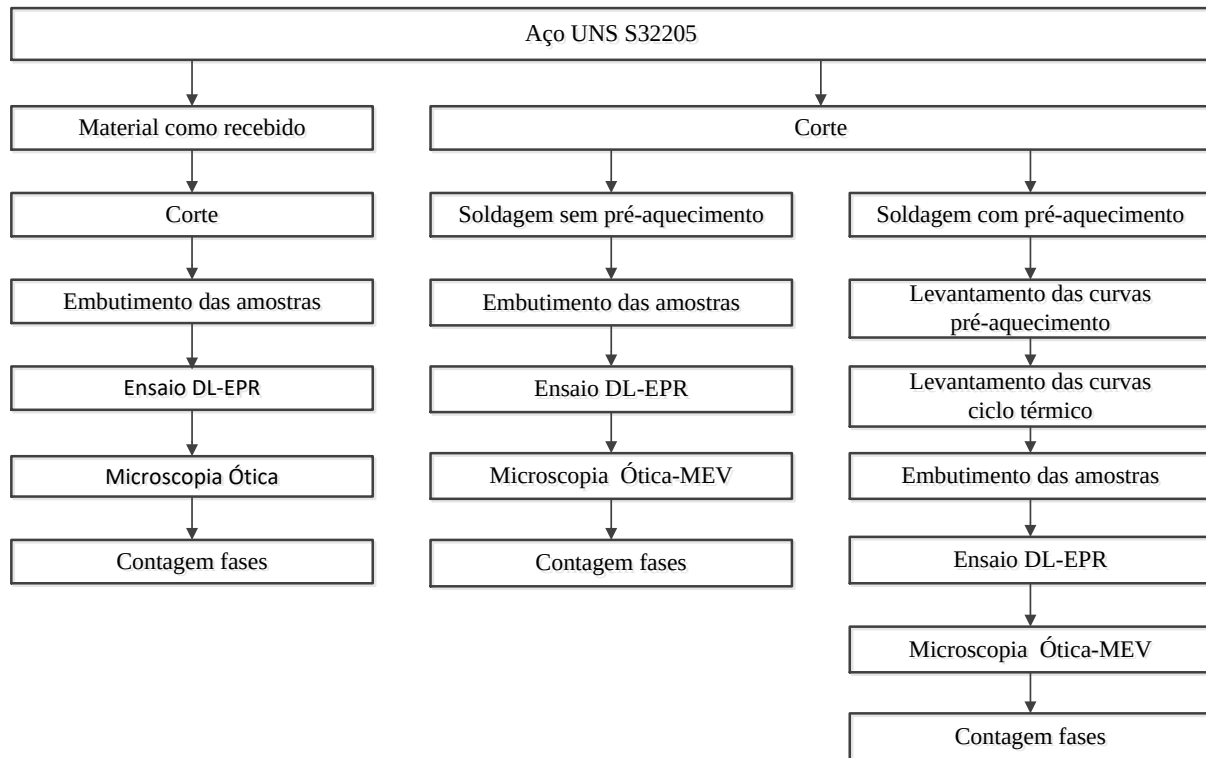


Figura 12 – Fluxograma da metodologia utilizada neste trabalho.

3.2.1 Métodos Experimentais

3.2.1.1 Processo de soldagem GTAW

Chapas com dimensões 72 mm x 72 mm x 1,8 mm, foram submetidas na direção transversal à direção de laminação ao processo de soldagem GTAW autógena, com corrente contínua pulsada com polaridade direta e nem união entre chapas. Durante a execução da solda, nenhum dos parâmetros de soldagem foi mudado. Foi utilizado um eletrodo tipo puro de 2 mm de diâmetro e ângulo de apontamento de 60°. A tocha de soldagem foi posicionada com um ângulo de 90° em relação a linha do cordão de solda. Com o intuito de se obter um cordão mais limpo a proteção de soldagem foi feita com Argônio.

Na produção das amostras foram utilizadas duas fontes de soldagem da marca ICM, modelo DigiPlus A7, onde uma foi usada para pré-aquecer a chapa, sendo configurado um circuito auxiliar. Deste modo, uma fonte de soldagem em paralelo com a chapa de aço é acionada até que a temperatura desejada seja atingida em seguida ao desligamento da mesma se inicia o processo de soldagem utilizando-se uma segunda fonte. Quanto à fixação

da chapa e para configurá-la como uma resistência elétrica no circuito auxiliar foi utilizado o dispositivo, como mostrado na Figura 13, onde os bornes provenientes das fontes são instalados.

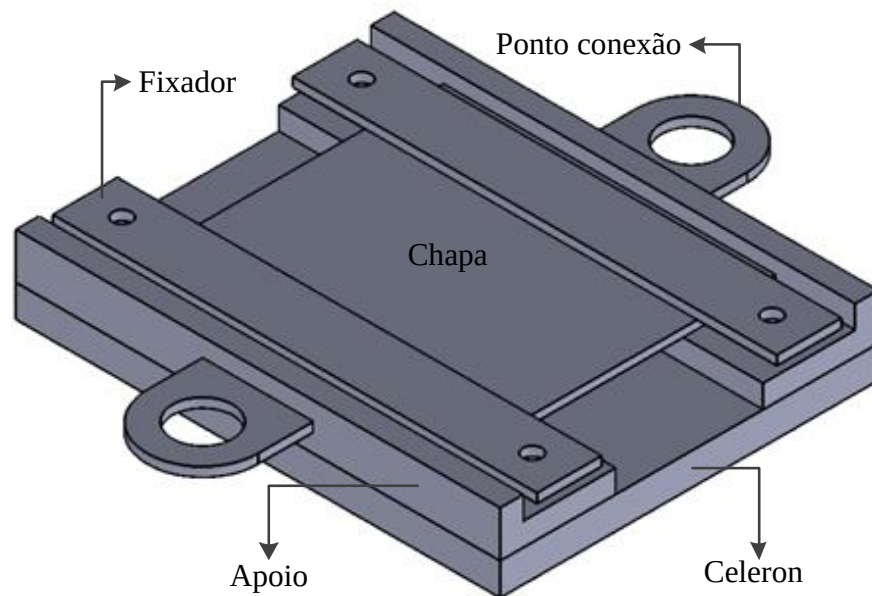


Figura 13 – Dispositivo para o pré-aquecimento das amostras. Fonte: Adaptado de [Coelho 2018]

Todas as soldas foram feitas de forma automatizada, com a velocidade de soldagem, o movimento da tocha e a tensão do arco controlados através da mesa de coordenadas da SPS, modelo MCS 2000, como mostrado na Figura 14.

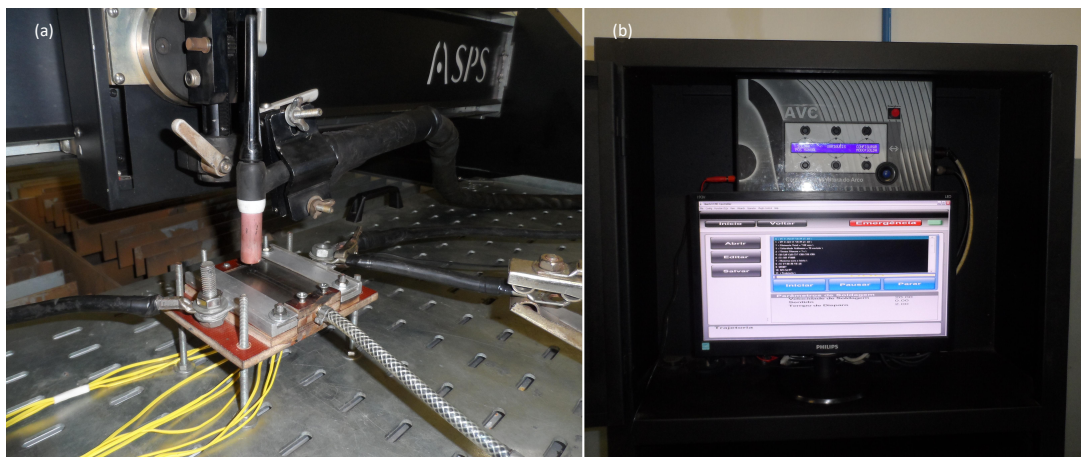


Figura 14 – (a) Arranjo experimental usado na soldagem das chapas e medir a temperatura durante a soldagem. (b) AVC (Controlador de Abertura do Arco).

O cálculo da corrente média (I_m) e da energia de soldagem (H) foi estimado a partir das Equações 2 e 3 [Yousefieh et al. 2011], respectivamente.

$$I_m = \frac{(I_p \times t_p + I_b \times t_b)}{(t_p + t_b)} \quad (2)$$

Onde:

I_p = corrente de pico (A)

t_p = tempo na corrente de pico (s)

I_b = corrente de base (A)

t_b = tempo na corrente de base (s)

$$H = \frac{60 \times V \times (I_m)}{v} \quad (3)$$

Onde:

- v = velocidade de soldagem (cm/min).
- V = tensão média da soldagem (V).
- H = energia de soldagem (J/mm).

Os parâmetros de soldagem utilizados são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem utilizados.

Parâmetros de soldagem	
Processo	GTAW
Tensão	11 V
Velocidade de soldagem	50 cm/min
Tipo corrente	Pulsado
Intensidade corrente	80 A I_b - 150 A I_p
Energia de soldagem	1,5 kJ/cm
Vazão do gás proteção	10 L/min

Fonte: Elaborado pelo autor.

Foram realizadas três soldas para cada condição, totalizando 27 chapas soldadas. A fim de realizar posteriores comparações, foi estabelecida dois níveis de pré-aquecimento, tomando como referência o trabalho de [SANTOS ,2016]. Na tabela 5 são apresentados as descrições das condições experimentais.

Tabela 5 – Identificação e descrição das condições experimentais.

Amostras	Tipo de corrente	TP	Gás proteção
TaAr	Pulsada	25 °C	Ar puro
Tp200Ar	Pulsada	200 °C	Ar puro
Tp300Ar	Pulsada	300 °C	Ar puro
TaN2	Pulsada	25 °C	Ar98% + 2%N ₂
Tp200N2	Pulsada	200 °C	Ar98% + 2%N ₂
Tp300N2	Pulsada	300 °C	Ar98% + 2%N ₂
TaN10	Pulsada	25 °C	Ar90% + 10%N ₂
Tp200N10	Pulsada	200 °C	Ar90% + 10%N ₂
Tp300N10	Pulsada	300 °C	Ar90% + 10%N ₂

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2.1.1.1 Medição de temperaturas em condições de soldagem

Tomando como referência o trabalho de [SANTOS ,2016], onde o aquecimento das chapas foi feito pelo método indireto, no qual utilizou-se de um sistema de aquecimento através de efeito indutivo. Esse procedimento induz um aquecimento localizado intenso. Para os ensaios foram estabelecidas as temperaturas de pré-aquecimento 200°C e 300°C, verificou-se a eficiência do procedimento de aquecimento. Com base nos dados apresentados em sua Dissertação, o tempo médio demandado para o aquecimento foi superior a 12 minutos, mostrado na Figura 15. Especificamente, para o nível de temperatura estabelecido para o pré-aquecimento, os tempos demandados foram de 12 e 17 min. Utilizando o método direto (efeito Joule) para o aquecimento, no qual as amostras foram aquecidas pela passagem de uma corrente elétrica (300A) esses tempos reduziram significativamente.

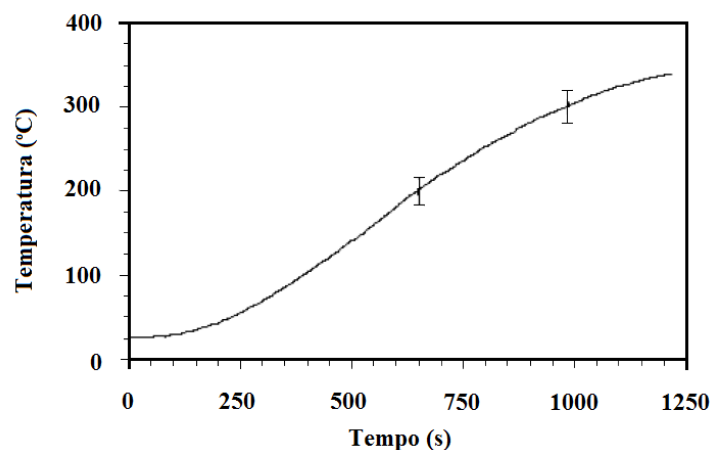


Figura 15 – Curva de aquecimento, utilizando um procedimento indireto. Fonte: Adaptado de [SANTOS ,2016]

Para verificar as condições de fluxo de calor, foram feitas medidas de temperatura durante as soldagens. Neste trabalho foram empregados dez (10) termopares de chromel-

Alumel tipo K para aquisição dos ciclos térmicos. Os termopares foram soldados por descarga capacitiva na superfície inferior da chapa, como mostrado na Figura 16. As posições dos termopares com base no sistema de coordenadas escolhido são tabuladas na Tabela 6. Para o registo das curvas "temperatura x tempo", foi usado como auxílio o sistema para aquisição de dados por computador, Labview.

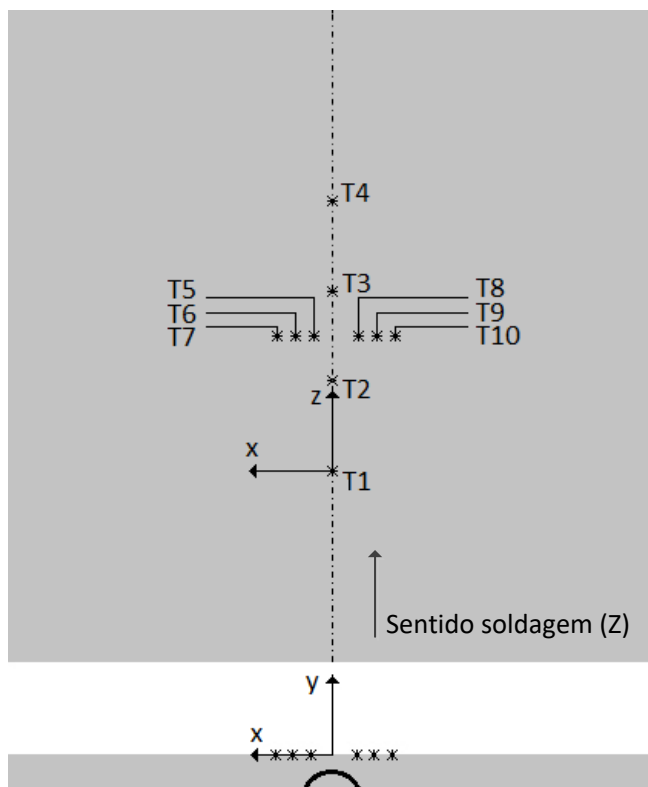


Figura 16 – Disposição dos termopares na chapa: Vista da superfície inferior. Fonte: Próprio autor.

Tabela 6 – Posição média do termopar.

Termopares	Posição média (mm)		
	X	Y	Z
T1	0	0	0
T2	0	0	10
T3	0	0	20
T4	0	0	30
T5	2	0	0
T6	4	0	0
T7	6	0	0
T8	-3	0	0
T9	-5	0	0
T10	-7	0	0

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2.1.2 Ensaios de corrosão

Todas as amostras, foram cortadas e embutidas a frio com acrílico polimerizante em uma área circular. Antes do embutimento, foi feito em todas as amostras um rasgo na lateral para que fosse possível a fixação de um fio de cobre sob pressão necessário ao contato elétrico.

Para a realização dos ensaios de corrosão foi utilizado um potenciostato do tipo digital Metrohm Autolab PGSTAT 302N, no laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo. O controle dos parâmetros de ensaio e o registro dos resultados foram feitos no programa “Nova 1.8”. Foi utilizada uma célula convencional composta por três eletrodos: o eletrodo de trabalho (amostra de AID estudada), um eletrodo de referência (eletrodo de calomelano saturado – SCE) e um contra-eletrodo (eletrodo de platina), cujo esquema de montagem está mostrado na Figura 17. As amostras usadas como o eletrodo de trabalho tiveram uma área de superfície exposta de 800 mm^2 . O volume de solução foi de 25 ml de solução em todos os ensaios das condições estudadas.

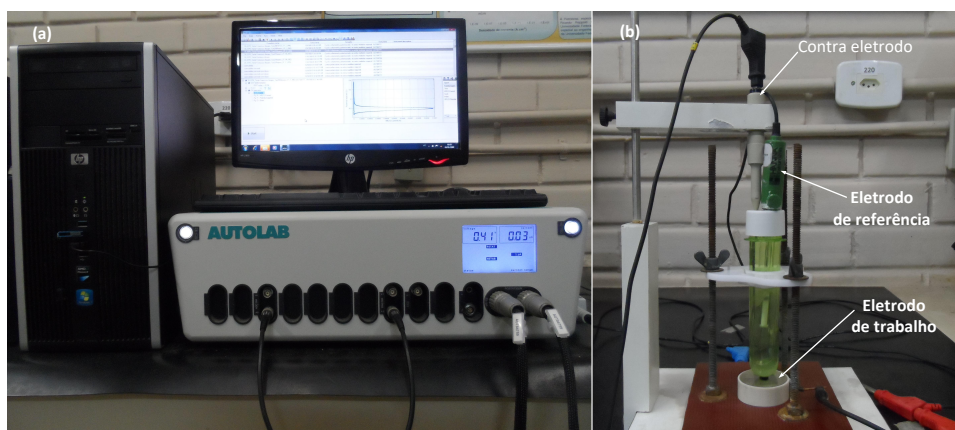


Figura 17 – Configuração do arranjo experimental para os ensaios de DL-EPR, (a) Potenciostato PGSTAT 302N (b) Disposição dos eletrodos no ensaio de DL-EPR. Fonte: Próprio autor.

3.2.1.2.1 Ensaios de DL-EPR

O Ensaio de Reativação Potenciodinâmica de Ciclo Duplo (DL-EPR), para determinar quantitativamente o grau de sensitização (GS) do material, foi feito nas três regiões I, II e III: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e Metal base (MB), sendo a configuração da região de análise a mesma para superfície de topo e inferior da amostra. Conforme ilustrado na Figura 18.

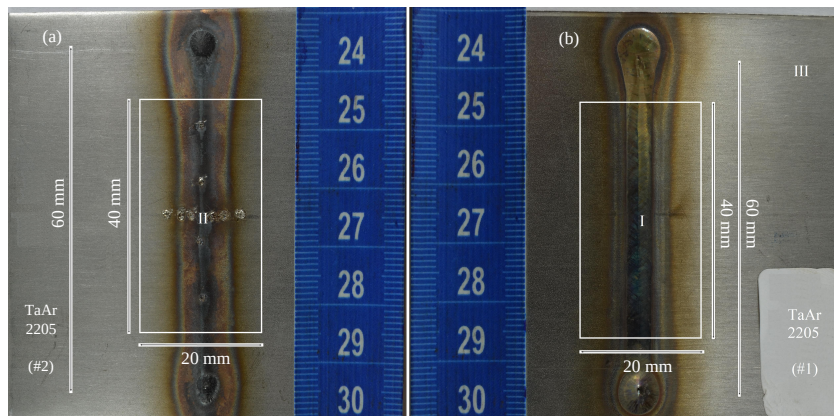


Figura 18 – Esquemático para obtenção do eletrodo de trabalho da amostra TaAr, (a) Superfície inferior da amostra e (b) Superfície de topo da amostra. Fonte: Próprio autor.

A área de contato da solução de trabalho com a área de superfície exposta da amostra é de aproximadamente $7,07\text{mm}^2$, obtida após a preparação metalográfica que envolveu lixamento de cada amostra com lixas de carbetto de silício (SiC) em sequência, com granulometrias 80, 180, 220, 320, 400 e 600, sendo então secos com aspersão de álcool etílico e jato de ar quente. A Figura 19 mostra um esquemático da disposição dos pontos dos ensaios, sendo a configuração dos pontos a mesma para os ensaios na superfície de topo e inferior da amostra.

A Figura 19 mostra como foi feito o contato elétrico na amostra, assim como as áreas das regiões ensaiadas da amostra Tp200Ar.

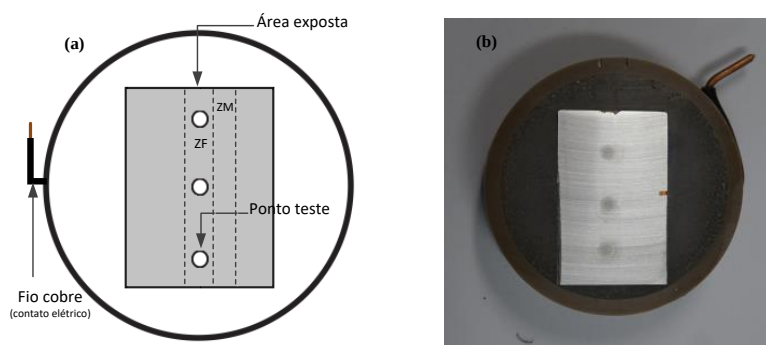


Figura 19 – (a) Disposição dos pontos dos ensaios nas amostras e (b) Amostra Tp200Ar utilizada no ensaio DL-EPR. Fonte: Próprio autor.

Com o auxílio do potenciostato descrito no item acima, os ensaios DL-EPR, na temperatura controlada de $24 \pm 1^\circ\text{C}$ foram iniciados após o potencial de circuito aberto ter atingido um estado estacionário, após 30 minutos. Após estabilização do potencial, foi realizada uma varredura anódica a uma taxa de $1,50\text{ mV.s}^{-1}$ até um potencial 350 mV SCE maior do que o OCP e em seguida, revertendo o sentido de varredura na direção

catódica, ocorrendo a reativação, mantendo-se a mesma taxa de varredura, até o potencial de circuito aberto. A solução composta por 33% H_2SO_4 (ácido sulfúrico) e 0,5% HCl (ácido clorídrico) foi utilizada. As soluções foram preparadas com reagente padrão analítico e água destilada e deionizada. Os ensaios foram repetidos no mínimo três vezes para verificar a repetibilidade.

Após a realização dos ensaios, a medida do valor do grau de sensitização (GS) é feita através da análise das curvas geradas, bem como o valor do pico de corrente gerado na polarização tanto no sentido anódico quanto no sentido reverso. O grau de sensitização do aço é obtido pela razão (I_r/I_a) entre a máxima densidade de corrente no sentido reverso pela máxima densidade de corrente no sentido anódico, sendo que quanto maior esta razão mais sensitizado encontra-se o material.

3.2.1.3 Ensaio de Imersão

Para a realização do ensaio de imersão amostras de todas as condições estudadas foram imersas na solução salina por um período de cinco meses, após soldagem. A solução salina utilizada continha uma concentração de sal (NaCl) de 35 g por litro, valor equivalente ao encontrado nos mares brasileiros. As amostras após preparadas foram imersas na solução, conforme mostrado na Figura 20.

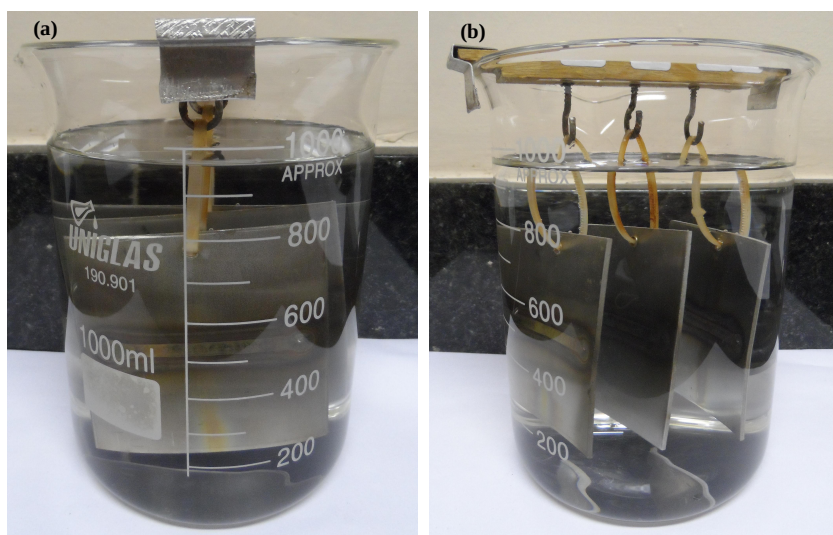


Figura 20 – (a) Vista frontal e (b) Vista lateral. Fonte: Próprio autor.

3.2.1.4 Caracterização microestrutural

As análises por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas para caracterizar a microestrutura do aço. Na microscopia ótica (MO), as micrografias foram obtidas com o auxílio do Microscópio Óptico da marca Olympus, modelo BX 60M (Figura 21 (a)) no laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais

(TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo, para analisar a morfologia das microestruturas do aço inoxidável duplex.

Na microscopia eletrônica de varredura (MEV), foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV), ZEISS, modelo EVO MA10 (Figura 21 (b)), do Instituto Federal do Espírito Santo, operando a uma tensão de 30 kV para a observação das amostras. Foram utilizadas imagens geradas por elétrons secundários e retroespalhados.

As amostras foram preparadas de forma a favorecer a observação de sua microestrutura, tornando a superfície especular para a realização de posterior ataque químico e revelação da microestrutura. O procedimento de preparação das amostras envolveu as etapas de corte e embutimento a frio em resina e lixamento com as lixas de granulometrias variando de 80, 180, 220, 320, 400 e 600. Em seguida, foi realizado o polimento com pasta de alumina com granulometria média das partículas de 1,0 a 0,3 μm .

Para revelação da microestrutura foi realizado ataque químico com Behara modificado. O reagente tem a seguinte composição química: 200ml HCl + 400H₂O - 1g de Metabissulfito de potássio. O ataque pôde então ser conduzido por trinta minutos de imersão. Em seguida as amostras foram levadas ao microscópio óptico visando identificar e classificar as variações na morfologia, distribuição e a quantificação dos constituintes microestruturais na região da zona fundida e zona termicamente afetada.

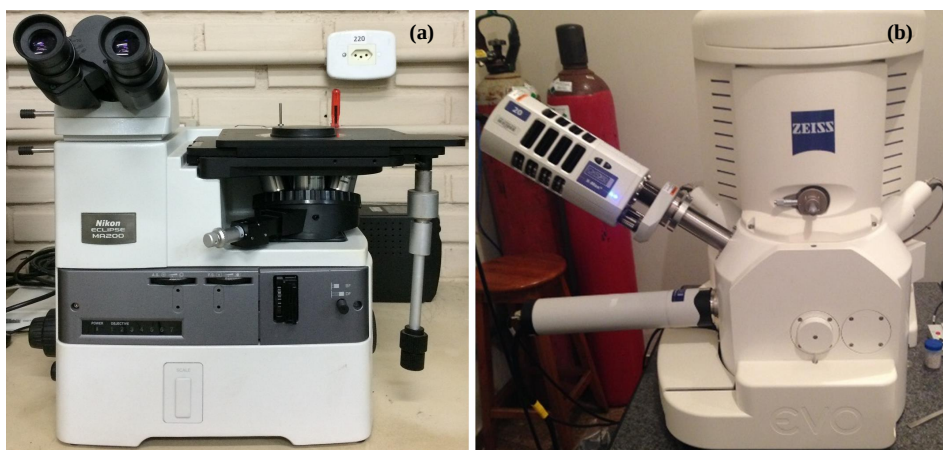


Figura 21 – Equipamentos utilizados na análise micrografia, (a) Microscópio óptico (OP) e (b) Microscópio eletrônico de varredura (MEV). Fonte: Próprio autor.

3.2.1.5 Fração volumétrica de fases

A determinação da fração volumétrica das fases foi realizada a partir das micrografias obtidas por Microscopia ótica (MO), com aumento de 200x, utilizando-se o método de contagem pontual para quantificar a presença de ferrita e austenita, conforme a norma ASTM E-562 [ASTM, 2008]. Em todas as situações, foram capturadas 5 imagens de cada área de interesse por condição de soldagem e desconsideradas a presença de qualquer outra

fase que não a ferrita e a austenita.

Através das imagens e com o uso da técnica de metalografia quantitativa foi possível fazer a contagem, determinando-se a fração de pontos P_P , que é igual a fração volumétrica V_V , conforme a Equação 4:

$$\overline{P_P} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_P(i) \quad (4)$$

Onde:

- P_P = Fração de pontos. Número de pontos interceptos sobre objeto de interesse pelo número de pontos da grade.
- V_V = Fração volumétrica. Volume dos objetos por unidade de volume-teste.
- $\overline{P_P}$ = Média da fração de pontos.
- n = número de medidas realizadas.

Segundo a norma ASTM E-562 [ASTM,2008], escolheu-se uma grade de 800 pontos para se realizar a contagem das fases, sendo que essa grade foi colocada sobre cada foto das regiões de interesse. Para cada posição obtém-se o número de pontos interceptos na fase de interesse e posteriormente calcula-se o valor de $\overline{P_P}$ que é a média aritmética dos pontos que incidem na fase.

A Figura 22, mostra a disposição da grade sobre a microestrutura fotografada, amostra Tp300N10.

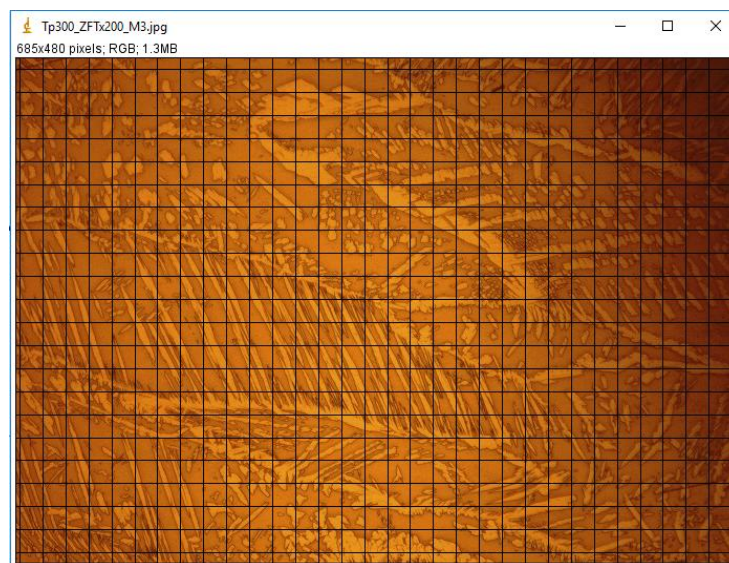


Figura 22 – Exemplo de colocação da grade (800 pontos) sobre a microestrutura da região da zona fundida. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

4 Análise de Resultados

4.1 Soldagem das amostras

4.1.1 Medidas do ciclo térmico em condições de soldagem

O pré-aquecimento das chapas medidos durante a soldagem pelo método direto por efeito Joule, foi obtido através da medida direta a partir dos termopares tipo K fixados na superfície inferior de cada amostra, como mostrado na Figura 16 e acoplados ao sistema de aquisição de dados por computador, LabView. Como pode ser visto na Figura 23, para experimentos com temperatura de pré-aquecimento na ordem de 200°C, o tempo demandado foi na ordem de 3,0 min, contra 12 min (Figura 16) no aquecimento indireto, enquanto para a temperatura de pré-aquecimento de 300°C foi de aproximadamente 8,0 min, abaixo dos 17 min (Figura 16) do aquecimento indireto. Nota-se que, os tempos para atingir a temperatura de pré-aquecimento desejada reduziram-se para valores inferiores aos que ocorreram nos experimentos de [SANTOS ,2016].

A Figura 23 e a Tabela 7, apresentam as curvas do pré-aquecimento obtidas nos experimentos e os valores relativos ao tempo necessário para se alcançar a temperatura desejada.

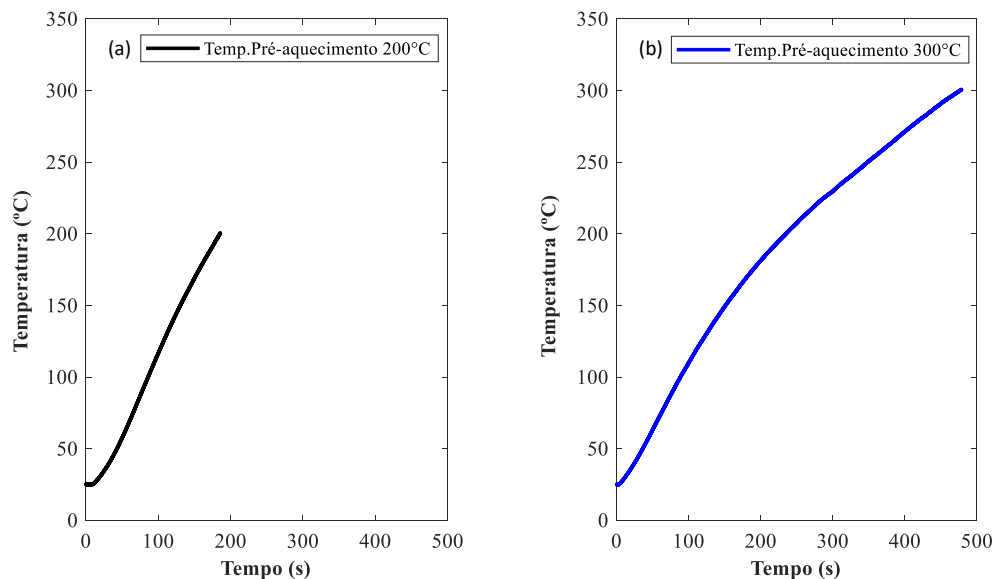


Figura 23 – Curvas de aquecimento das chapas por efeito Joule, (a) Pré-aquecimento 200°C e (b) Pré-aquecimento 300°C. Fonte: Próprio autor.

Tabela 7 – Temperatura x Tempo de aquecimento

Temperatura (°C)	Tempo (min)
200°C	3 min
300°C	8 min

Fonte: Elaborado pelo autor.

As curvas dos ciclos térmicos de soldagem obtidas durante os experimentos de medida de temperatura, em uma determinada condição, podem ser vistos, esquematicamente, nas Figuras 24, 25 e 26. Esses ciclos a cada ponto do material soldado determinam as transformações microestruturais e, conseqüentemente, as propriedades esperadas para uma junta. O tempo de permanência acima de uma dada temperatura decresce no mesmo sentido, ocorrendo conseqüentemente a redução da velocidade de resfriamento. Através dos resultados experimentais fornecidos pelos ciclos térmicos, foi possível obter uma informação sistemática sobre a distribuição da máxima temperatura atingida em cada ponto com a distancia à linha de fusão. Observa-se nas figuras que os termopares fixados na direção transversal à linha do cordão de solda (T5 a T10), à medida que o ponto considerado se afasta da linha de solda, indicam temperatura máxima decrescente, a qual é atingida com um certo atraso.

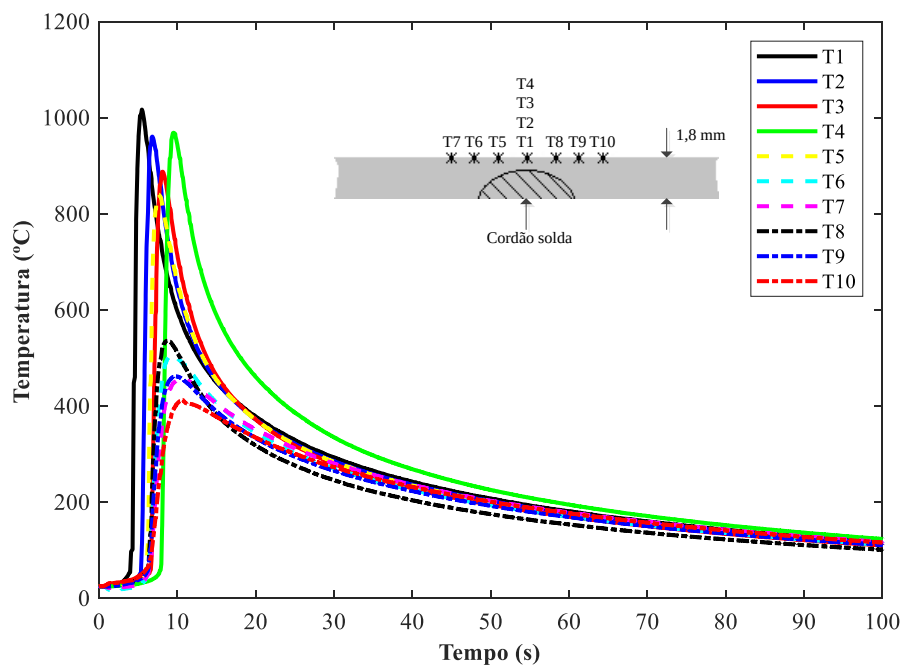


Figura 24 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra TaN10). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.

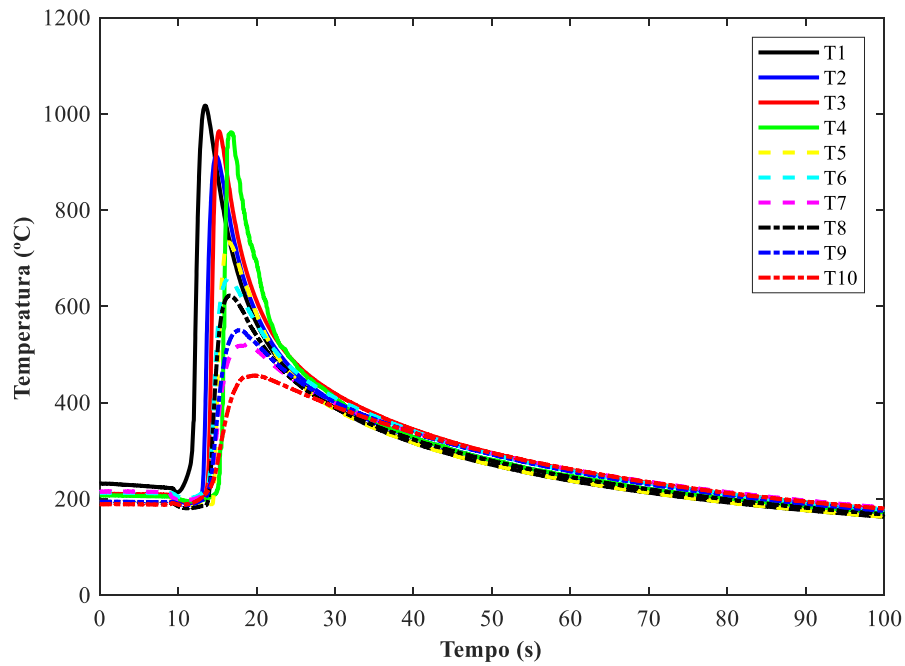


Figura 25 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra Tp200N2). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.

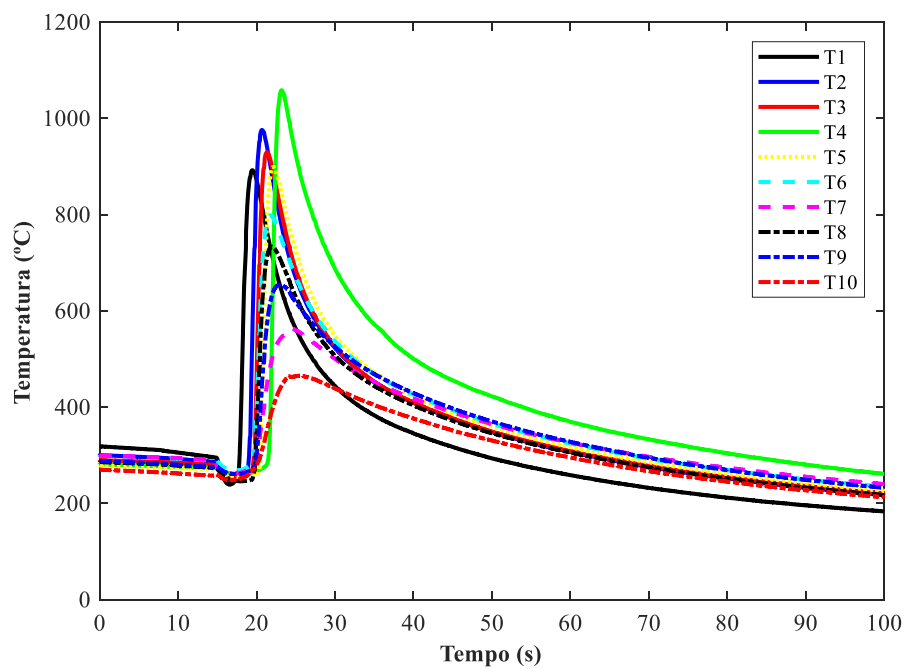


Figura 26 – Ciclos térmicos medidos durante a soldagem. (Amostra Tp300N2). Superfície inferior da chapa. Fonte: Próprio autor.

Através das curvas "temperatura x tempo", foi possível determinar o valor da taxa de resfriamento nas condições estudadas. Utilizou-se neste trabalho o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$), que é um importante dado acerca da taxa de resfriamento do metal de solda. Segundo a literatura [Liou et al. 2002], nesta faixa de temperaturas ocorrem as transformações estruturais mais importantes nos aços inoxidáveis duplex.

Para uma melhor visualização são apresentados no apêndice A os resultados de maneira numérica nas Tabelas 15 a 23, para as condições estudadas, os valores médios de temperatura máxima, o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e a taxa de resfriamento em cada um dos ciclos térmicos obtidos durante a soldagem. Através das Tabelas 15 a 23, pode ser observado que os valores de ($\Delta t_{8/5}$) correspondentes a mesma condição de pré-aquecimento são semelhantes, a despeito das temperaturas máximas atingidas. Desta forma pode-se dizer que a taxa de resfriamento na faixa ($\Delta t_{8/5}$) sofre pequenas variações com a temperatura máxima. Isto é, a variação de tempo ($\Delta t_{8/5}$) não depende da temperatura máxima obtido no ciclo térmico, pois nessa faixa de temperatura as curvas, embora apresentando diferentes temperaturas máximas, mantêm a sua inclinação constante, como mostrado na Figura 27.

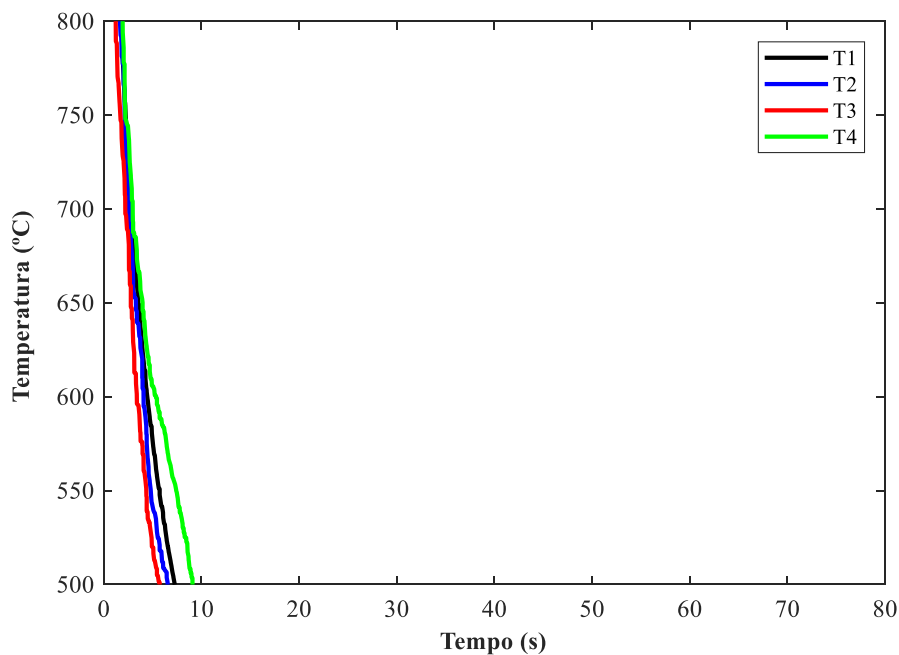


Figura 27 – Comparação entre as curvas de resfriamento intervalo $\Delta t_{8/5}$. (Amostra TaN10).
Fonte: Próprio autor.

As diferentes taxas de resfriamento obtidas pelos termopares T1, T2 T3 e T4 apresentadas nas Tabelas 15 a 23, podem ser correlacionadas com temperaturas de pré-aquecimento. Nota-se uma tendência de diminuição da taxa resfriamento com o aumento

da temperatura de pré-aquecimento. Como esperado, esta diminuição é maior para o termopar T4, quando comparado com os termopares T1, T2 e T3. Além disso, o calor gerado pelo arco no início do processo é transferido por condução através da chapa fazendo com que a temperatura da mesma, na parte final da soldagem, seja maior do que no início. A temperatura dos pontos sucessivos ao longo da linha de solda experimenta um aquecimento prévio do ponto anterior. Assim, para o mesmo aporte térmico, no final da solda a taxa de resfriamento será menor, devido ao efeito do pré-aquecimento e ao fato de que, nas soldas ao ar, a transferência por condução é significativa para o processo. Esta fato fica mais evidente na Figura 28 onde os dados são apresentados graficamente.

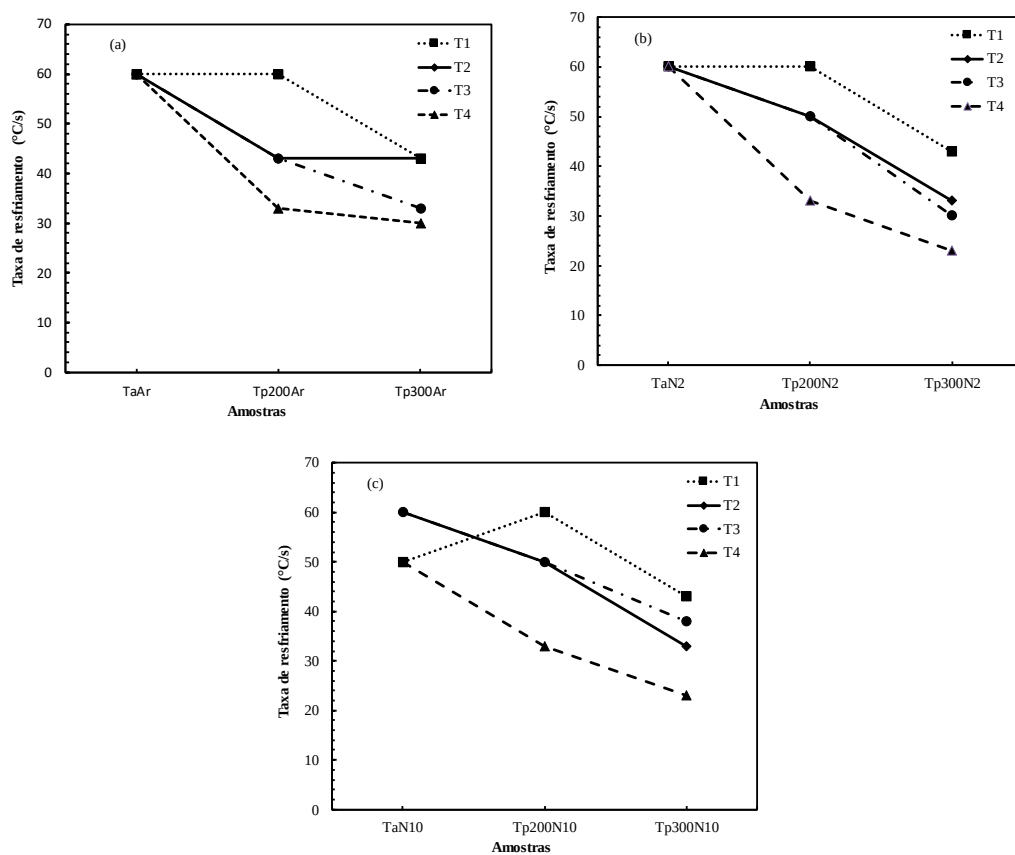


Figura 28 – Taxa de resfriamento em função da temperatura de pré-aquecimento e da posição dos termopares T1, T2, T3 e T4, (a) Amostras (Ar puro) , (b) Amostras (Ar + 2%N₂) e (c) Amostras (Ar + 10%N₂). Fonte: Próprio autor.

Na Figura 29, é observado o comportamento do resfriamento nas três condições de pré-aquecimento. Nota-se que o pré-aquecimento causa uma mudança no comportamento do resfriamento. Embora a região aqui apresentada esteja acima da região de interesse (superior a 800 °C), é notado a princípio que, estabelecendo-se uma isoterma, o tempo de permanência acima desta, se estende quando o pré-aquecimento é imposto. Isto mostra o quão distintas se apresentam essas taxas em função da temperatura de pré-aquecimento. [Wang et al. 2006] mostraram que o controle do fluxo de calor na soldagem durante o resfriamento da

região soldada, promoverá melhorias no balanço de fase. [Yang et al. 2011] revelaram em seu trabalho, por meio de uma simulação da zona afetada pelo calor, que as amostras com tempo de resfriamento de 80, 100 e 120 s apresentaram mais austenita reformada (Intragranular e Widmanstätten). Desse modo quanto maior o tempo de resfriamento pode-se entender que maior foi o aporte de energia, permitindo que ocorra a difusão de elementos como o Ni e N que favorecem a formação da austenita, equalizando o balanço de das fases.

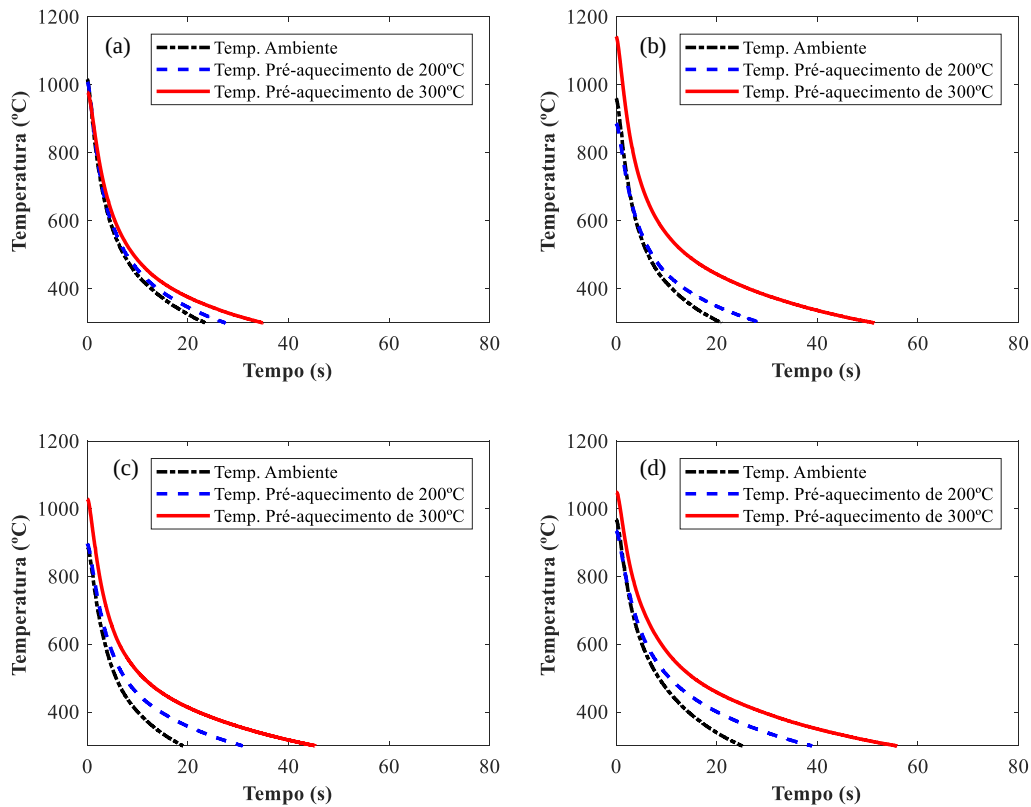


Figura 29 – Detalhe do efeito do pré-aquecimento nas curvas de resfriamento (Amostras soldadas (Ar + 10%N). Superfície inferior da chapa, (a) Termopar T1 e (b) Termopar T2; (c) Termopar T3 e (d) Termopar T4 . Fonte: Próprio autor.

4.2 Caracterização metalográfica

A seguir são apresentados os resultados obtidos na caracterização de cada uma das regiões correspondentes do metal de base e do cordão de solda. Os resultados de microestrutura foram obtidos por Microscopia Ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura. Os resultados serão apresentados isoladamente para cada região do material em cada amostra e discutidos em detalhes.

4.2.1 Microscopia Óptica

4.2.2 Material como recebido

A microestrutura do aço UNS S32205 reproduzida na Figura 30, mostra o seu estado como recebido. A observação, no microscópio óptico, revelou uma microestrutura típica dos aços inoxidáveis duplex laminados, composta por partes aproximadamente iguais de uma estrutura bifásica, de ferrita (região escura) e austenita (região clara), sendo a primeira a fase matriz e a segunda a fase dispersa, (ferrita 51,60% e austenita 48,40%).

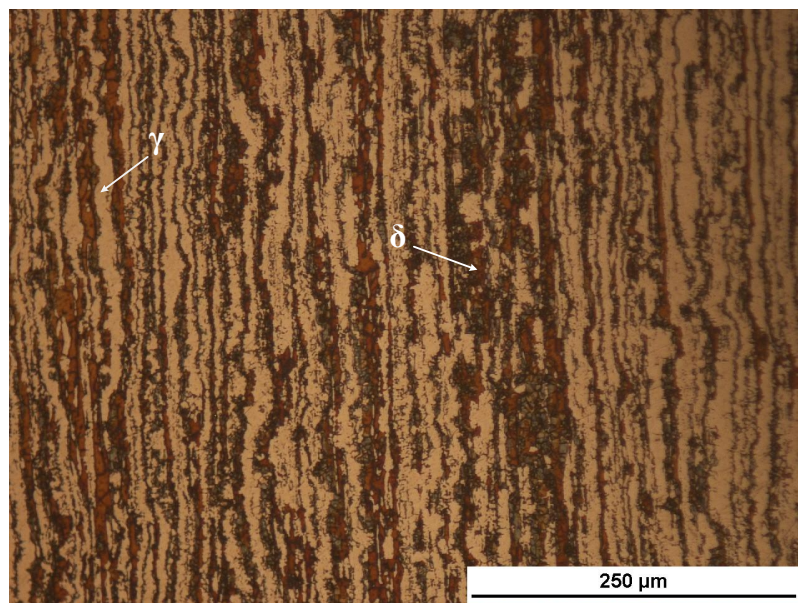


Figura 30 – Micrografia óptica do metal de base do AID mostrando a quantidade aproximadamente igual de austenita (região clara) e ferrita (região escura). Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Microestrutura da Zona de fusão

Nas Figuras 31 a 39, são mostrados as microestruturas das superfícies de topo do aço UNS S32205 na região da Zona fundida para todas as condições de soldagem, sendo a cor escura a matriz ferrítica e as áreas claras a austenita, observada ao microscópio óptico. Durante a solidificação da poça de fusão, uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita é produzida por crescimento epitaxial a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida da ZTA-AT. Continuando-se o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases intermetálicas, nitretos e carbonetos possíveis. A austenita precipita-se nos contornos de grão da ferrita ou no interior dos mesmos [Londoño 1997].

Foram observadas durante a solidificação da região da zona fundida diferentes morfologias de austenita, como apresentado em diversos outros estudos [Londoño 2001, Nowacki e Lukojc 2006, Zhang et al. 2017]. A literatura [Wang et al. 2006, Nowacki e Lukojc

[2006] classifica estas morfologias em austenita alotriomórca, austenita de placas laterais de Widmanstätten e Widmanstätten intragranulares, sendo estas duas últimas chamadas neste trabalho, simplesmente, de austenita de Widmanstätten e austenita intragranular, respectivamente. Importante salientar que em nenhuma das micrografias observadas foram encontradas fases intermetálicas que são prejudiciais ao material, como a fase χ , σ e carbonetos.

4.2.3.1 Amostras soldadas com Ar puro

Na amostra TaAr (Figura 31), constata-se a predominância da fase ferrita (fase mais escura), é possível verificar que a ZF consistia primariamente na fase de ferrita com uma pequena quantidade de austenita intergranular (γ_{GBA}), nos contornos de grão, podendo se apresentar de maneira continua ou descontinua, como observado por [Muthupandi et al. 2005] e, austenita intragranular (γ_{IGA}), dentro dos grãos de δ -ferrita, quando comparada as amostras Tp200Ar e Tp300Ar, Figuras 32 e 33, respectivamente. Isso permite demonstrar de forma isolada o efeito do pré-aquecimento, uma vez que as amostras foram soldadas sem a adição do N_2 no gás de proteção. Com o uso do pré-aquecimento, tem-se um fluxo de calor mais tênue permitindo, além da mudança morfológica, o crescimento da austenita e, por conseguinte, melhorando o balanço das fases.

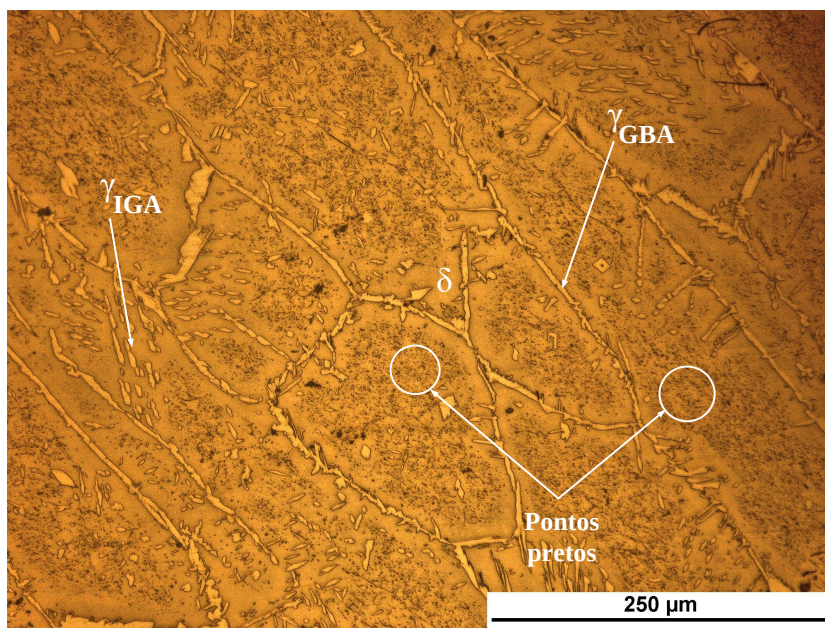


Figura 31 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaAr), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

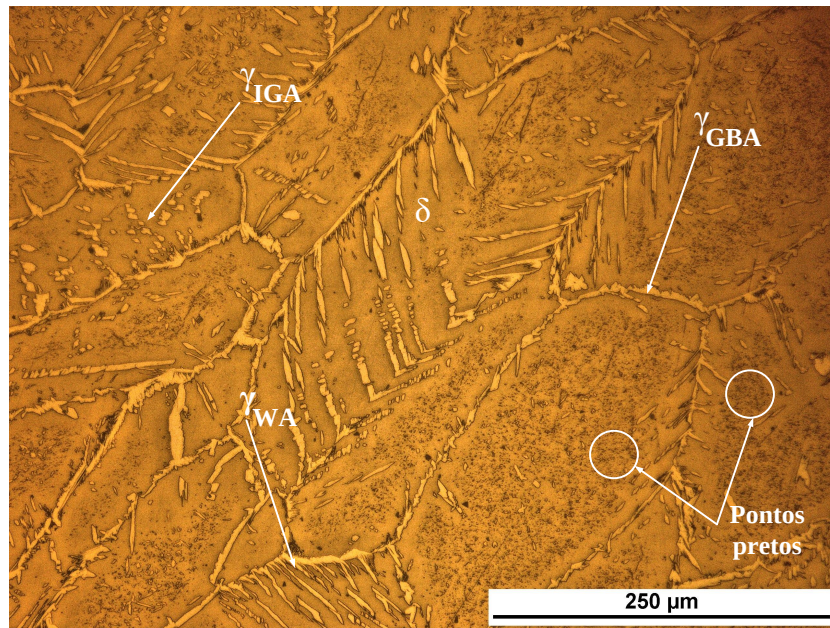


Figura 32 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200Ar), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

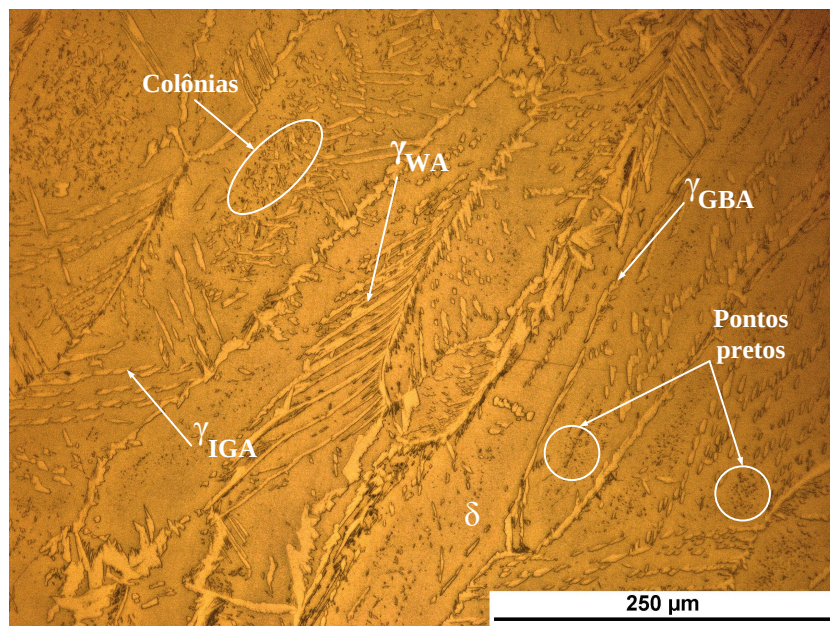


Figura 33 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300Ar), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

Foram observadas evidências de que uma fase finamente precipitada no interior da ferrita, possivelmente nitretos de cromo (pontos pretos), como mostrado nas Figuras 31 a 33. O Cr_2N é normalmente formado devido a um rápido resfriamento a partir de uma solução sólida ferrítica. Durante o resfriamento, ocorre a supersaturação de nitrogênio na ferrita devido a baixa solubilidade na matriz (δ) e posterior formação de Cr_2N , uma vez que a sua cinética de formação é mais rápida do que a da austenita. Sob esta condição, a

formação de austenita é suprimida pela precipitação de nitretos [Lippold e Kotecki 2011]. Estudos de [Londoño 2001], mostraram a coexistência de Cr_2N e γ_2 intragranular. Pode-se concluir que os nitretos servem como núcleos de crescimento da austenita. Por isso a precipitação de nitretos antecede o crescimento da austenita e esses nitretos poderão ser dissolvidos posteriormente. Nota-se uma maior concentração dos pontos pretos na amostra TaAr quando comparada as demais amostras Tp200Ar e Tp300Ar, Figuras 32 e 33, respectivamente.

4.2.3.2 Amostras soldadas com (Ar + %2N₂)

Nas Figuras 34 a 36 são mostradas as microestruturas das amostras soldadas com adição de nitrogênio no gás de proteção. Observou-se pela microestrutura que nas amostras com adição de (Ar + 2%N₂), aliada ao efeito do pré-aquecimento, favoreceu a formação de austenita de contorno de grão (γ_{GBA}), tornando-se mais perceptível. Além do crescimento de austenita intergranular (γ_{GBA}) e austenita Widmanstätten (γ_{WA}), teve-se também uma maior precipitação e crescimento de austenita intragranular (γ_{IGA}). Nota-se que a espessura das placas de austenita são no geral consideravelmente maiores comparado com as amostras TaAr, Tp200Ar e Tp300Ar, soldadas sem adição de nitrogênio. A austenita de contorno de grão (γ_{GBA}) pode se apresentar de maneira contínua ou descontínua, como indicado na Figura. Além disso, verifica-se ilhas com alta concentração de austenita intragranular extremamente finas no interior do grão de ferrita quando comparado com a zona de fusão das amostras Tp200N2 e Tp300N2. Provavelmente, algumas das partículas de austenita intragranulares observadas são austenitas de Widmanstätten interceptadas transversalmente ao eixo longitudinal.

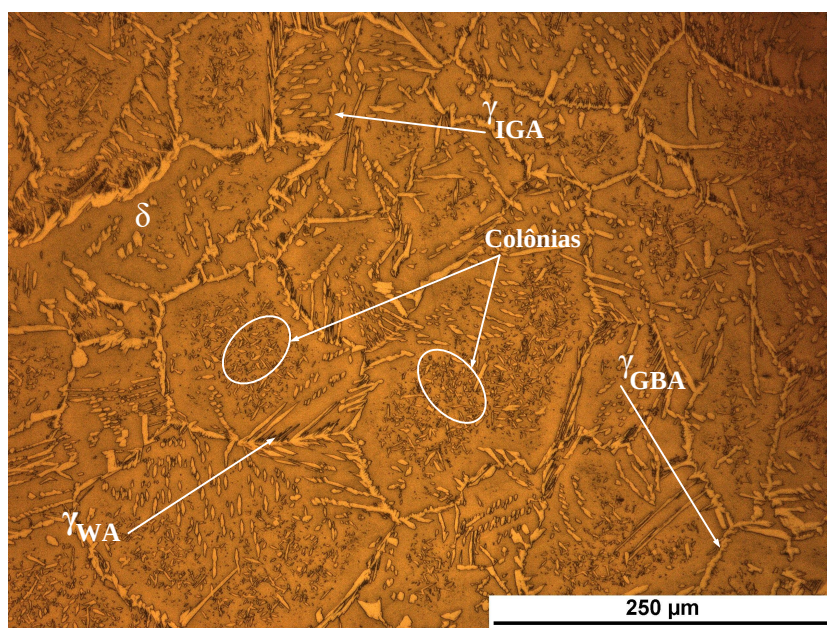


Figura 34 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaN2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

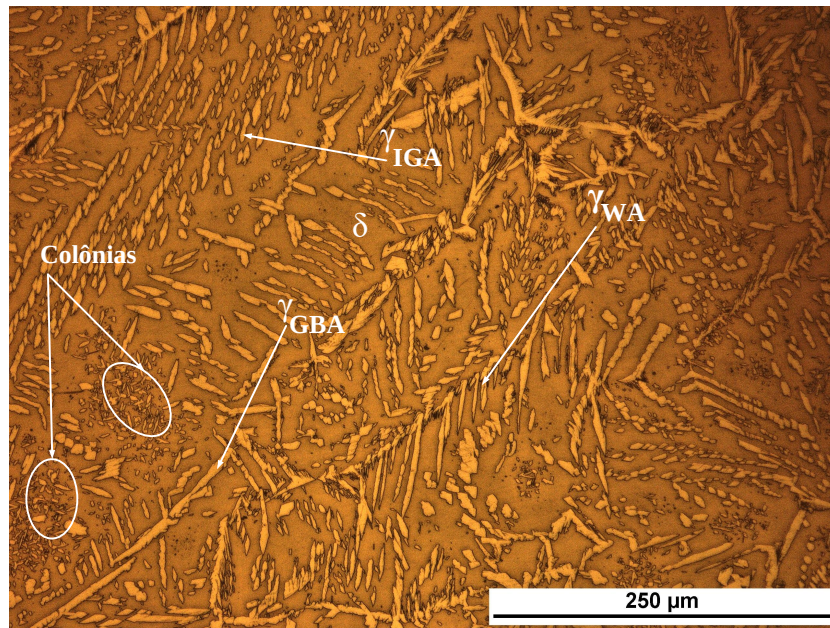


Figura 35 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200N2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

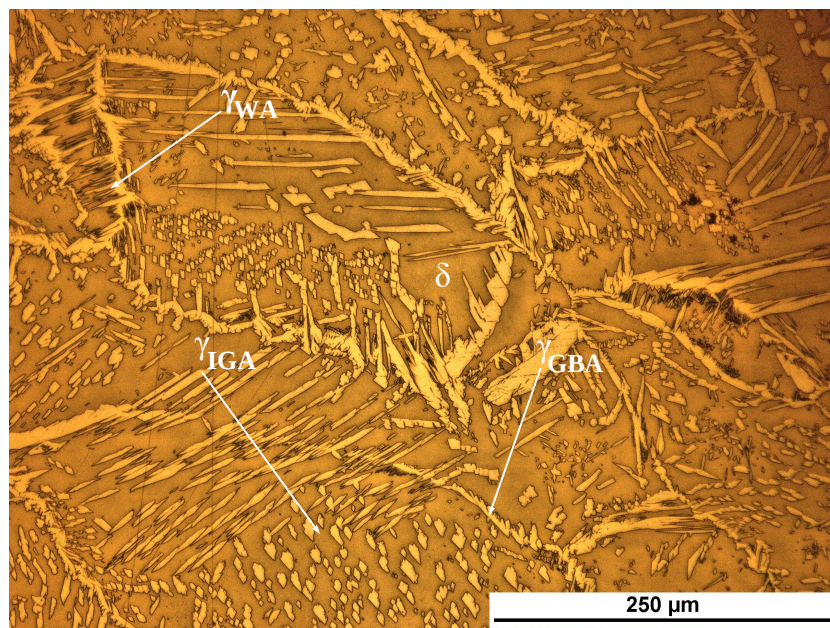


Figura 36 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300N2), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

Na Figura 36 observa-se a zona de fusão da amostra soldada com pré-aquecimento de 300°C, pode ser verificada maior quantidade de austenita de contorno de grão (γ_{GBA}) comparada com as demais amostras das Figuras 34 e 35, respectivamente. Esse fato é justificado, uma vez que quanto maior for a temperatura de pré-aquecimento, menores taxas de resfriamento, e essas menores taxas de resfriamento proporcionam maior formação da austenita. Observa-se, também, aumento da austenita intragranular (γ_{IGA}).

4.2.3.3 Amostras soldadas com (Ar + %10N₂)

As Figuras 37, 38 e 39 mostram as micrografias representativas da microestrutura da zona fundida observadas no aço inoxidável duplex. Nas imagens, observa-se a austenita de contorno de grão (γ_{GBA}), a austenita Widmanstätten (γ_{WA}) e austenita intragranular (γ_{IGA}) que pode ser também a de Widmanstätten interceptada transversalmente ao seu eixo longitudinal. Nas micrografias das Figuras 37 e 38 é possível perceber que as colônias de austenita intragranular no interior da ferrita tornaram-se mais perceptíveis, diferenciando-se pelo tamanho maior quando comparadas com as amostras soldadas com ar puro e adição de %N₂.

Verifica-se na micrografia da Figura 39, um aumento notório na quantidade de γ_{WA} , sendo que γ_{GBA} e γ_{IGA} foram parcialmente substituídos por γ_{WA} , com a temperatura de pré-aquecimento de 300°C. Pode ser verificada maior quantidade de austenita Widmanstätten (γ_{WA}) associada a amostra Tp300N10, devido a menores taxas de resfriamento, como mostrado na Tabela 23, quando comparadas com as demais amostras. Esse fato é justificado, menores taxas de resfriamento proporcionam maior formação de austenita do tipo de Widmanstätten [Muthupandi et al. 2005]. Os estudos desenvolvidos por [Wang et al. 2006] avaliaram o efeito da velocidade de resfriamento em juntas soldadas de AID na formação de austenita com diferentes morfologias e os resultados obtidos apontavam para o crescimento da austenita alotriomórfica e de Widmanstätten em baixas velocidades de resfriamento enquanto que para elevadas velocidades de resfriamento foi observado, além do crescimento da austenita alotriomórfica e de Widmanstätten, a nucleação e crescimento da austenita intragranular.

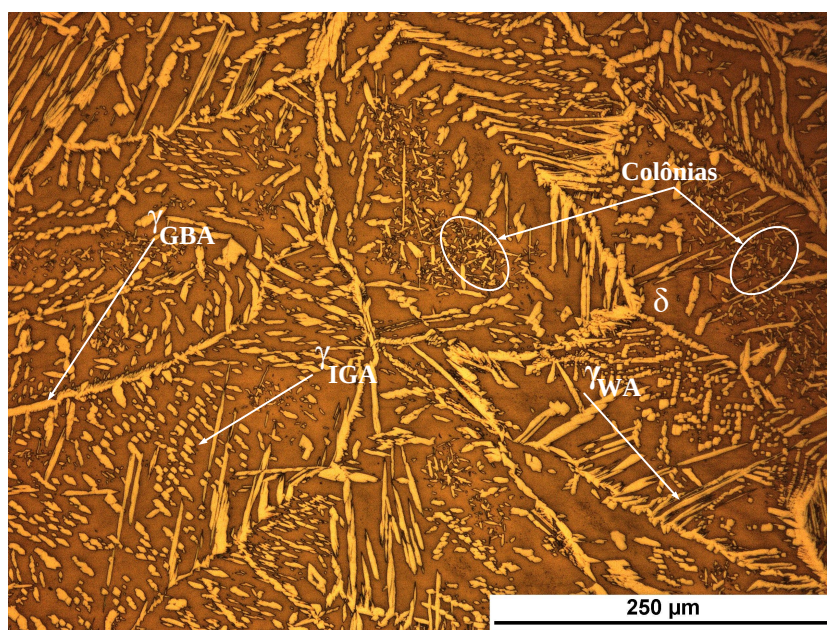


Figura 37 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra TaN10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

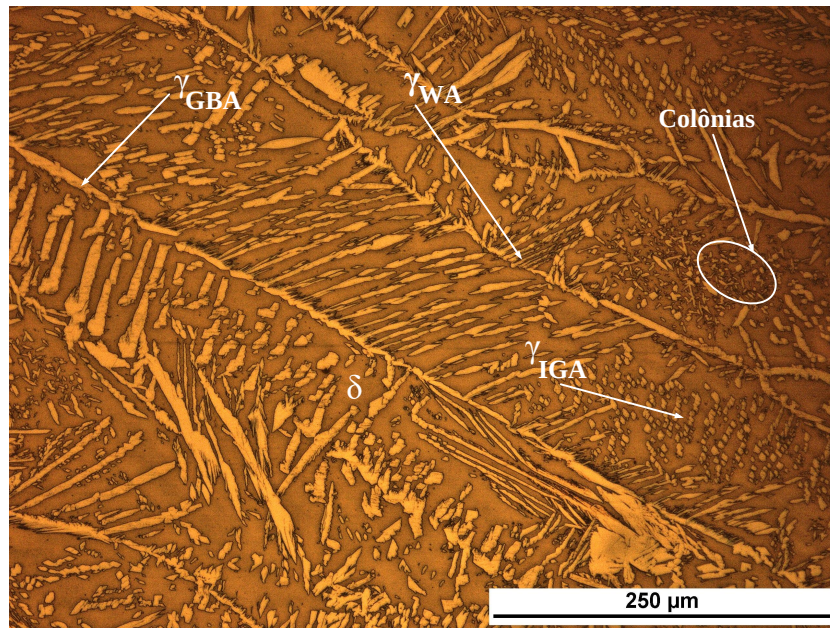


Figura 38 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp200N10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

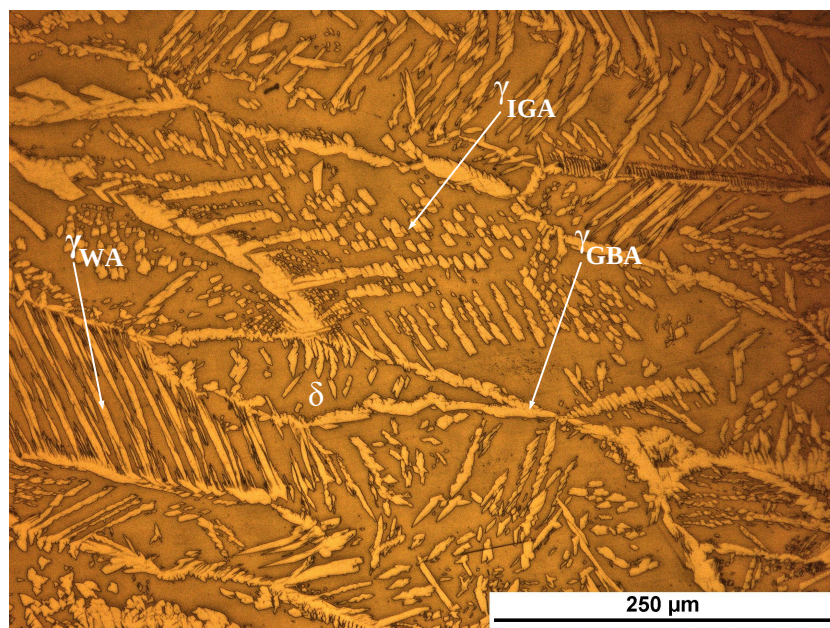


Figura 39 – Detalhe da microestrutura da região da zona fundida (Amostra Tp300N10), superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

O aumento da temperatura de pré-aquecimento de soldagem significa um incremento no tempo de permanência em temperaturas elevadas, portanto era de se esperar um aumento da fração das fases com o pré-aquecimento durante a soldagem. Assim, a quantidade de austenita reformada (γ_{GBA} , γ_{IGA} e γ_{WA}) aumentou com o aumento do pré-aquecimento.

4.2.4 Microestrutura da Zona mista (ZM)

A microestrutura da região soldada referente às amostras TaAr, Tp200Ar e Tp300Ar pode ser visualizado pela Figura 40 (a), (b) e (c), respectivamente. A partir da análise das imagens (Figura 40), observa-se as variações microestruturais presentes no metal de solda, zona termicamente afetada e o metal de base do material. Nota-se que em todas as amostras o balanço das fases ferrita-austenita foi alterado, tanto na zona fundida quanto na zona termicamente afetada, que apresentou uma faixa em volta da solda com maior presença de ferrita. [Modenesi 2001, Lippold e Kotecki 2011] descrevem, quando o aço duplex é submetido a temperaturas acima de 1300°C, a austenita torna-se instável e o material tende a se tornar ferrítico. Com a elevada velocidade de resfriamento da ZTA durante o processo de soldagem, a quantidade de austenita formada se distancia do valor de equilíbrio. Como consequência, a região mais próxima do metal de solda tende a possuir maior quantidade de ferrita, pois não há tempo suficiente para a transformação da ferrita primária em austenita. Verifica-se nas imagens da Figura 40 a presença de austenita Widmanstätten (γ_{WA}) na ZF, morfologia não observada na ZTA. Além disso, verifica-se que amostra TaAr possui menos austenita que as amostras Tp200Ar e Tp300Ar na região da ZTA. Isso pode ser explicado pelo efeito do pré-aquecimento submetida durante a operação de soldagem.

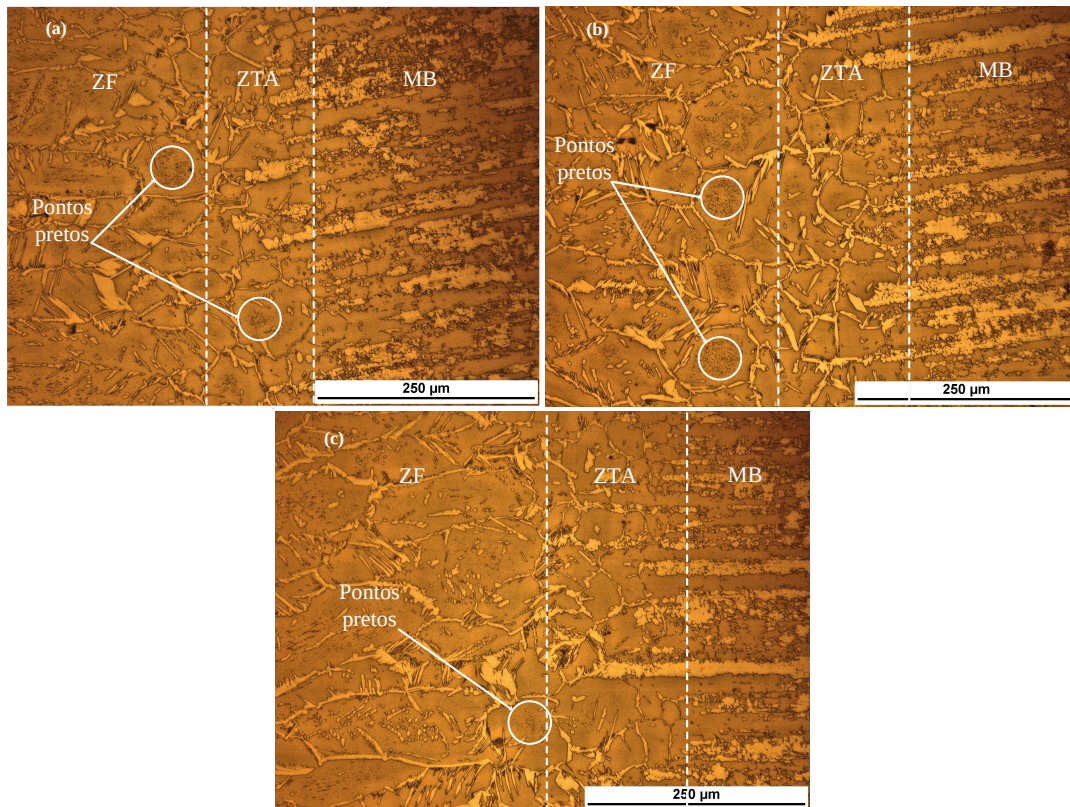


Figura 40 – Microestrutura da região soldada, (a) Amostra TaAr (b) Amostra Tp200Ar e (c) Amostra Tp300Ar, superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

A reprecipitação da austenita na ZTA durante o resfriamento dependerá, dentre outros fatores, como composição química, da velocidade de resfriamento à qual esta região está submetida. Assim, o pré-aquecimento proporcionou um aumento da austenita a esta região, devido a diminuição da velocidade de resfriamento e, consequentemente redução da taxa de resfriamento, havendo mais tempo para a formação da austenita.

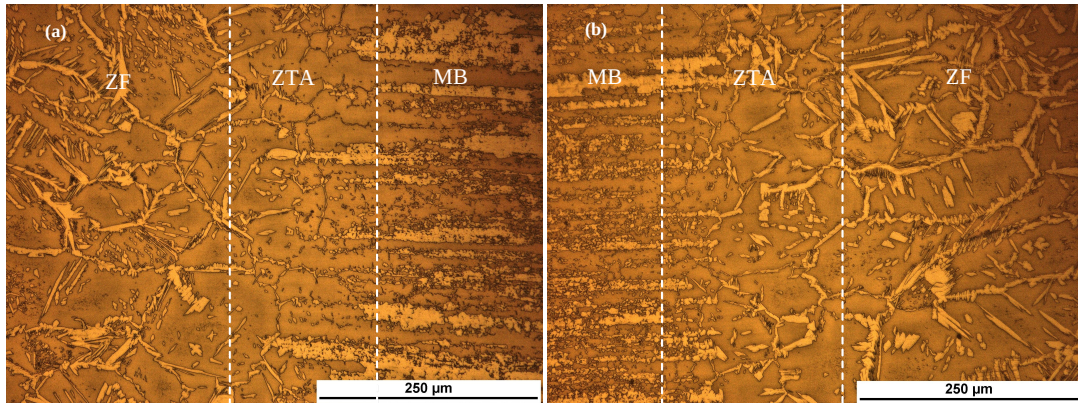


Figura 41 – Microestrutura da região soldada, (a) Amostra Tp20010N e (b) Amostra Tp300N10, superfície superior. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

A Figura 41 mostra a microestrutura da região de solda referente às amostras Tp200N10 e Tp300N10. Nota-se um teor de austenita superior na ZTA da amostra Tp300N10 quando comparada com as amostras soldadas com Ar puro. Além disso, as soldas realizadas com proteção gasosa de argônio com 10% de nitrogênio apresentaram significativo crescimento do grão da ferrita na ZTA. Porém, tanto o crescimento do grão propriamente dito, quando a extensão de ocorrência do referido crescimento, foi muito mais pronunciado nas soldas realizadas com pré-aquecimento.

4.2.5 Microestrutura da Zona termicamente afetada

4.2.5.1 Amostras soldadas sem pré-aquecimento

As Figuras 42, 43 e 44 mostram as micrografias representativas das microestruturas da zona termicamente afetada na superfície inferior das amostras soldadas sem pré-aquecimento. As micrografias apresentam-se muito semelhantes, em que a fase clara é a austenita e a fase escura é a ferrita. Observa-se a austenita alotrimórfica de contorno de grão, a austenita de Widmanstätten e a austenita intragranular. A austenita alotrimórfica de contorno de grão pode se apresentar de maneira contínua ou descontínua, como mostrado na Figura 42.

É possível observar ilhas com pouca concentração de austenita intragranular extremamente finas em ambas as micrografias entretanto, em maior quantidade na amostra amostras TaAr (Figura 42). Além disso, percebe se a maior quantidade de austenita de

contorno de grão na micrografia da amostra TaN10 (Figura 44). Nota-se também a presença de algumas placas de austenita mais espessas, em que no tempo acima da temperatura solvus da ferrita foi suficiente apenas para sua dissolução parcial, a título de exemplo, conforme circundado na micrografia da Figura 44.

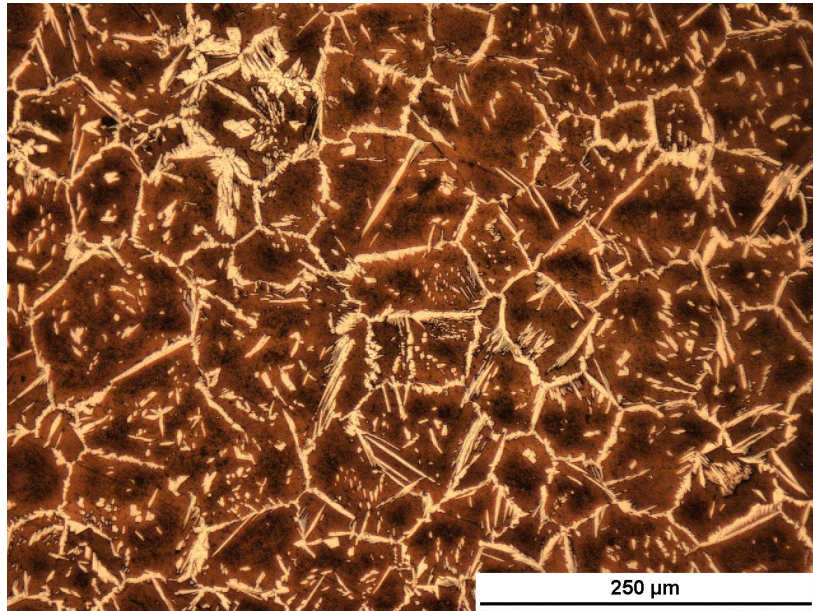


Figura 42 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra TaAr), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

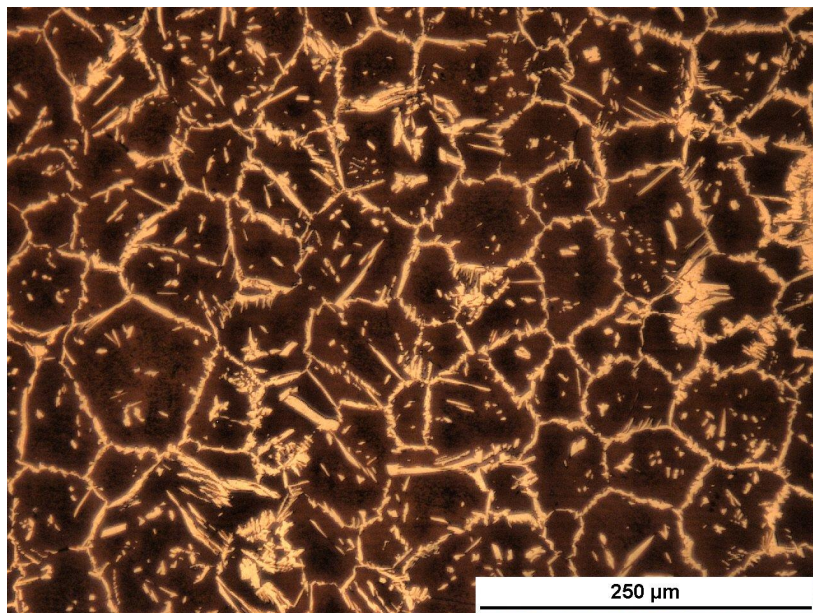


Figura 43 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra TaN2), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

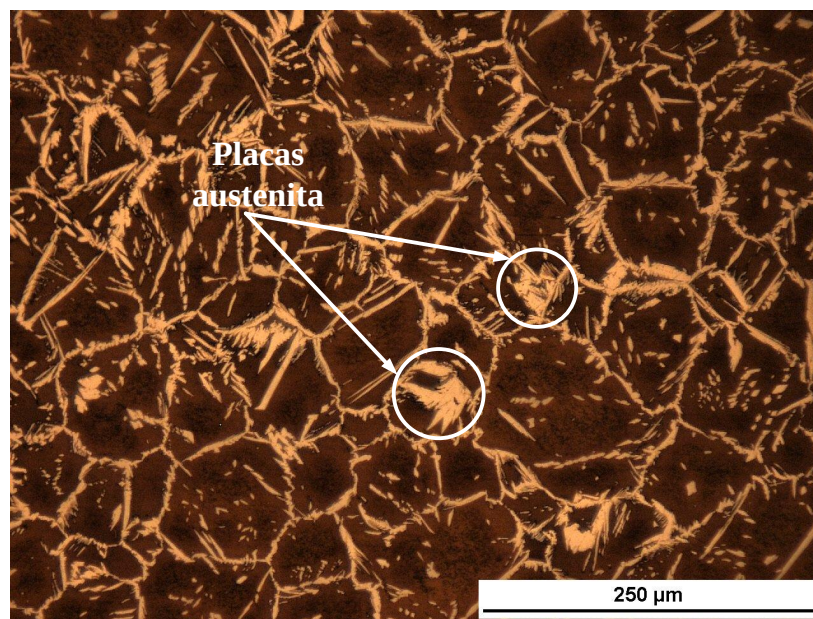


Figura 44 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra TaN10), superfície inferior da amostra. Microscopia ótica. Aumento 200x. Fonte: Próprio autor.

4.2.5.2 Amostras soldadas com pré-aquecimento

As Figuras 45 a 50 mostram as micrografias representativas das microestruturas da zona termicamente afetada na superfície inferior das amostras soldadas com pré-aquecimento. As micrografias apresentam muito semelhantes, em que a fase clara é a austenita e a fase escura é a ferrita. Observa-se a austenita alotrimórfica de contorno de grão, a austenita de Widmanstätten e a austenita intragranular.

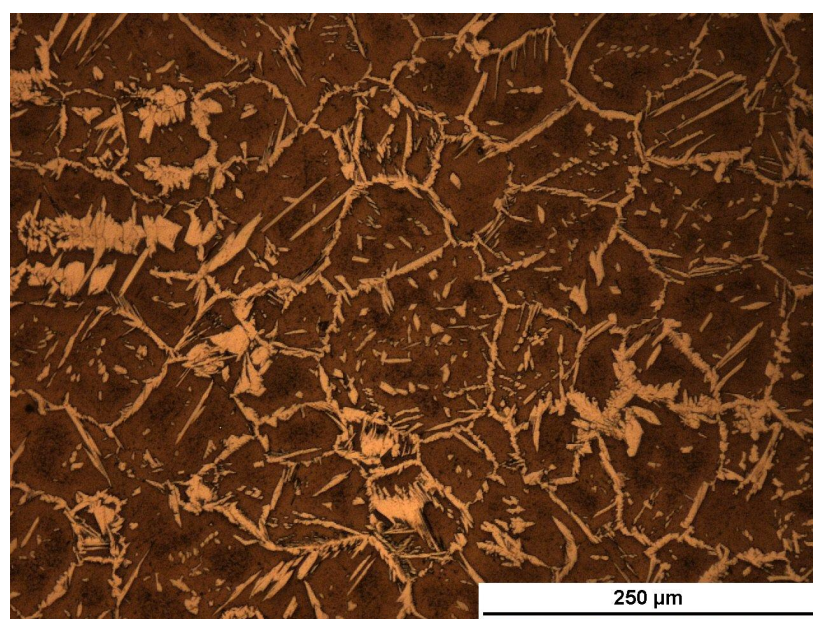


Figura 45 – Microestrutura da zona termicamente afetada (Amostra Tp200Ar), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

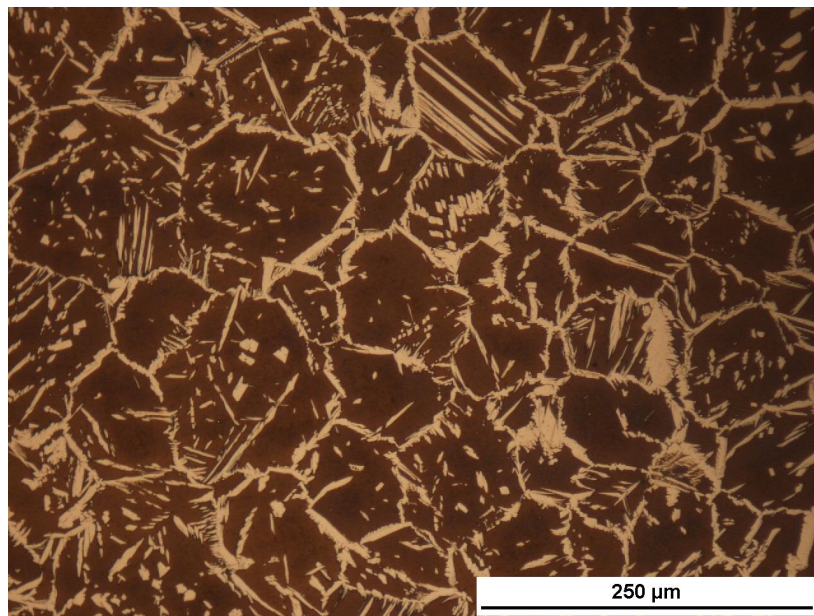


Figura 46 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp200N2), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

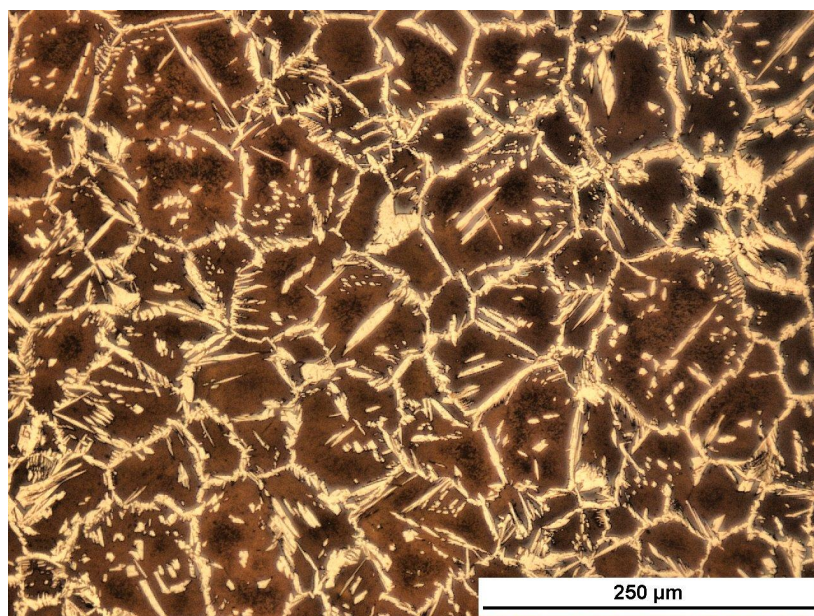


Figura 47 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp200N10), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

A austenita alotrimórfica de contorno de grão pode se apresentar de maneira contínua ou descontínua, como mostrado na Figura 45.

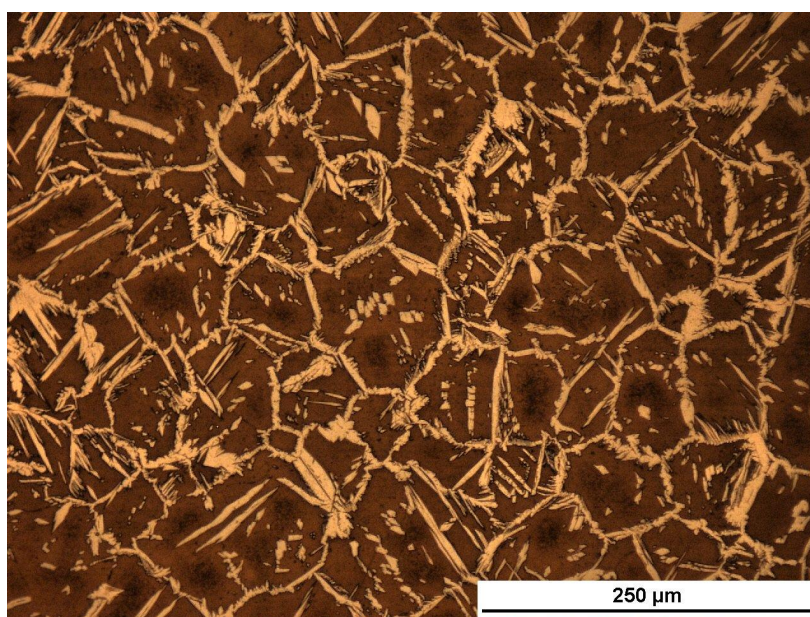


Figura 48 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300Ar), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

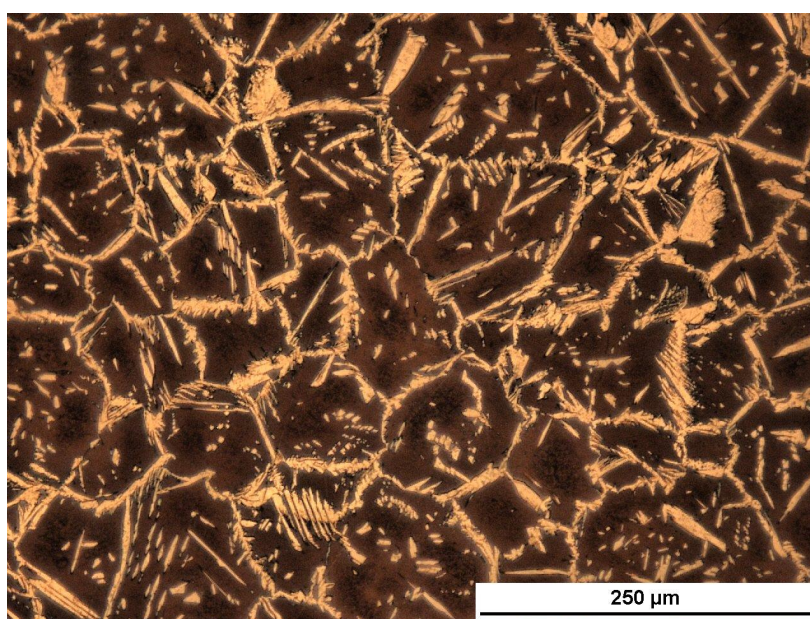


Figura 49 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300N2), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

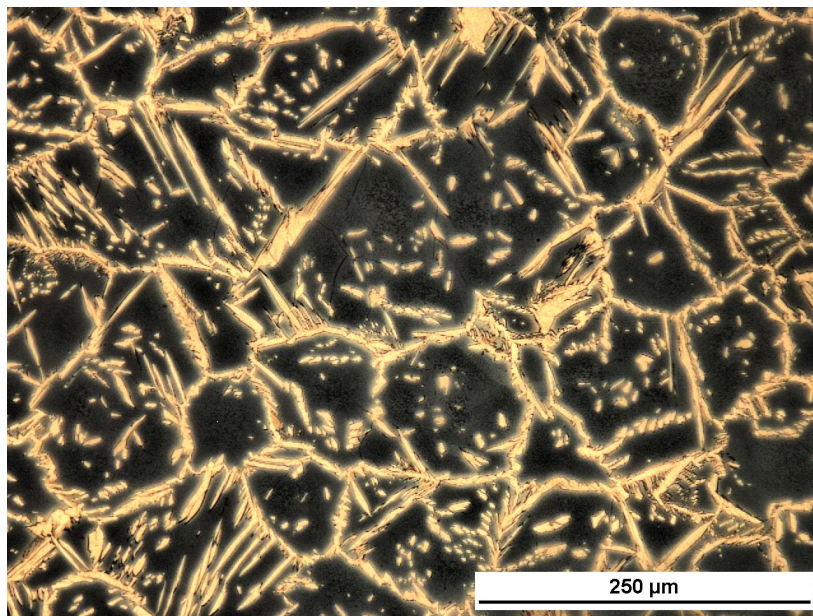


Figura 50 – Microestrutura da zona termicamente afetada, (Amostra Tp300N10), superfície inferior da amostra. Fonte: Próprio autor.

É possível observar ilhas com maior concentração de austenita intragranular nas micrografias das Figuras 45 a 50. Provavelmente, algumas das partículas de austenita intragranulares observadas são austenitas de Widmanstätten interceptadas transversalmente ao seu eixo longitudinal. Além disso, percebe-se a maior quantidade de austenita de contorno de grão nas micrografias das amostras soldadas com pré-aquecimento de 300°C quando comparadas com as amostras soldadas com pré-aquecimento de 200°C. Isso pode ser explicado pela influência da baixa velocidade de resfriamento e, conseqüentemente uma menor taxa de resfriamento, em que há grãos de ferrita menores.

Nota-se também a presença de algumas placas de austenita mais espessas, em que no tempo acima da temperatura solvus da ferrita foi suficiente apenas para sua dissolução parcial, a título de exemplo, conforme mostrado na micrografia da Figura 49. Com o pré-aquecimento, percebe-se um aumento notório na quantidade de austenita, principalmente dos tipos Widmanstätten e de contorno de grão, devido ao tempo de permanência em temperaturas elevadas e, conseqüentemente uma maior quantidade de austenita reformada.

4.3 Fração volumétrica das fases

4.3.1 Região da zona de fusão

A Tabela 8 mostra os resultados das medidas da fração volumétrica na zona fundida, através de metalografia quantitativa por contagem por pontos.

De acordo com a Tabela 8, a relação ferrita-austenita presente no metal base foi

alterada em função das condições estudadas. A fração volumétrica de austenita, que era de aproximadamente 48,40% no metal base, foi alterada para a faixa de 15,25% a 42,06% na região da zona fundida.

Tabela 8 – Resultado da fração volumétrica da austenita para a região da zona fundida.

Amostras	Austenita (%)	DP
TaAr	15,25	1,19
Tp200Ar	18,15	1,11
Tp300Ar	22,20	1,15
TaN2	24,24	1,41
Tp200N2	32,18	1,03
Tp300N2	37,32	1,05
TaN10	36,82	1,08
Tp200N10	37,29	0,52
Tp300N10	42,06	0,83

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 51 mostra a variação da fração volumétrica de austenita, obtido por contagem de pontos, das diferentes amostras que foram soldadas nas condições estabelecidas.

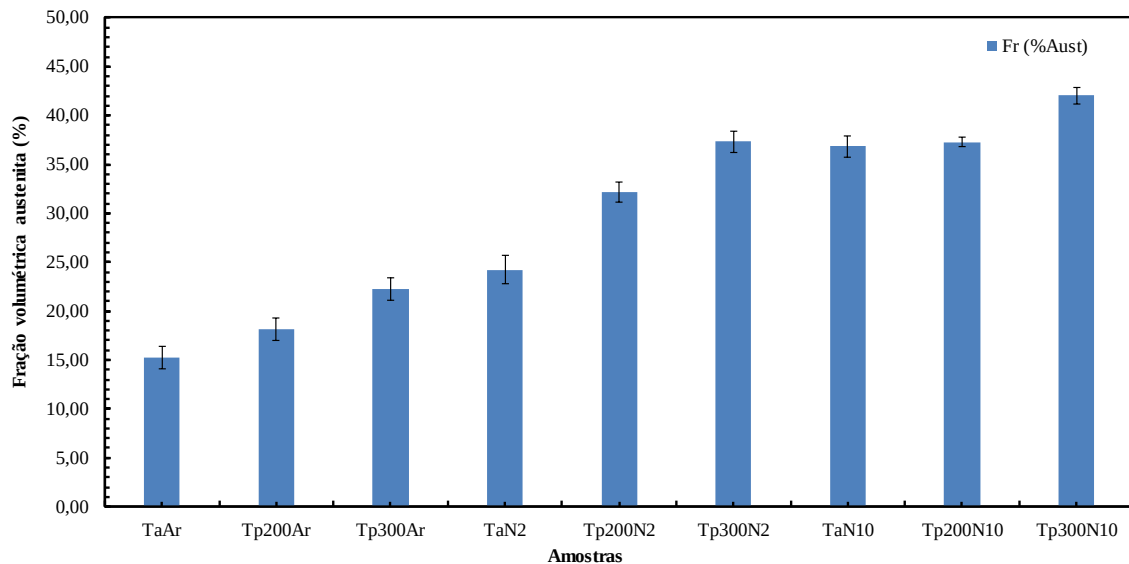


Figura 51 – Avaliação da fração volumétrica da austenita para os ensaios realizados. Fonte: Próprio autor.

Analisando-se a Figura 51, observa-se com o aumento da temperatura pré-aquecimento houve um aumento no percentual da fase austenita, sendo mais significativo nas amostras soldadas com pré-aquecimento de 300°C. Esse resultado concorda com o observado nas micrografias das Figuras 36 e 39. Além disso, as amostras soldadas com a adição do

nitrogênio no gás de proteção esse efeito foi mais pronunciado. [Londoño 1997], também verificou que adição de nitrogênio ao gás de proteção em teores de 1 a 10% favorece a formação de austenita, por ser nitrogênio um estabilizante da austenita. Os resultados encontrados estão de acordo com a literatura. Segundo alguns pesquisadores [Wang et al. 2006, Yang et al. 2011] durante o processo de soldagem, o aço é submetido a ciclos térmicos que podem favorecer o desbalanceamento de sua microestrutura. Ainda de acordo com esses autores há uma tendência de redução da ferrita com o controle da taxa de resfriamento durante a soldagem. Isso ocorre devido ao fato de que quando se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento, e esse atraso no resfriamento é responsável pela nucleação e crescimento da austenita.

Estudos realizados por Santos [SANTOS ,2016] na ZF de um UNS S32205 soldado por GTAW determinou que soldagem com pré-aquecimento 300°C favoreceu o aumento da formação de austenita (52,76%), o que não foi tão pronunciado nas outras duas condições de soldagem. Como pode ser visto na Tabela 8, para experimentos com a temperatura de pré-aquecimento na ordem de 300°C, a fração da austenita foi de (42,06%). Uma explicação para isso é o fato que nos experimentos realizados por Santos [SANTOS ,2016] a energia de soldagem foi mais elevada (1,853 kJ/cm) quando comparada com a energia utilizada no presente trabalho (1,520 kJ/cm). Dessa forma, devido a alta energia de soldagem e, conseqüentemente, baixa velocidade de resfriamento, gera condições favoráveis para o crescimento de austenita. De acordo os resultado obtidos por Santos [SANTOS ,2016] e com os resultados obtidos com o dispositivo de aquecimento direto Figura 13, nota-se que o aumento progressivo da temperatura limite de pré-aquecimento favorece a formação da austenita.

4.3.2 Região da zona termicamente afetada

A Tabela 9 mostra o resultado das medidas da fração volumétrica na região da zona termicamente afetada das amostras soldadas. Observa-se que as amostras soldadas sem pré-aquecimento apresentaram um balanço de austenita muito próximo. Nota-se pela tabela, que as amostras soldadas com pré-aquecimento de 200°C e 300°C, apresentaram frações maiores de austenita. Isto pode ser explicado pelo fato das amostras que foram pré-aquecidas possuírem uma taxa de resfriamento menor, gerando uma maior fração volumétrica desta fase comparada com as amostras sem pré-aquecimento. Além disso, essa evolução poderia ser explicada pela capacidade do N_2 transportar calor. Segundo a literatura [Lu et al. 2009], o gás nitrogênio possui maior calor específico, isso poderia promover um efeito térmico mais pronunciado durante a soldagem. Tal efeito, durante a formação do plasma do arco, poderia promover um arco mais quente e mais concentrado. Na Tabela 9, nota-se na amostra (Tp300N10) soldada com 10% N_2 , a possibilidade do arco estar mais quente e por conseguinte o efeito secundário poderia acontecer na parte inferior

(ZTA), já que não se teve fusão completa. Assim, aliado ao efeito do N_2 como gamagênico, esse aumento da temperatura pode ter auxiliado na maior formação da austenita.

Tabela 9 – Resultado da fração volumétrica da austenita na região da zona termicamente afetada

Amostra	Austenita %	DP
TaAr	21,46	0,51
Tp200Ar	23,59	1,12
Tp300Ar	27,95	0,53
TaN2	22,03	0,92
Tp200N2	24,87	0,93
Tp300N2	29,78	0,88
TaN10	23,07	0,65
Tp200N10	26,83	1,26
Tp300N10	31,57	1,39

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4 Ensaios eletroquímicos

A seguir são apresentadas curvas obtidas após ensaios de reativação eletroquímica Potenciodinâmica na versão ciclo duplo (DL-EPR) em uma solução 33 % H_2SO_4 (ácido sulfúrico) e 0,5% HCL (ácido clorídrico) a $(24 \pm 1^\circ C)$. Para cada condição de soldagem foram realizados ensaios, na zona fundida e na zona termicamente afetada, com velocidade de varredura de $1,50 \text{ mV.s}^{-1}$, sendo o acabamento superficial de lixa #600.

4.4.1 Ensaios DL-EPR amostra CR

A Figura 52 apresenta a curva característica do ensaio de ciclo duplo (DL-EPR) do material como recebido (CR). Todos os ensaios realizados apresentaram um potencial de circuito aberto (OCP) próximo a -345 mVSCE e um “ombro” em um potencial próximo de -230 mVSCE . Sugere-se que a presença desses picos de corrente consiste na presença de duas fases originais, austenita e ferrita. Resultados semelhantes para aços austenomartensíticos foram encontrados por [Číhal et al. 2007]. Conforme estudos de [Tsai e Chen 2007] e [Tsai e Chen 2007], os picos presentes na ativação em um aço inoxidável duplex 2205 em solução de $2M \text{ H}_2\text{SO}_4 + 0,5M \text{ HCl}$ podem estar relacionados à dissolução preferencial das fases ferrita e austenita. Onde o pico de maior potencial está relacionado à dissolução da austenita, enquanto que no caso do pico de menor potencial tem-se a dissolução da ferrita. Este efeito segundo os autores é proveniente da diferença de composição química entre as fases presentes.

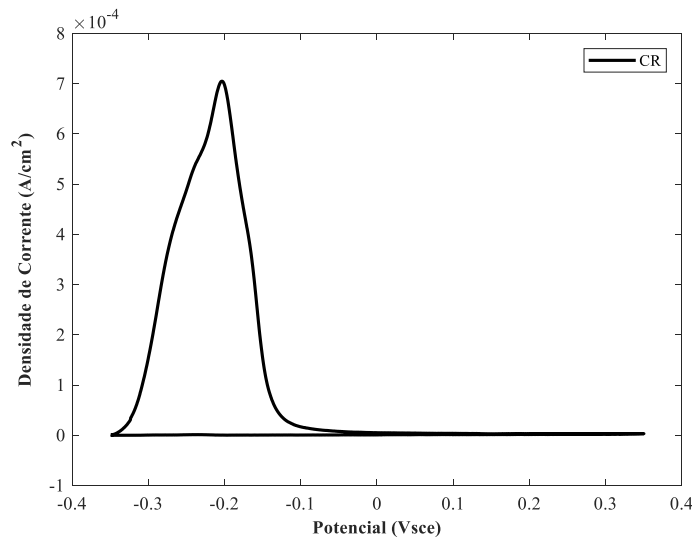


Figura 52 – Curva característica do ensaio DL-EPR para o material como recebido (MB).
Fonte: Próprio autor.

4.4.2 Ensaios DL-EPR metal base

Observa-se que os resultados obtidos após os ensaios de DL-EPR é semelhante ao da amostra como recebida, exibindo um potencial de circuito aberto (OCP) de aproximadamente -345 mVSCE e um ombro num potencial de aproximadamente -230 mVSCE. [53](#).

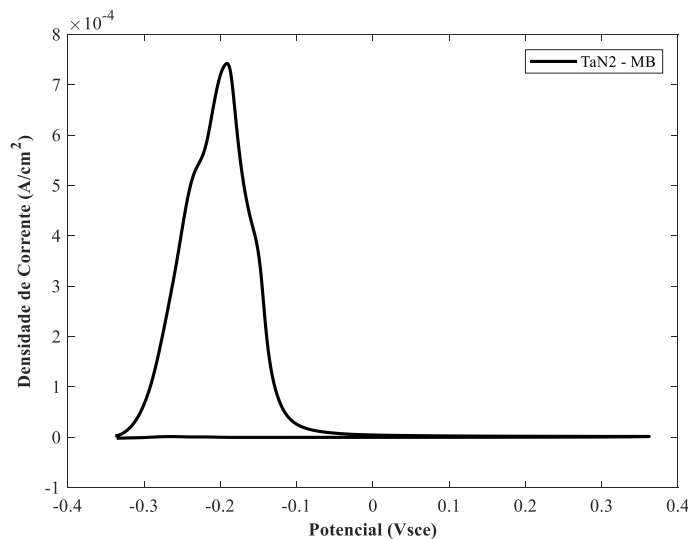


Figura 53 – Curva característica do ensaio DL-EPR para metal de base (MB). Fonte: Próprio autor.

Analisando a Figura [53](#) é possível perceber que o valor de I_r foi muito pequena,

próximo de zero, podendo-se dizer que as amostras não foram sensibilizadas. Todas as amostras ensaiadas na região do metal de base possuíram o mesmo comportamento como mostrado na Figura. Estudos realizados por Santos [SANTOS,2016] mostraram que todas as amostras soldadas apresentaram pico de reativação (I_r), próximo a zero, podendo-se ser considerado nula.

4.4.3 Ensaios DL-EPR na região da zona fundida

4.4.3.1 Amostras soldadas com Ar puro

Os resultados para os ensaios de DL-EPR para a região da zona fundida das amostras soldadas com argônio puro é apresentado na Figuras 54, e os valores de OCP e do GDS (I_a/I_r) estão relacionados na Tabela 10. Na Figura, as curvas de todas as condições estão plotadas em conjunto auxiliando na análise da possível relação da variação do GDS com cada condição estudada. Ao analisar a Figura 54, é possível observar em todas as curvas que além do pico de corrente de ativação, há a formação de um pico de reativação no ramo de reativação. Entretanto, pode ser observado que o valor da densidade de corrente do pico de reativação reduz da amostra TaAr até a amostra Tp300Ar, indicando que houve a redução da resistência à corrosão da camada passiva das amostras soldadas com argônio puro. Santos, [SANTOS,2016] verificou picos de reativação em todas as amostras soldadas com argônio puro, variando a temperatura de pré-aquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem para o aço inoxidável duplex UNS S32205.

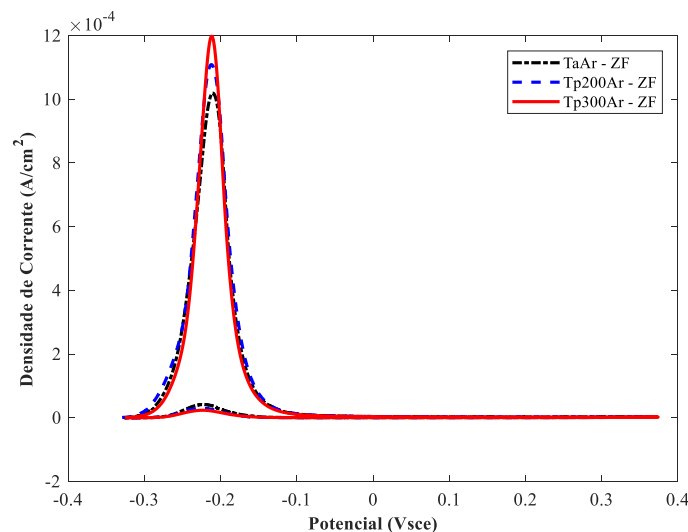


Figura 54 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF).
Fonte: Próprio autor.

Este pico gerado no ramo de reativação é resultante da corrente produzida em consequência da quebra do filme passivo nas regiões empobrecidas em cromo. Devido ao

processo de sensitização, os precipitados ricos em Cr formaram em suas adjacências regiões empobrecidas em cromo [Lopez et al. 1997].

Tabela 10 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona fundida.

Amostras	OCP Médio	OCP DP	Ir/Ia Médio	Ir/Ia DP
TaAr	-3,25E-01	5,36E-03	4,22E-02	4,11E-03
Tp200Ar	-3,23E-01	5,33E-03	2,55E-02	5,96E-03
Tp300Ar	-3,26E-01	4,20E-03	1,90E-02	3,22E-03

Fonte: Elaborado pelo autor.

Verifica-se na Tabela 10 uma diminuição significativa nos valores de I_r/I_a (4,22E-02 para 1,90E-02) , à medida que a temperatura de pré-aquecimento é aumentado

4.4.3.2 Amostras soldadas com (Ar + %N₂)

Os resultados para os ensaios de DL-EPR para a região da zona fundida das amostras soldadas com adição de nitrogênio são apresentados nas Figuras 55 e 56, e os valores de OCP e do GDS (I_a/I_r) estão relacionados na Tabela 11. Pode-se observar nas Figuras 55 e 56 que não há alteração no pico de ativação nas condições estudadas, sendo encontrados valores muito semelhantes de I_a para ambos os gráficos. É possível perceber que os picos da curva de ativação varia entre 8,5E-04A a 9,5E-04A e próximo a 0,220 V SCE há a passivação do metal. Além disso, nota-se que não apresentaram picos de reativação.

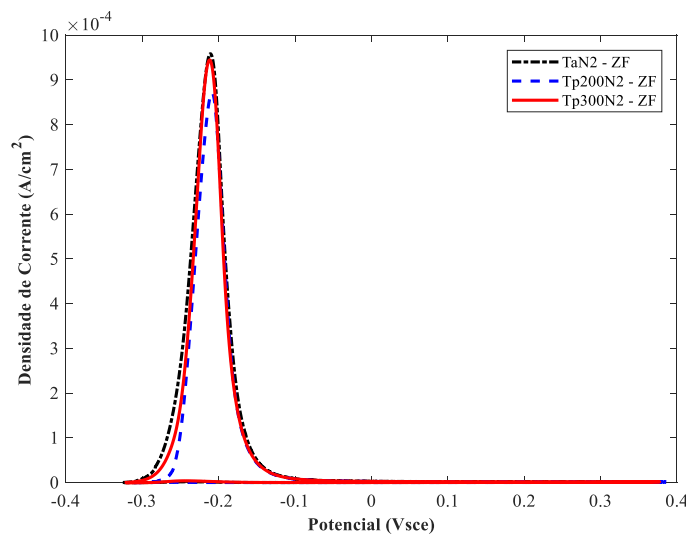


Figura 55 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF).
Fonte: Próprio autor.

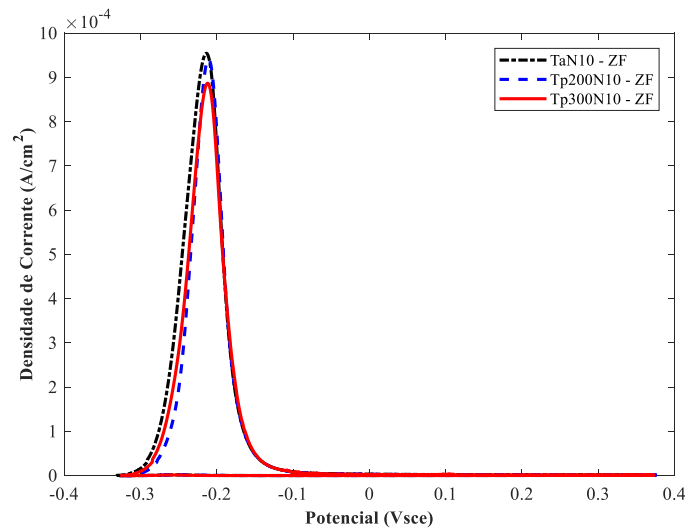


Figura 56 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF).
Fonte: Próprio autor.

Tabela 11 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona fundida.

Amostras	OCP Médio	OCP DP	Ir/Ia Médio	Ir/Ia DP
TaN2	-3,24E-01	1,46E-03	2,89E-03	2,02E-04
Tp200N2	-3,21E-01	6,63E-03	1,87E-03	5,28E-04
Tp300N2	-3,21E-01	9,18E-03	3,15E-03	3,23E-04
TaN10	-3,30E-01	4,20E-03	1,68E-03	1,71E-04
Tp200N10	-3,23E-01	2,81E-03	2,16E-03	5,83E-04
Tp300N10	-3,32E-01	6,91E-03	1,89E-03	4,03E-04

Fonte: Elaborado pelo autor.

A técnica eletroquímica de DL-EPR baseia-se no fato de que ao diminuir o potencial aplicado ao material, a partir de uma condição onde este se apresenta completamente passivado, o filme passivo vai sendo rompido na medida em que o potencial diminui, preferencialmente as zonas empobrecidas em Cr. De acordo com a relação crítica de (I_r/I_a) de 0,05 proposta nos estudos de [Lopez et al. 1997, Pardal et al. 2013], é considerado que um material é susceptível a corrosão intergranular quando possui uma relação (I_r/I_a) maior que 5,00E-02. Essa relação não foi observada em nenhuma das amostras como é mostrado nas Tabelas 10 e 11. Sendo assim a porcentagem de fases deletérias formadas em cada amostra de acordo com as condições de soldagem, não foi determinante para a resistência a corrosão intergranular do aço inoxidável duplex UNS S31803.

Após realização do ensaio DL-EPR, a região atacada foi analisada no MEV. As microestruturas, estão mostradas nas Figuras 57 e 58. Da análise destas micrografias

obtidas por microscopia eletrônica de varredura na região da zona fundida, nota-se a presença austenita de morfologia Widmanstätten e austenita intragranular, morfologias já observadas no microscópio óptico.

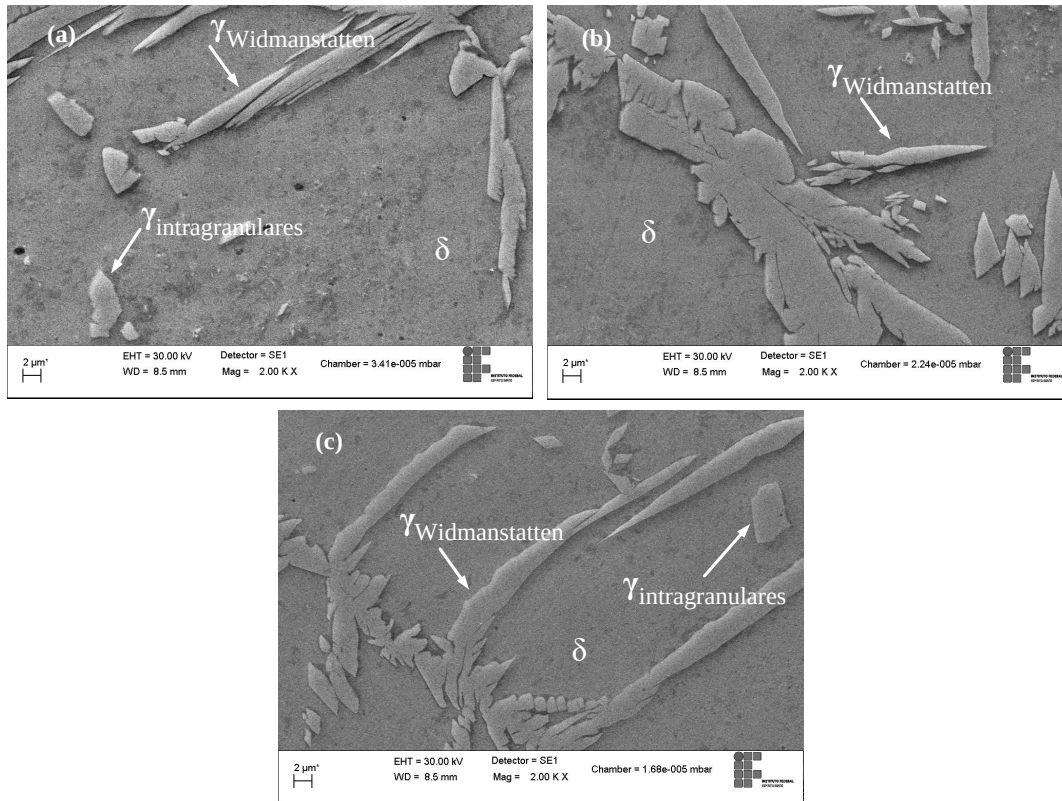


Figura 57 – Placas laterais de Widmanstätten de γ_1 e austenita intragranular. Região da zona fundida, (a) Amostra TaAr, (b) Amostra Tp200Ar e (c) Amostra Tp300Ar, mostrando o ataque sofrido. MEV. Aumento 2000x. Fonte: Próprio autor.

Uma outra evidência importante encontrada foi a presença de pequenas cavidades no interior da fase ferrita, que parecem ser deixados por partículas de segunda fase removidas durante o ataque, que poderiam ser nitreto de cromo (Cr_2N). Nota-se que, a amostra TaAr (Figura 57 (a)) apresenta uma degradação maior quando comparada as demais amostras soldadas com a mesma proteção gasosa, Figuras 57 (b) e (c), respectivamente. Os resultados mostram que o material sofreu sensitização no interior da fase, destacando a mesma devido ao empobrecimento de cromo diminuindo a resistência à corrosão nessas regiões, o que serve para corroborar com os dados obtidos no ensaio DL-EPR. Assim como apresentado anteriormente para a análise da zona fundida, os dados constantes na literatura conduzem para a existência de nitretos de cromo em juntas soldadas de AID [SANTOS, 2016]. A hipótese de existência de nitreto de cromo mostra-se mais consistente já que as amostras TaAr, Tp200Ar e Tp300Ar apresentaram uma diminuição da fração de austenita.

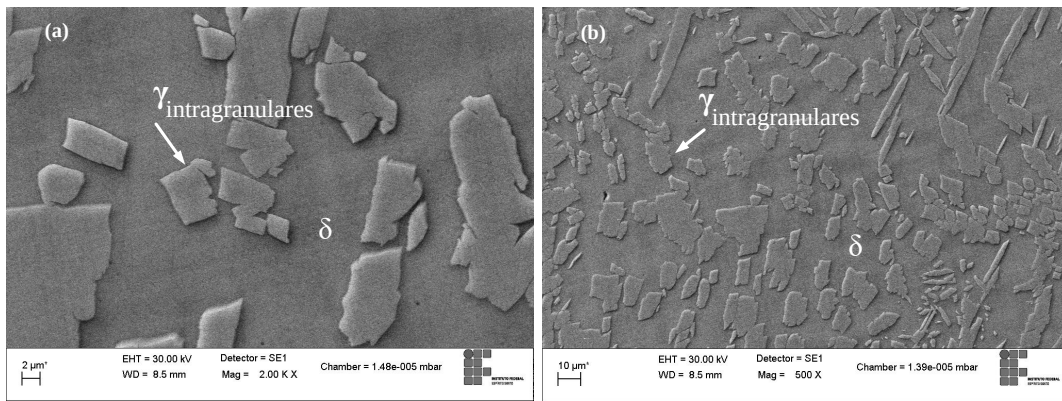


Figura 58 – Austenita intragranular. Região da zona fundida, (a) Amostra Tp300N10 (Aumento 2000x) e (b) amostra Tp300N10 (Aumento 500x), mostrando o ataque sofrido. MEV. Fonte: Próprio autor.

4.4.4 Ensaios DL-EPR na região da Zona mista (ZM)

A Figura 59 apresenta os gráficos das curvas do ensaio DL-EPR na região da zona mista. Como pode ser visto na Figura, o formato das curvas de polarização correspondentes aos ensaio de DL-EPR, são o mesmos mostrados por este material no estado como recebido e não mostraram nenhuma mudança importante para todas as condições de soldagem estudadas. As curvas obtidas caracterizaram-se pela ausência de uma máxima densidade de corrente na etapa de reativação, próximos de zero e picos de ativação semelhantes. Observa-se que o grau de sensitização não varia significativamente segundo os parâmetros estudados, como mostrado na Tabela 12. Os demais resultados outros ensaios podem ser vistos no Apêndice E.

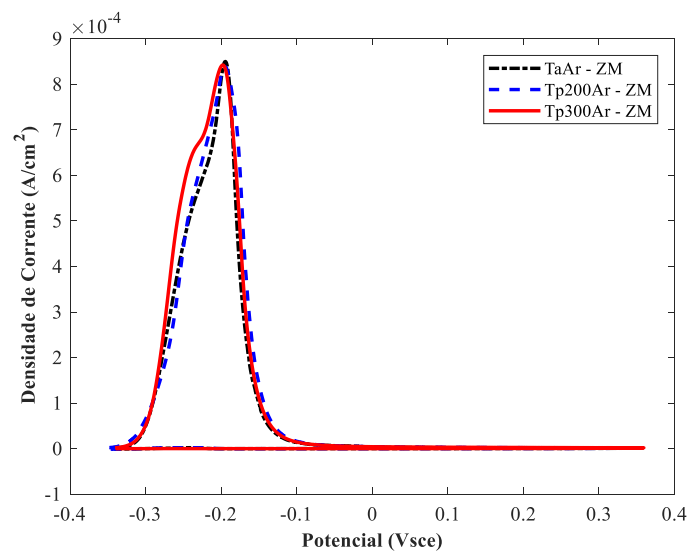


Figura 59 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista (ZM). Fonte: Próprio autor.

Tabela 12 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região da zona mista.

Amostras	OCP Médio	OCP DP	Ir/Ia Médio	Ir/Ia DP
TaAr	-3,42E-01	7,88E-03	2,82E-03	5,05E-04
Tp200Ar	-3,44E-01	2,65E-03	2,70E-03	2,43E-04
Tp300Ar	-3,39E-01	4,66E-03	2,67E-03	1,25E-04
TaN2	-3,43E-01	5,03E-03	2,61E-03	1,38E-04
Tp200N2	-3,44E-01	1,80E-03	2,65E-03	2,51E-04
Tp300N2	-3,32E-01	1,62E-03	2,47E-03	6,23E-04
TaN10	-3,41E-01	7,29E-03	1,95E-03	4,13E-04
Tp200N10	-3,37E-01	2,87E-03	2,45E-03	8,00E-04
Tp300N10	-3,41E-01	3,45E-03	2,36E-03	5,78E-04

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.5 Ensaios DL-EPR na região da zona termicamente afetada (ZTA)

4.4.5.1 Amostras soldadas com Ar puro

A Figura 60 mostra as curvas características do ensaio de ciclo duplo na região da ZTA das amostras TaAR, Tp200Ar e Tp300Ar. A varredura começa no potencial de aproximadamente -330 mVSCE referente ao OCP passa por um pico de corrente de ativação equivalente ao potencial de -200 mVSCE e depois segue até 370 mVSCE, potencial onde a película passiva já se encontra estável. O sentido do ensaio é invertido passando por uma corrente máxima de reativação (I_r) e retornando para o OCP.

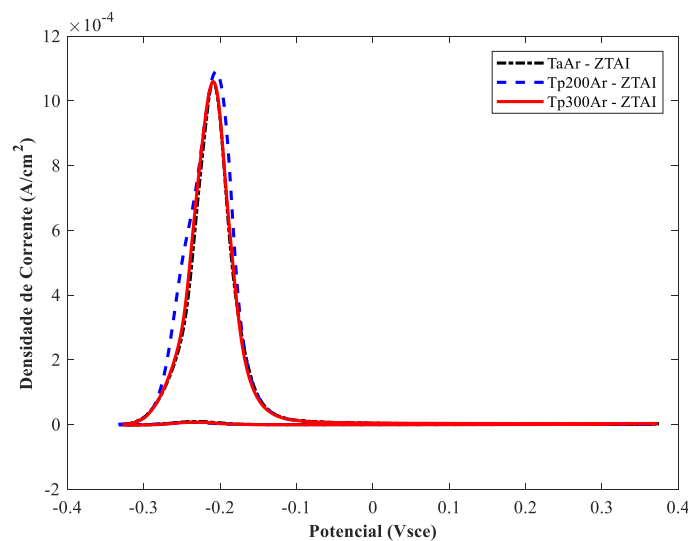


Figura 60 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA). Fonte: Próprio autor.

Nota-se um comportamento muito semelhante no sentido anódico das curvas, obtendo valores bem aproximados para a máxima densidade de corrente (I_a), após a inversão do sentido da curva, na reativação os valores da máxima densidade de corrente (I_r) foram próximos de zero.

Analisando-se os resultado apresentados na Tabela 13, nos permite perceber que as amostras soldadas com argônio puro obtiveram uma maior relação (I_r/I_a) quando comparadas com as demais amostras. De forma geral, todos os ensaios mostraram curvas com perfil semelhante, apresentando apenas pequenas variações na densidade de corrente na ativação e na reativação. Desse modo, os resultados obtidos pelas curvas de reativação potenciodinâmica mostraram que o aço não apresentou uma perda de resistência à corrosão quando soldada com pré-aquecimento. Os demais gráficos dos outros ensaios podem ser vistos no Apêndice E.

Tabela 13 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA).

Amostras	OCP Médio	OCP DP	Ir/Ia Médio	Ir/Ia DP
TaAr	-3,10E-01	7,93E-03	6,33E-03	1,50E-03
Tp200Ar	-3,34E-01	2,87E-03	4,57E-03	4,36E-04
Tp300Ar	-3,36E-01	7,70E-03	3,98E-03	7,77E-04

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.5.2 Amostras soldadas com (Ar + N₂)

De forma geral, todos os ensaios mostraram curvas com perfil semelhante, apresentando apenas pequenas variações na densidade de corrente na ativação, como mostrado na 61.

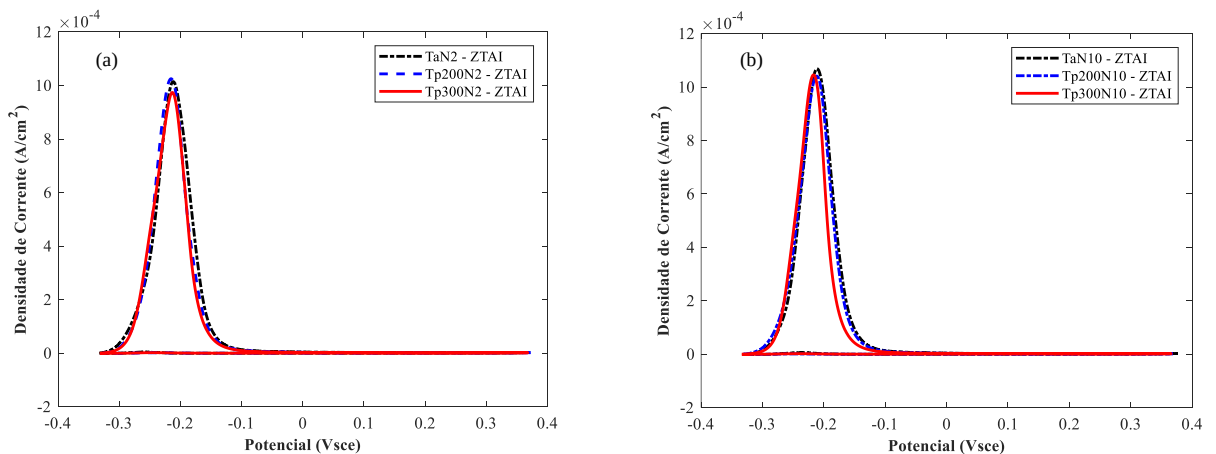


Figura 61 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA), superfície inferior Fonte: Próprio autor.

É possível perceber que os picos da curva de ativação varia entre 1,0E-3A a 1,1E-3A e próximo a 0,220 V SCE há a passivação do metal. A curva de reativação inicia-se em aproximadamente -0,370A. Nota-se pela Tabela 14, que a variação razão (I_r/I_a) apresentou com pouca oscilação em função do pré-aquecimento, isso pode ser explicado pelo pico de reativação próximo de zero, verificado nos ensaios de DL-EPR.

Tabela 14 – Resultado do Ensaio DL-EPR para a região termicamente afetada (ZTA), superfície inferior.

Amostras	OCP Médio	OCP DP	Ir/Ia Médio	Ir/Ia DP
TaN2	-3,17E-01	2,24E-03	3,52E-03	3,77E-04
Tp200N2	-3,30E-01	1,54E-03	2,89E-03	5,54E-04
Tp300N2	-3,32E-01	2,35E-03	2,47E-03	5,54E-04
TaN10	-3,20E-01	6,61E-03	2,65E-03	2,48E-04
Tp200N10	-3,24E-01	9,49E-03	2,49E-03	7,17E-04
Tp300N10	-3,34E-01	3,86E-03	2,91E-03	7,40E-04

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5 Ensaios por imersão

Nota-se analisando as Figuras 62 que após o período de cinco meses de imersão não havia sinais de corrosão no aço UNS S32205. Isso pode ser explicado pelos resultados do ensaio DL-EPR, onde os valores do grau de sensitização foram baixos. Dessa forma, não foram constatadas evidências do surgimento de pite. No Apêndice F encontra-se os resultados das demais condições.

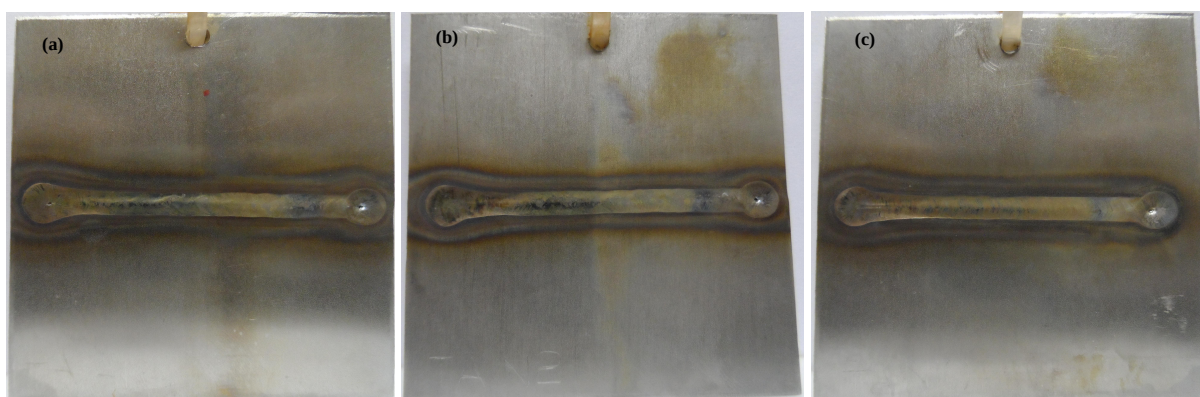


Figura 62 – (a) Amostra TaAR, (b) Amostra TaN2 e (c) TaN10. Fonte: Próprio autor.

4.6 Efeito da temperatura de pré-aquecimento na corrosão

4.6.1 Região de zona fundida

Entre as condições soldadas com argônio puro, pode ser observado na Figura 63 que a condição de temperatura ambiente apresenta um valor no grau de sensitização superior as condições de pré-aquecimento de 200°C e 300°C. Nota-se, uma tendência de diminuição da relação I_r/I_a com o aumento da temperatura de pré-aquecimento (diminuição do valor de I_r/I_a de 4,22% para 1,90%), como mostrado na Tabela 10. O aumento da temperatura de pré-aquecimento, conforme já exposto, permite que as taxas de resfriamento sejam amenizadas, o que favorece a formação da austenita e melhora o balanço de fases, tendo um efeito benéfico na resistência à corrosão.

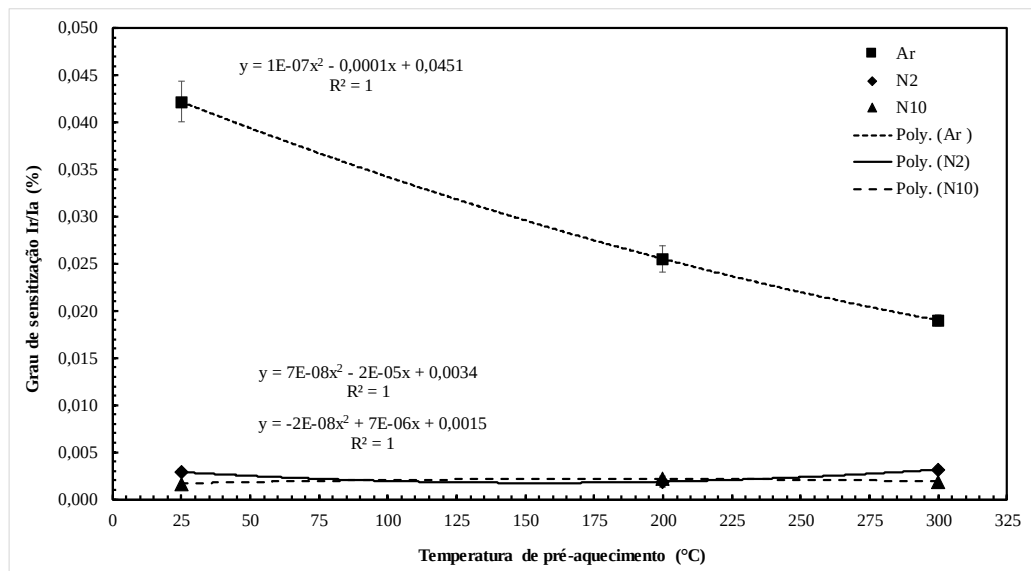


Figura 63 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensitização (I_r/I_a). Região da zona fundida. Fonte: Próprio autor.

Em estudos realizados anteriormente por [SANTOS ,2016], trabalhando com o aço inoxidável duplex UNS S32205, experimentou uma tendência no aumento dos valores do grau de sensitização com o aumento da temperatura de pré-aquecimento, nas amostras soldadas com argônio puro. Na condição de temperatura ambiente, o valor do grau de sensitização encontrado no estudo conduzido por [SANTOS ,2016] foi de 2,9%, menor que o valor encontrado no presente estudo 4,22%. Entretanto, nas condições de pré-aquecimento de 200°C e 300°C os valores encontrados foram superiores. Para experimentos com temperatura de pré-aquecimento de 200°C, o grau de sensitização foi de 5,7%, contra 2,55%, enquanto para a temperatura de pré-aquecimento de 300°C foi de 8,1% quando comparado com 1,9% do estudo em análise. Para uma melhor visualização dos resultados, são apresentados graficamente no apêndice G. Provavelmente, a utilização de uma energia

de soldagem mais elevada nos experimentos realizados por [SANTOS, 2016], favoreceu a diminuição na taxa de resfriamento, o que geraria condições favoráveis para o crescimento de austenita, na forma austenita secundária. Segundo [Wang et al. 2006] a precipitação da γ_2 pode ter efeitos deletérios na resistência à corrosão.

Pode-se perceber também uma tendência no aumento do grau de sensitização como o aumento da temperatura de pré-aquecimento, em ensaios conduzidos com as amostras [SANTOS, 2016], utilizando os parâmetros do presente estudo. Na condição de temperatura ambiente o grau de sensitização foi de 0,015% , enquanto para as demais condições de pré-aquecimento de 200°C e 300°C, foram 2,1% e 3,3%, respectivamente, como mostrado no apêndice G.

Nas amostras submetidas à soldagem com adição de nitrogênio, não foram identificadas variações significativas do grau de sensitização em relação a temperatura de pré-aquecimento, conforme ilustrado na Figura 63. Nota-se que a oscilação no GDS foi muito pequena, resultando em valores finais muito próximos. Por se tratar de valores numericamente baixos, não se considera uma alteração significativa. Sendo assim, nas condições com adição de nitrogênio, não é possível identificar uma influência direta e progressiva no GDS em função do do pré-aquecimento. Os estudos realizados por [Zhang et al. 2017] avaliaram o efeito da adição de N_2 no gás de proteção e os resultados mostram que a austenita (γ) enriqueceu de Ni e N, enquanto na ferrita (δ) houve o enriquecimento de Cr e Mo, e ainda, a adição de 2% de N_2 no gás de proteção melhorou a resistência à corrosão localizada por pite da junta, por aumentar o PRE da austenita secundária e minimizar a precipitação de Cr_2 . Segundo estudos realizados por [Kim et al. 2015], mostraram que as amostras foram soldadas utilizando 2% de N_2 no gás de proteção apresentaram valores potencial transpassiva maiores . O autor concluiu que a adição de nitrogênio proporcionou a estabilização da fase austenita promovendo redução significativa do percentual de ferrita na zona fundida, aumentando assim a resistência à corrosão.

4.6.2 Região de zona mista

A Figura 64 ilustra o efeito da temperatura de pré-aquecimento nos ensaios DL-EPR para a região da zona mista. Podemos observar que não foram identificadas variações significativas do grau de sensitização em relação a temperatura de pré-aquecimento para todas as condições estudadas. Nota-se que em todas as condições estudadas, não foram identificadas variações significativas do grau de sensitização em relação a temperatura de pré-aquecimento. Pode-se perceber que os valores da relação (I_r/I_a) são próximos, conforme a Tabela 12, isso evidenciou a baixa influência da temperatura de pré-aquecimento no grau de sensitização no aço inoxidável duplex UNS S32205.

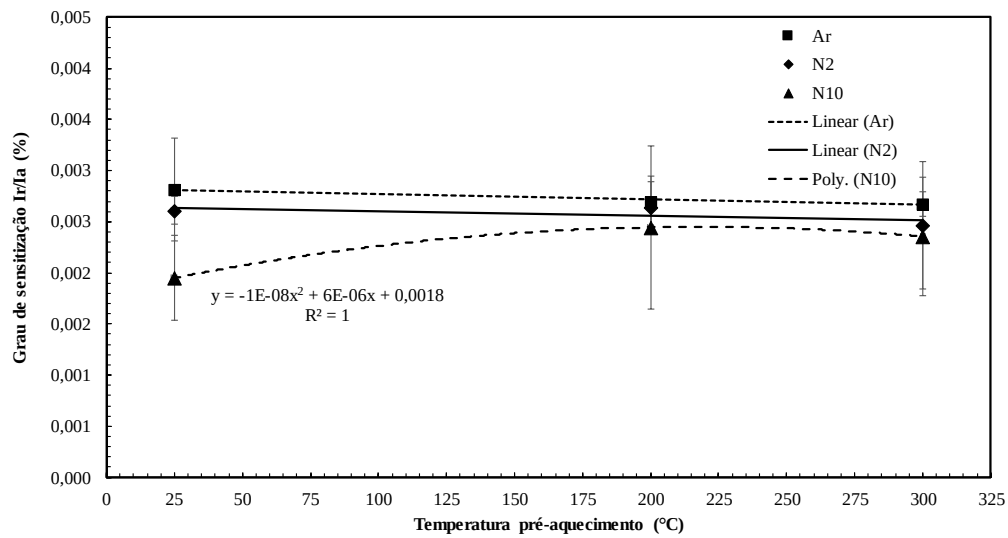


Figura 64 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensitização (I_r/I_a). Região da zona mista. Fonte: Próprio autor.

4.6.3 Região de zona termicamente afetada, superfície inferior

Pela Figura 65, observa-se um comportamento semelhante das amostras soldadas sem adição de nitrogênio no gás de proteção. Nota-se, uma tendência de diminuição da relação I_r/I_a com o aumento da temperatura de pré-aquecimento (diminuição do valor de I_r/I_a de 0,63% para 0,4%), como mostrado na Tabela 13.

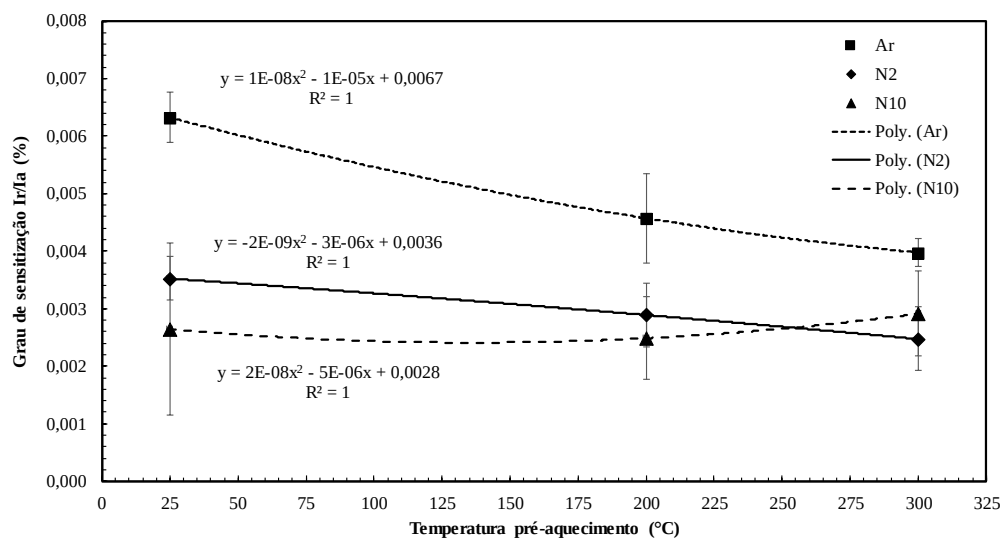


Figura 65 – Correlação entre a temperatura de pré-aquecimento e o grau de sensitização (I_r/I_a). Região da zona termicamente afetada, superfície inferior. Fonte: Próprio autor.

Entretanto, as amostras soldadas com adição de nitrogênio, não foram identificadas variações significativas do grau de sensitização em relação a temperatura de pré-aquecimento. Poderia ser explicado por que não houve variação. Possivelmente em virtude do maior calor, efeito no N_2 no arco, pôde proporcionar um melhor balanço das fases e assim melhorar a resistência à corrosão. Esses resultados sugerem que o material continuou protegido não havendo o rompimento do filme que protege o material em nenhuma das fases presentes.

Podemos observar que os valores do grau de sensitização na região da zona termicamente afetada para todas as condições estudadas, conforme as Tabelas 13 e 14, foram superiores à região da zona mista, Tabela 12, tornando clara a contribuição do metal de base.

4.7 Comparação entre a fração de austenita e o grau de sensitização

Buscando relacionar a fração volumétrica da austenita transformada, obtida nas diferentes condições de soldagem, com os graus de sensitização encontrados nos ensaios DL-EPR, foi traçado o gráfico mostrado na Figura 66.

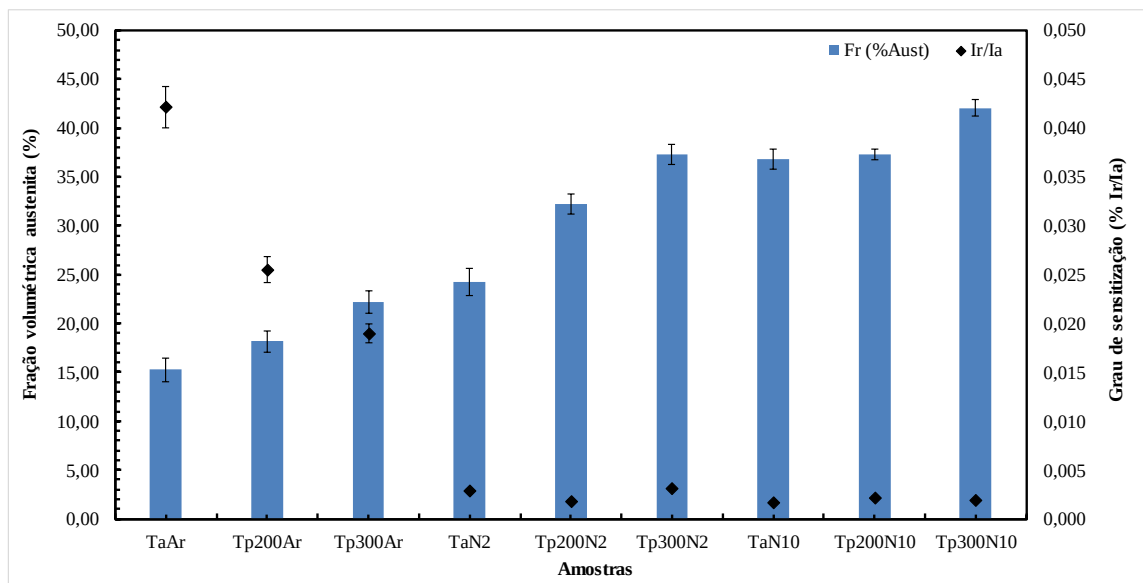


Figura 66 – Correlação entre a fração volumétrica de austenita e o graus de sensitização (I_r/I_a). Fonte: Próprio autor.

Os resultados de I_r/I_a foram comparados com a porcentagem de austenita transformada na região da zona fundida (ZF). Foi observada uma tendência de diminuição do grau de sensitização das amostras soldadas sem adição de nitrogênio no gás de proteção com o aumento da fração volumétrica de austenita, consequência do aumento da temperatura de

pré-aquecimento, que favoreceu o balanço entre as fases. Entretanto, as amostras submetidas à soldagem com adição de nitrogênio não apresentaram variações significativas no grau de sensitização quando comparadas com as amostras soldadas sem nitrogênio. Nota-se que o grau de sensitização é muito baixo e independe do aumento da fração de austenita.

A amostra TaAr foi a que apresentou menor fração volumétrica de austenita dentre todas as amostras soldadas e também apresentou maior grau de sensitização dentre as amostras avaliadas pela técnica DL-EPR.

5 Conclusão

A caracterização microestrutural e a avaliação da resistência à corrosão peça técnica de DL-EPR em chapas do aço inoxidáveis duplex (SAF 2205) com simples soldagem GTAW autogêno utilizando, pré-aquecimento na temperatura ambiente, 200°C e 300°C permitiu as seguintes conclusões:

- Os resultados obtidos com pré-aquecimento direto, mostraram um bom desempenho do processo de aquecimento quando comparados aos do pré-aquecimento indireto.
- Com as soldas realizadas sem adição do nitrogênio houve um desbalanceamento da sua microestrutura. Pode ter ocorrido a precipitação de outras fases, mas assumiu-se que as únicas fases presentes são ferrita e austenita. Na zona fundida pode-se observar através de estudo quantitativo um aumento na fração volumétrica de austenita com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. A força motriz é o aumento da temperatura de pré-aquecimento com baixa velocidade de resfriamento, sendo justamente esse retardo no resfriamento o responsável pela nucleação e crescimento da austenita.
- O pré-aquecimento utilizado promoveu uma queda na taxa de resfriamento, auxiliando na formação da austenita. O balanço de fases (ferrita/austenita) é mais próximo do ideal para pré-aquecimento a 300°C com adição de 10%N₂, quando comparado às outras duas condições de soldagem, demonstrando a influência do pré-aquecimento sobre a microestrutura.
- Na zona fundida das amostras protegidas com Ar puro, todas apresentaram pico de reativação. Além disso, houve variação da razão I_r/I_a com o pré-aquecimento. Há uma clara tendência na diminuição da razão I_r/I_a com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Na região termicamente afetada, observou-se a mesma tendência de diminuição da razão I_r/I_a das amostras protegidas com Ar puro com o pré-aquecimento. Na zona mista não foram identificadas evidências do efeito do pré-aquecimento na razão I_r/I_a .
- O aumento da temperatura de pré-aquecimento levou ao aumento da fração final de austenita nas amostras soldadas com adição de nitrogênio, demonstra um efeito benéfico a adição do nitrogênio na proteção gasosa. Porém, não provocou alterações significativas no grau de sensitização.
- Com relação as amostras imersas na solução salina, não houve sinais de corrosão no aço UNS S32205.

5.1 Trabalhos futuros

- Estudar os efeitos do pré-aquecimento direto variando a energia de soldagem no mesmo aço duplex.

Referências

Alvarez-Armas e Degallaix-Moreuil 2013 ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex stainless steels**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2013. Citado 2 vezes nas páginas 7 e 8.

ASTM ,2008 ASTM. Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. **ASTM E562-08**, ,2008. Citado 2 vezes nas páginas 34 e 35.

Bäumel et al. 1964 BÄUMEL, A.; BÜHLER, H.-E.; SCHÜLLER, H.-J.; SCHWAAB, P.; SCHWENK, W.; TERNES, H.; ZITTER, H. Deutung der ursachen der interkristallinen korrosion von nichtrostenden stählen in zusammenhang mit der chromverarmungstheorie. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 4, n. 1-4, p. 89–103, 1964. Citado na página 22.

Carew et al. 1994 CAREW, J.; ABDEL-JAWAD, M.; AL-WAZZAN, Y. Evaluation of corrosion-resistant alloys for desalination applications. **Desalination**, Elsevier, v. 95, n. 1, p. 53–74, 1994. Citado na página 1.

Chandra et al. 2010 CHANDRA, K.; SINGHAL, R.; KAIN, V.; RAJA, V. Low temperature embrittlement of duplex stainless steel: Correlation between mechanical and electrochemical behavior. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 527, n. 16, p. 3904–3912, 2010. Citado na página 12.

Charles 1995 CHARLES, J. Duplex stainless steels: from the theory to the practice. **METALLURGIA ITALIANA**, FAE RIVISTE-FRANCO ANGELI EDITORE RIVISTE, v. 87, p. 83–83, 1995. Citado na página 7.

Číhal et al. 2007 ČÍHAL, V.; BLAHETOVÁ, M.; KALABISOVÁ, E.; KRHUTOVÁ, Z.; LASEK, S. **WITHDRAWN: Applications of electrochemical polarization reactivation method: EPR test**. [S.l.]: Elsevier, 2007. Citado 2 vezes nas páginas 21 e 59.

Ciofu et al. CIOFU, F.; NIOATĂ, A.; LUCA, L. Duplex stainless steel. corrosion resistance. Citado na página 21.

Coelho 2018 COELHO, R. Desenvolvimento de procedimento de preaquecimento na soldagem de ligas de aço inoxidável duplex. Universidade Federal do Espírito Santo, 2018. Citado 2 vezes nas páginas xiii e 27.

Cruz 2012 CRUZ, C. D. **Dessalinização da Água do Mar Através da Energia Solar-Caso de Estudo Salamansa–Cabo Verde**. Dissertação (Mestrado) — UA-FCT, 2012. Citado na página 1.

Cunha et al. 2008 CUNHA, T. V. d. et al. Desenvolvimento de equipamento e de metodologia de parametrização para a soldagem orbital tig. Florianópolis, SC, 2008. Citado 2 vezes nas páginas xiii e 18.

Deng et al. 2009 DENG, B.; WANG, Z.; JIANG, Y.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of uns s31803 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 51, n. 12, p. 2969–2975, 2009. Citado 2 vezes nas páginas 12 e 22.

Devine 1990 DEVINE, T. The mechanism of sensitization of austenitic stainless steel. **Corrosion science**, Elsevier, v. 30, n. 2-3, p. 135–151, 1990. Citado na página 22.

Escriba et al. 2009 ESCRIBA, D.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R.; PADILHA, A. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 60, n. 11, p. 1214–1219, 2009. Citado 2 vezes nas páginas 12 e 13.

Gellings e Jongh 1967 GELLINGS, P.; JONGH, M. D. Grain boundary oxidation and the chromium-depletion theory of intercrystalline corrosion of austenitic stainless steels. **Corrosion science**, Pergamon, v. 7, n. 7, p. 413–421, 1967. Nenhuma citação no texto.

Granjon 1991 GRANJON, H. **Fundamentals of welding metallurgy**. [S.l.]: Woodhead Pub Limited, 1991. Citado 3 vezes nas páginas xiii, 15 e 16.

Gunn 1997 GUNN, R. N. **Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications**. [S.l.]: Woodhead Publishing, 1997. Citado na página 13.

Ha et al. 2014 HA, H.-Y.; JANG, M.-H.; LEE, T.-H.; MOON, J. Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 89, p. 154–162, 2014. Citado na página 7.

Iacoviello et al. 2017 IACOVIELLO, F.; COCCO, V. D.; D'AGOSTINO, L. Intergranular corrosion susceptibility analysis in austeno-ferritic (duplex) stainless steels. **Procedia Structural Integrity**, Elsevier, v. 3, p. 276–282, 2017. Citado 2 vezes nas páginas 21 e 22.

Kim et al. 2015 KIM, H.-J.; JEON, S.-H.; KIM, S.-T.; PARK, Y.-S. Influence of the shielding gas composition on the passive film and erosion corrosion of tube-to-tube sheet welds of hyper duplex stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 91, p. 140–150, 2015. Citado na página 70.

Knyazeva e Pohl 2013 KNYAZEVA, M.; POHL, M. Duplex steels. part ii: carbides and nitrides. **Metallography, Microstructure, and Analysis**, Springer, v. 2, n. 5, p. 343–351, 2013. Citado 3 vezes nas páginas xiii, 9 e 13.

Liou et al. 2002 LIOU, H.-Y.; HSIEH, R.-I.; TSAI, W.-T. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 44, n. 12, p. 2841–2856, 2002. Citado na página 40.

Lippold e Kotecki 2005 LIPPOLD, D.; KOTECKI, J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Wiley, Hoboken, NJ Barbero B, Ureta E (2011) **Comparative study of different digitization techniques and their accuracy**. **Comput Aided Des**, v. 43, p. 188–206, 2005. Citado na página 5.

Lippold e Kotecki 2011 LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. **WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEELS**. Wiley India Pvt. Limited, 2011. ISBN 9788126529476. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=WgM-YgEACAAJ>>. Citado 2 vezes nas páginas 46 e 50.

Llorca-Isern et al. 2016 LLORCA-ISERN, N.; LÓPEZ-LUQUE, H.; LÓPEZ-JIMÉNEZ, I.; BIEZMA, M. V. Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 112, p. 20–29, 2016. Citado na página 12.

Lo et al. 2009 LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, Elsevier, v. 65, n. 4, p. 39–104, 2009. Citado 5 vezes nas páginas 8, 9, 12, 13 e 14.

Londoño 1997 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**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 1997. Citado 4 vezes nas páginas 9, 10, 43 e 58.

Londoño 2001 LONDOÑO, A. J. R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2001. Citado 7 vezes nas páginas xiii, 9, 10, 11, 18, 43 e 46.

Lopez et al. 1997 LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M.; AZKARATE, I.; PELAYO, A. Application of double loop electrochemical potentiodynamic reactivation test to austenitic and duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 229, n. 1-2, p. 123–128, 1997. Citado 2 vezes nas páginas 62 e 63.

Lu et al. 2009 LU, S.; DONG, W.; LI, D.; LI, Y. Numerical study and comparisons of gas tungsten arc properties between argon and nitrogen. **Computational Materials Science**, Elsevier, v. 45, n. 2, p. 327–335, 2009. Citado na página 58.

Maetz et al. 2016 MAETZ, J.-Y.; DOUILLARD, T.; CAZOTTES, S.; VERDU, C.; KLÉBER, X. M 23 c 6 carbides and cr 2 n nitrides in aged duplex stainless steel: A sem, tem and fib tomography investigation. **Micron**, Elsevier, v. 84, p. 43–53, 2016. Citado na página 9.

Majidi e Streicher 1984 MAJIDI, A. P.; STREICHER, M. A. The double loop reactivation method for detecting sensitization in aisi 304 stainless steels. **Corrosion**, v. 40, n. 11, p. 584–593, 1984. Citado 2 vezes nas páginas 2 e 23.

Michalska e Sozańska 2006 MICHALSKA, J.; SOZAŃSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. **Materials Characterization**, Elsevier, v. 56, n. 4, p. 355–362, 2006. Citado na página 12.

Modenesi 2001 MODENESI, P. J. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. **São Paulo, Senai-SP**, p. 21–48, 2001. Citado na página 50.

Modenesi et al. 2012 MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à metalurgia da soldagem. **Belo Horizonte: UFMG**, 2012. Citado 2 vezes nas páginas xiii e 17.

Muthupandi et al. 2005 MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SHANKAR, V.; SESHADRI, S.; SUNDARESAN, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (uns 31803) weld metals. **Materials Letters**, Elsevier, v. 59, n. 18, p. 2305–2309, 2005. Citado 3 vezes nas páginas 10, 44 e 48.

Newman 2001 NEWMAN, R. 2001 wr whitney award lecture: Understanding the corrosion of stainless steel. **Corrosion**, v. 57, n. 12, p. 1030–1041, 2001. Citado na página 5.

- Nowacki e Łukojc 2006 NOWACKI, J.; ŁUKOJC, A. Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints. **Materials characterization**, Elsevier, v. 56, n. 4-5, p. 436–441, 2006. Citado na página 43.
- Oldfield e Todd 1985 OLDFIELD, J.; TODD, B. The use of stainless steels and related alloys in reverse osmosis desalination plants. **Desalination**, Elsevier, v. 55, p. 261–280, 1985. Citado na página 1.
- Olsson 2005 OLSSON, J. Stainless steels for desalination plants. **Desalination**, Elsevier, v. 183, n. 1-3, p. 217–225, 2005. Citado na página 1.
- Oyj 2013 OYJ, O. **Handbook of Stainless Steel**. Outokumpu Oyj, 2013. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=aLWYDAEACAAJ>>. Citado na página 6.
- Pardal et al. 2013 PARDAL, J. M.; TAVARES, S. S.; PONZIO, E. A.; SCHMITT, V. M. Uma revisão da resistência à corrosão em aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Revista Virtual de Química**, v. 5, n. 4, p. 658–677, 2013. Citado na página 63.
- Park e Kwon 2002 PARK, C.-J.; KWON, H.-S. Effects of aging at 475 c on corrosion properties of tungsten-containing duplex stainless steels. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 44, n. 12, p. 2817–2830, 2002. Citado na página 12.
- SANTOS ,2016 SANTOS, R. Influência do efeito da temperatura de pré-aquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas finas de aço inoxidável duplex uns s31803. Universidade Federal do Espírito Santo, ,2016. Citado 11 vezes nas páginas xiii, xvii, 28, 29, 37, 58, 61, 64, 69, 70 e 99.
- Shi et al. 2014 SHI, S.; MA, G.; GUO, B.; FANG, K.; WANG, J. The effect of microstructural evolution on hardening behavior of 2205 stainless steel in long-term aging at 500 c. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, v. 23, n. 6, p. 2043–2049, 2014. Citado na página 12.
- Sieurin e Sandström 2007 SIEURIN, H.; SANDSTRÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 444, n. 1, p. 271–276, 2007. Citado na página 12.
- Silva e Mei 2006 SILVA, A. L. d. C. E.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. [S.l.]: Edgard Blücher, 2006. Citado 2 vezes nas páginas 5 e 6.
- Snis e Olsson 2008 SNIS, M.; OLSSON, J. Reduce costs for storage and distribution of desalted water—use duplex stainless steel. **Desalination**, Elsevier, v. 223, n. 1-3, p. 476–486, 2008. Citado na página 1.
- Solomon e Jr 1982 SOLOMON, H. D.; JR, T. D. Duplex stainless steels—a tale of two phases. In: **Duplex stainless steels**. [S.l.: s.n.], 1982. p. 693–756. Citado na página 6.
- Souza et al. 2011 SOUZA, J. P.; ARIAS, A.; PARDAL, J. M.; MAINIER, F. B.; FERREIRA, M.; TAVARES, S. Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo tig em aço inoxidável superduplex uns s32750. **Soldagem e Inspeção**, SciELO Brasil, v. 16, n. 2, 2011. Citado na página 17.

- Tan et al. 2009 TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel uns s32750. **Materials characterization**, Elsevier, v. 60, n. 9, p. 1049–1054, 2009. Citado na página 7.
- Tsai e Chen 2007 TSAI, W.-T.; CHEN, J.-R. Galvanic corrosion between the constituent phases in duplex stainless steel. **Corrosion Science**, Elsevier, v. 49, n. 9, p. 3659–3668, 2007. Citado na página 59.
- Tucker et al. 2015 TUCKER, J.; MILLER, M.; YOUNG, G. Assessment of thermal embrittlement in duplex stainless steels 2003 and 2205 for nuclear power applications. **Acta Materialia**, Elsevier, v. 87, p. 15–24, 2015. Citado na página 12.
- Verhoeven 2005 VERHOEVEN, J. D. Metallurgy of steel for bladesmiths & others who heat treat and forge steel. **Iowa State University**, p. 66–68, 2005. Citado na página 6.
- Wang et al. 2006 WANG, S.-H.; CHIU, P.-K.; YANG, J.-R.; FANG, J. Gamma (γ) phase transformation in pulsed gtaw weld metal of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 420, n. 1-2, p. 26–33, 2006. Citado 10 vezes nas páginas xiii, 10, 11, 12, 20, 41, 43, 48, 58 e 70.
- Wolynech 2003 WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão Vol. 49**. [S.l.]: Edusp, 2003. Citado na página 22.
- Yang et al. 2015 YANG, S.-M.; CHEN, Y.-C.; CHEN, C.-H.; HUANG, W.-P.; LIN, D.-Y. Microstructural characterization of $\delta/\gamma/\sigma/\gamma$ 2/ χ phases in silver-doped 2205 duplex stainless steel under 800 c aging. **Journal of Alloys and Compounds**, Elsevier, v. 633, p. 48–53, 2015. Citado na página 12.
- Yang et al. 2011 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**, Elsevier, v. 53, n. 11, p. 3756–3763, 2011. Citado 3 vezes nas páginas 19, 42 e 58.
- Yousefieh et al. 2011 YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Influence of heat input in pulsed current gtaw process on microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel welds. **Journal of iron and steel research, international**, Elsevier, v. 18, n. 9, p. 65–69, 2011. Citado 3 vezes nas páginas 19, 20 e 28.
- Zhang et al. 2017 ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L.; ZHOU, C. Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint. **Applied Surface Science**, Elsevier, v. 404, p. 110–128, 2017. Citado 2 vezes nas páginas 43 e 70.
- Zhang et al. 2017 ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L.; ZHANG, J. Influence of microstructure and elemental partitioning on pitting corrosion resistance of duplex stainless steel welding joints. **Applied Surface Science**, Elsevier, v. 394, p. 297–314, 2017. Citado na página 9.

Apêndices

APÊNDICE A —

Tabelas dos valores médios de temperatura máxima, o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) e a taxa de resfriamento, para os termopares fixados na linha de centro do cordão de solda.

Tabela 15 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaAr)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	864	5	60
T2	856	5	60
T3	841	5	60
T4	914	5	60

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 16 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200Ar)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	787	5	60
T2	932	7	43
T3	869	7	43
T4	805	9	33

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 17 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300Ar)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	979	7	43
T2	885	7	43
T3	797	9	33
T4	949	10	30

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 18 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaN2)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	837	5	60
T2	824	5	60
T3	845	5	60
T4	781	5	60

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 19 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200N2)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	876	5	60
T2	891	6	50
T3	855	6	50
T4	996	9	33

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 20 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300N2)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	931	7	43
T2	970	9	33
T3	935	10	30
T4	1042	13	23

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 21 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra TaN10)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	986	6	50
T2	981	5	60
T3	901	5	60
T4	927	6	50

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 22 – Tabela dos valores médios de temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp200N10)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	985	7	60
T2	1016	8	50
T3	909	7	50
T4	996	9	33

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 23 – Tabela dos valores de médios temperatura máxima, $\Delta t_{8/5}$ e taxa de resfriamento (Amostra Tp300N10)

Termopar	Temperatura máxima (°C)	$\Delta t_{8/5}(s)$	Taxa de resfriamento (°C/s)
T1	882	7	43
T2	1050	9	33
T3	934	8	38
T4	1123	13	23

Fonte: Elaborado pelo autor.

APÊNDICE B —

Curvas de resfriamento para os termopares ao longo da linha de centro do cordão de solda

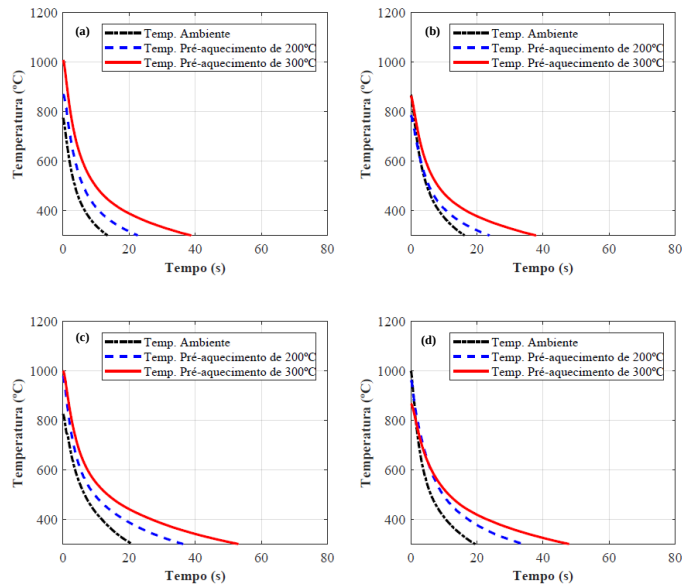


Figura 67 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar puro) ao longo da linha de centro do cordão, (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T 4. Fonte: Próprio autor.

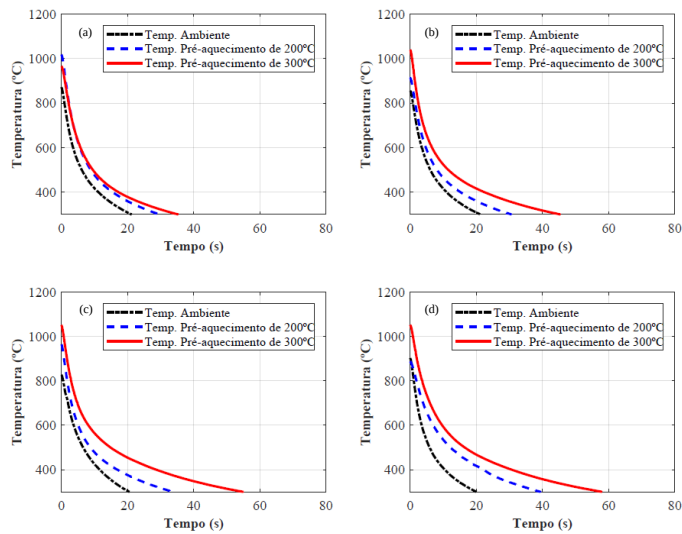


Figura 68 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar + 2%N) ao longo da linha de centro do cordão, (a) T1, (b) T2, (c) T3, (d) T4. Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE C –

Curvas de resfriamento para os termopares transversais à linha de centro do cordão de solda

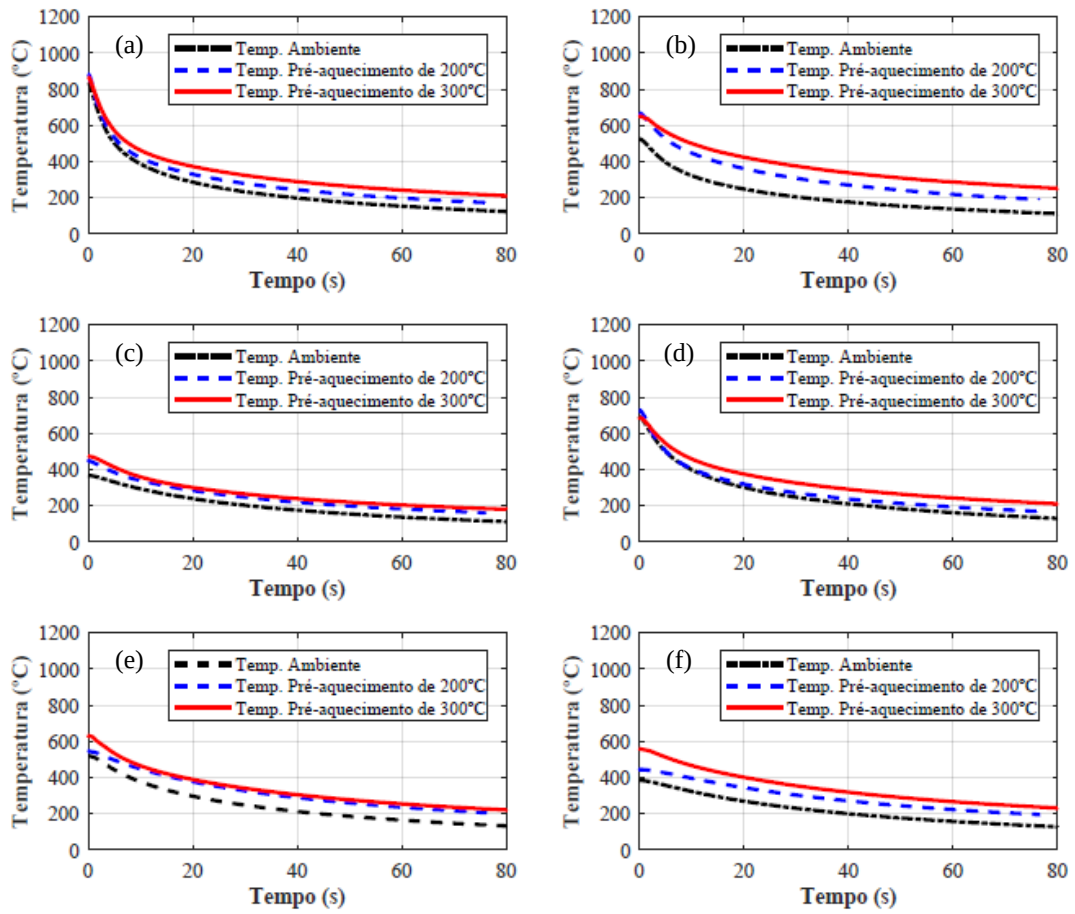


Figura 69 – Comparação entre as curvas de resfriamento para os termopares das amostras soldadas (Ar + 10%N) na região termicamente afetada, (a) T5, (b) T6, (c) T7, (d) T8, (e) T9 e (f) T10. Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE D –

Gráficos DL-EPR da região da Zona Fundida

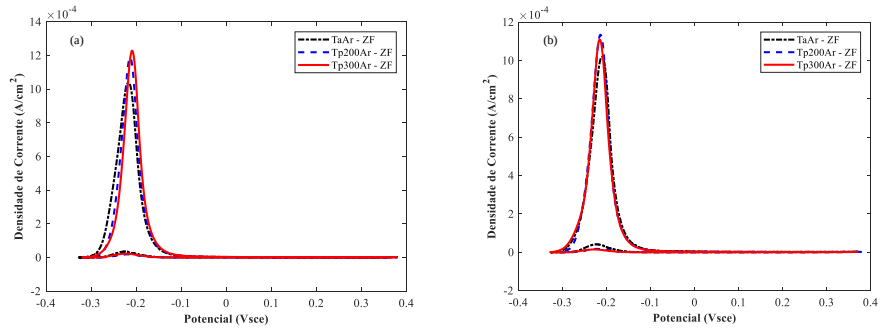


Figura 70 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF) (Ar puro). Fonte: Próprio autor.

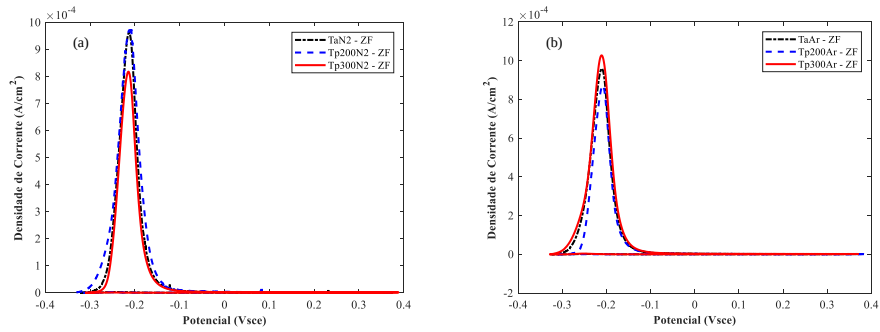


Figura 71 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (Ar + 2%N) (ZF). Fonte: Próprio autor.

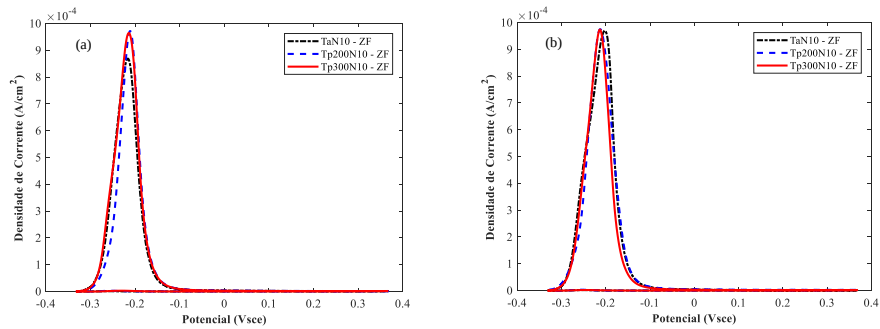


Figura 72 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona fundida (ZF) (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE E —

Gráficos DL-EPR da região da Zona mista

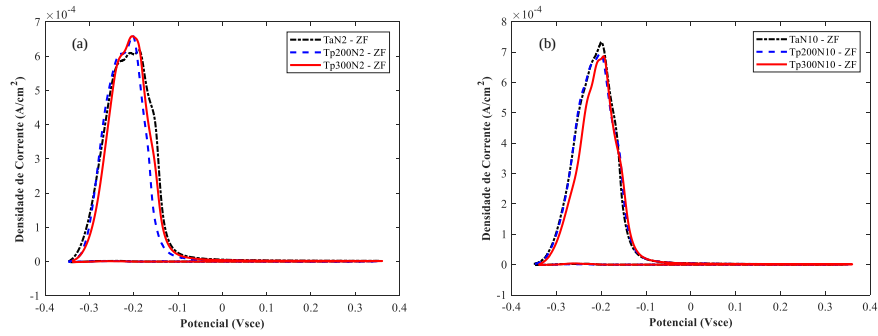


Figura 73 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista, (a) Amostra (Ar + 2%N) e (b) Amostra (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.

Gráficos DL-EPR da região da Zona termicamente afetada, superfície inferior

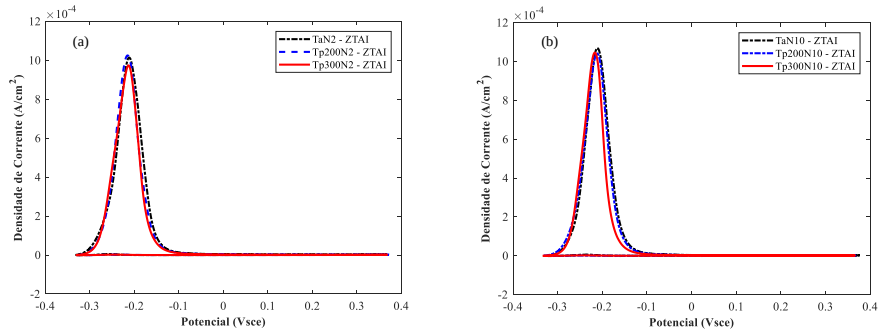


Figura 74 – Curva característica do ensaio DL-EPR para a região da zona mista, (a) Amostra (Ar + 2%N) e (b) Amostra (Ar + 10%N). Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE F —

Amostras imersas

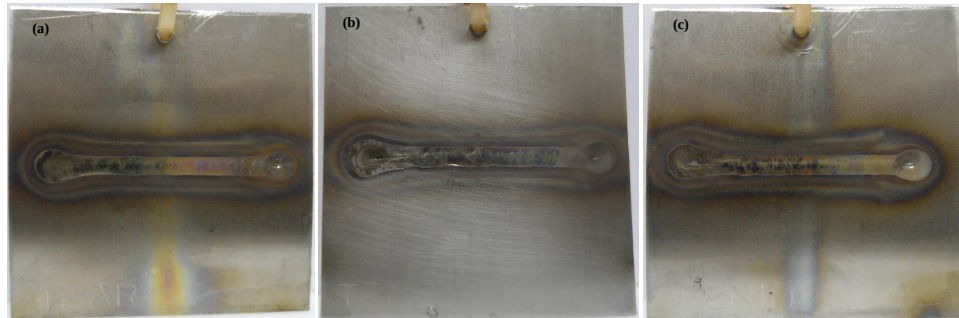


Figura 75 – (a) Amostra Tp200AR, (b) Amostra Tp200N2 e (c) Tp200N10. Fonte: Próprio autor.

Amostras imersas

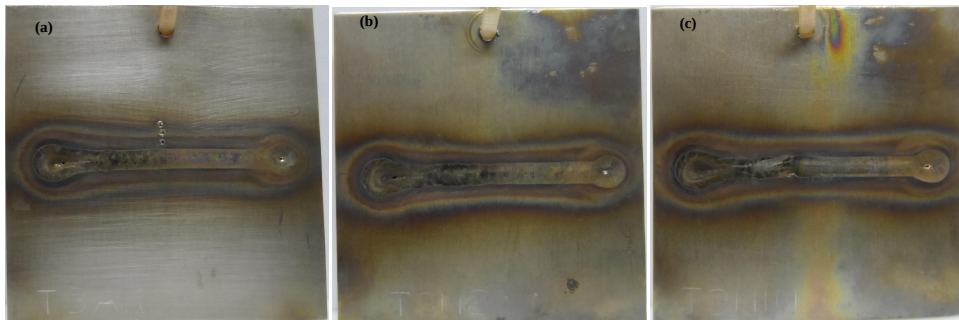


Figura 76 – (a) Amostra Tp300AR, (b) Amostra Tp300N2 e (c) Tp300N10. Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE G –

Resultados DL-EPR da região da zona fundida das amostras soldadas com Ar puro

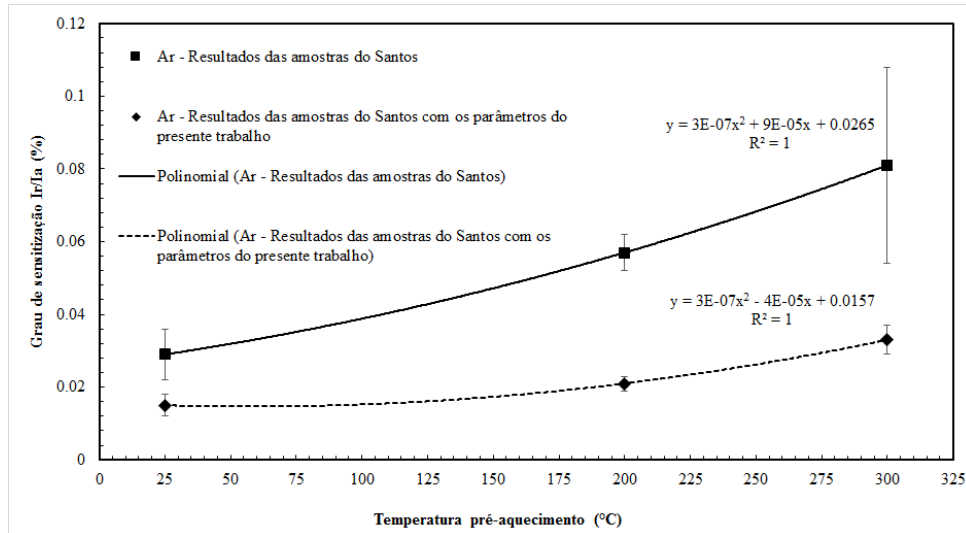


Figura 77 – Resultados dos ensaios de DL-EPR da região da zona fundida das amostras [SANTOS, 2016]