ERICK RENATO VARGAS GARCIA

**EFEITO DA CORRENTE DE SOLDAGEM DO PROCESSO TIG PULSADO
AUTÓGENO NA MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DOS AÇOS
INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32304 E UNS S32101.**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo, para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia.

São Paulo
2011

ERICK RENATO VARGAS GARCIA

**EFEITO DA CORRENTE DE SOLDAGEM DO PROCESSO TIG PULSADO
AUTÓGENO NA MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DOS AÇOS
INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32304 E UNS S32101.**

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo, para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia.

Área de concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador:
Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi.

São Paulo
2011

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 02 de dezembro de 2011.

Assinatura do autor :

Assinatura do orientador :

Ficha Catalográfica

Erick Renato Vargas Garcia

EFEITO DA CORRENTE DE SOLDAGEM DO PROCESSO TIG PULSADO AUTÓGENO NA MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX UNS S32304 E UNS S32101 / E. R. Vargas Garcia.- São Paulo, 2011. 180p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Soldagem dos aços inoxidáveis duplex baixa liga 2. TIG 3. Soldagem autógena. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. t.

**“La alegría está en la
lucha, en el esfuerzo, en el
sufrimiento que supone la
lucha y no en la victoria”**

Mahatma Gandhi

Dedicatória

A minha Mãe Virginia, por todo o amor e apoio que recebo, pois me dão forças para seguir lutando.

A minha irmã Denisse e ao meu sobrinho Jonathan pelo apoio incondicional

Ao meu pai Pablo (IN MEMORIAM), que no céu cuida de mim.

Agradecimentos

Agradeço a Deus pela finalização deste trabalho, que sem sua ajuda não teria terminado esta difícil tarefa.

Ao meu orientador, o professor Dr. Sergio Duarte Brandi por sua acolhida, paciência e colaboração que sempre me incentivou a continuar em frente.

Agradecer a minha Mãe Virginia e minha irmã Denisse, por fazer meu sonho se transformar em realidade.

A CAPES pela bolsa de Mestrado concedida

Agradecer à empresa Outokumpu pela doação das chapas de aço inoxidável duplex baixa liga UNS S32304 e UNS S32101.

Agradecer à empresa Lincoln Electric do Brasil pela realização dos corpos de prova, através dos Srs. Antonio Cordeiro Souza e ao técnico Diego dos Reis Souza.

Agradecer à empresa Proaqt[®] pela realização na determinação do teor de nitrogênio nos cordões de solda, através do Senhor Corradinni.

A meu amigo e companheiro do curso de mestrado M. Sc. Eng. Alexander Hincapie Ramirez pela ajuda na realização do presente trabalho, quem me deu valiosos aportes não só acadêmicos, mas também da vida, com quem estou eternamente agradecido.

A meu amigo M. Sc. Eng. Marvin Chambi Peralta pela acolhida neste belo país e pelo apoio incondicional nos momentos mais difíceis na realização do trabalho, quem sempre tinha muitas palavras de ânimo.

A meu amigo e irmão Dany Andrade Centeno pelo apoio incondicional nos momentos mais difíceis, que foi sempre como um irmão maior que cuida de mim, com quem estou eternamente agradecido.

Aos meus amigos Erick Portugal, Ligia Cateriano, Dennis Roldan, Maritza Chirinos, Edward Velarde, Giancarlo Sanchez, Juan Carlos Zuñiga, Gerby Rondon e Edgar Apaza por sua sincera amizade durante a realização deste trabalho.

Aos meus amigos do departamento da Escola de Engenharia Metalúrgica e de Materiais: Mario Gonzalez, Anderson, Davidson, Rafael e Vinicius.

A todos que estiveram do meu lado e me ajudaram para a boa execução deste trabalho.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	1
LISTA DE FIGURAS	4
LISTA DE TABELAS	9
LISTA DE SIMBOLOS E ABREVIATURAS	10
Resumo	11
Abstract.....	12
1 Introdução.....	13
2 Objetivos.....	15
3 Revisão bibliográfica	16
3.1 Aços inoxidáveis	16
3.2 Aços inoxidáveis duplex.....	16
3.2.1 Propriedades Mecânicas	18
3.2.2 Aplicações dos aços inoxidáveis duplex.....	19
3.2.3 Aços inoxidáveis duplex de baixa liga	20
3.3 Solidificação	22
3.3.1 Solidificação fora de equilíbrio.....	23
3.3.1.1 Mistura de soluto no liquido apenas por difusão	24
3.3.1.2 Super resfriamento constitucional	25
3.3.1.3 Solidificação da poça de fusão.....	28
3.3.2 Diagramas de Schaeffler e de DeLong:.....	35
3.3.3 Solidificação das ligas do sistema Fe-Cr-Ni	37
3.3.3.1 Sequência de solidificação	38
3.3.3.2 Solidificação dos aços inoxidáveis duplex.....	41
3.4 Precipitação de fases na soldagem de aços inoxidáveis duplex.....	44
3.4.1 Fase chi (χ).....	46
3.4.2 Precipitados de Nitreto de Cromo (Cr ₂ N).....	47
3.4.3 Fase sigma (σ)	48

3.4.4	Austenita Secundaria (γ_2)	49
3.4.5	Carbonetos (M_7C_6 e $M_{23}C_6$)	52
3.4.6	Fragilização de 475 °C	53
3.5	Soldagem dos aços inoxidáveis duplex	54
3.5.1	Processos de soldagem	54
3.5.2	Processo de Soldagem TIG.....	55
3.5.2.1	Descrição e desenvolvimento do processo TIG	55
3.5.2.2	Vantagens e desvantagens.....	56
3.5.2.3	Aplicações do processo TIG.....	56
3.5.2.4	Seleção do tipo de corrente.....	57
3.5.3	Energia de soldagem.....	60
3.5.4	Gás de proteção.....	62
3.5.5	Metais de adição	63
4	Materiais e Métodos.....	65
4.1	Materiais	65
4.2	Parâmetros de soldagem	66
4.3	Análise microestrutural.....	68
4.3.1	Medida do fator de forma da poça de fusão e o fator de forma dos grãos no cordão de solda	70
4.3.2	Determinação do tamanho de grão	71
4.3.3	Determinação do teor de ferrita.....	73
4.4	Microscopia Eletrônica de Varredura	75
4.5	Utilização do ThermoCalc® para determinação dos diagramas de fases dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101.....	76
4.6	Análise química do teor de nitrogênio	77
5	Resultados e Discussão	78
5.1	Análise microestrutural.....	78
5.1.1	Medida do fator de forma da poça de fusão e o fator de forma dos grãos no cordão de solda.....	78
5.1.2	Tamanho de Grão	100
5.1.3	Teor de Ferrita.....	122

6	Conclusões.....	148
7	Sugestões de trabalhos futuros.....	150
8	Referências Bibliográficas	151
	Apêndice	

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Comparação da fração de γ para quatro diferentes aços inoxidáveis duplex. (a) Aço inoxidável duplex resfriado em 20 °C/s e com um tamanho de grão de 205 μm . (b) Aço inoxidável duplex resfriado em 75 °C/s e um tamanho de grão de 107 μm [15].	21
Figura 3.2. Extrato da relação entre a energia livre de Gibbs e a Temperatura [17].	22
Figura 3.3 Perfil de soluto no líquido a partir da interface sólido/líquido: v – velocidade de deslocamento da interface; x – distância a partir da superfície da barra; x' – distância a partir da interface S/L; C_{ii} e C_{si} – respectivamente concentrações de soluto do sólido e do líquido na interface [20].	24
Figura 3.4 Perfil de concentração de soluto nos transientes inicial e final: x_i – comprimento do transiente inicial [20].	25
Figura 3.5 Esquema do super resfriamento constitucional [24].	26
Figura 3.6. Diagrama esquemático dos diferentes modos de solidificação para a relação $G/\sqrt{R}$ [25].	27
Figura 3.7 Efeito do super resfriamento constitucional nos modos de solidificação durante a soldagem: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico; (d) equiaxial dendrítico [22].	28
Figura 3.8. Crescimento epitaxial do metal de solda perto da zona de ligação [22].	29
Figura 3.9 Crescimento competitivo na zona de fusão. [22].	30
Figura 3.10 Variação da forma da poça de fusão aumentando a velocidade de soldagem: (a) forma elíptica; (b) forma de gota [26].	31
Figura 3.11 Relação entre a velocidade de solidificação (R) e a velocidade de soldagem (V) [22].	32
Figura 3.12 Variação da velocidade de solidificação (R) ao longo da poça de fusão [22].	33
Figura 3.13 Mecanismos de nucleação durante a soldagem: (a) vista de topo, (b) vista lateral [22].	35
Figura 3.14 Diagrama de DeLong modificado [30].	37
Figura 3.15 Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para 70% Fe [7].	38
Figura 3.16 Esquema dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos [37].	40
Figura 3.17. Ciclo térmico na ZAC para temperaturas acima da $T_{\alpha/\gamma}$ (Temperatura de transformação de $\alpha \rightarrow \gamma$) [44].	43
Figura 3.18 Diagrama TTP de dois diferentes aços duplex. Aço 1: 0.028%C- 21.8%Cr- 5.0%Ni- 3.12%Mo- 0.113%N- 0.45%Si- 1.63%Mn. Aço 2: 0.028%C- 20.9%Cr- 7.4%Ni- 2.30%Mo- 0.073%N- 0.50%Si- 1.63%Mn- 1.4%Cu [7].	46
Figura 3.19 Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N [52].	51
Figura 3.20 Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de M_{23}C_6 e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da precipitação da σ [67].	52

Figura 3.21 Precipitação de $M_{23}C_6$ na interface α/γ seguida do crescimento de γ_2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por uma hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão como os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original α/γ e o crescimento da γ_2 , em (b) o diagrama esquemático da microestrutura [67].	52
Figura 3.22 Processo de Soldagem TIG: (a) Processo geral; (b) Zona de soldagem ampliada [22].	55
Figura 3.23 Os três tipos de polaridade do processo TIG [22].	58
Figura 3.24 Variáveis da corrente pulsada [78].	60
Figura 3.25 Tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C de aços duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [82].	61
Figura 3.26 Microestruturas na zona de fusão com varias composições do gás de proteção do AID UNS S32760; a) Ar, b) 98%Ar-2%N, c) 95%Ar-5%N e d) 90%Ar-10%N [87].	62
Figura 4.1. Soldagem da chapa com as diferentes freqüências.	67
Figura 4.2. Arranjo experimental da chapa, tocha de soldagem e do dispositivo de deslocamento.	68
Figura 4.3. Dimensões das amostras cortadas.	69
Figura 4.4 Medidas na poça de fusão para a obtenção do fator de forma.	70
Figura 4.5. Distribuição do tamanho de grão no cordão de solda da vista de topo.	72
Figura 4.6. Distribuição do tamanho de grão no cordão de solda da vista frontal.	73
Figura 4.7. Representação da obtenção do teor de ferrita com software de análise de imagem.	74
Figura 5.1. Fator de forma para diferentes freqüências de pulsação e sem pulsação da corrente de soldagem.	78
Figura 5.2. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo.	82
Figura 5.3. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.	83
Figura 5.4. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista frontal.	85
Figura 5.5. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista frontal.	86
Figura 5.6. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.	88
Figura 5.7. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com freqüência de pulsação de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.	89
Figura 5.8. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com freqüência de pulsação de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.	90

Figura 5.9. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.	91
Figura 5.10. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.	92
Figura 5.11. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.....	93
Figura 5.12. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.	94
Figura 5.13. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.	95
Figura 5.14. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.	96
Figura 5.15. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.	97
Figura 5.16. Mapa dos IQ dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.....	99
Figura 5.17. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo	102
Figura 5.18. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.	103
Figura 5.19. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S3210 na vista frontal.	106
Figura 5.20. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista frontal.	107
Figura 5.21. Variação do super resfriamento constitucional em função da frequência de pulsação.	110
Figura 5.22. Microestruturas do corpo de prova da vista de topo da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 para a) sem pulsação, b) 1 Hz; c) 5 Hz; d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x. .	111
Figura 5.23. Microestruturas do corpo de prova da vista de topo da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x. .	112
Figura 5.24. Microestruturas do corpo de prova da vista frontal da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.	113
Figura 5.25. Microestruturas do corpo de prova da vista frontal da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.	114
Figura 5.26. Diagrama de fase do AIDBL UNS S32101, em a) Diagrama de fase completo, b) Zona do campo ferrítico ampliada.....	116
Figura 5.27. Diagrama de fase do AIDBL UNS S32304, em a) Diagrama de fase completo, b) Zona do campo ferrítico ampliada.....	117

Figura 5.28. Intervalo de temperatura no campo ferrítico como uma função do teor de nitrogênio na poça de fusão para os AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.....	119
Figura 5.29 Microestrutura do AIDBL UNS S32101, no estado como recebido. Aumento de 200x.	120
Figura 5.30 Microestrutura do AIDBL UNS S32304, no estado como recebido. Aumento de 200x.	121
Figura 5.31. Variação do teor de ferrita em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo.	124
Figura 5.32. Variação do teor de ferrita em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.	125
Figura 5.33 Teor de ferrita em função do teor de nitrogênio na poça de fusão para os AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.	127
Figura 5.34. Mapeamento do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	128
Figura 5.35. Mapeamento do cordão de solda de 1Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.	129
Figura 5.36. Mapeamento do cordão de solda de 5Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.	130
Figura 5.37. Mapeamento do cordão de solda de 10Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	131
Figura 5.38. Mapeamento do cordão de solda de 20Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	132
Figura 5.39. Mapeamento do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	133
Figura 5.40. Mapeamento do cordão de solda de 1Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.	134
Figura 5.41. Mapeamento do cordão de solda de 5Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.	135
Figura 5.42. Mapeamento do cordão de solda de 10Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	136

Figura 5.43. Mapeamento do cordão de solda de 20Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.....	137
Figura 5.44. Variação do teor de ferrita em função da frequência de pulsação nas duas chapas de AIDBL realizadas com diferentes técnicas; a) Técnica de análise de imagens (AI), b) Técnica de EBSD.	139
Figura 5.45. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado sem pulsação na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.	141
Figura 5.46. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 1Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.	142
Figura 5.47. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 5Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.	142
Figura 5.48. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 10Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.	143
Figura 5.49. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 20Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.	143
Figura 5.50. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado sem pulsação na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.	144
Figura 5.51. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 1Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.	144
Figura 5.52. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 5Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.	145
Figura 5.53. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 10Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.	145
Figura 5.54. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 20Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.	146

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Composição química dos AID [8].	18
Tabela 3.2 Propriedades mecânicas dos AID [2].	19
Tabela 3.3 Aplicações industriais dos AID [12].	20
Tabela 3.4 Tipos de precipitados nos aços inoxidáveis duplex, modificado de Londoño e Giraldo [11,45].	45
Tabela 3.5 Composição química de alguns metais de adição indicados para a soldagem de AID e AISD [81].	64
Tabela 4.1. Composição química das chapas de aço inoxidável duplex baixa liga.	65
Tabela 4.2. Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex de baixa liga.	65
Tabela 4.3. Parâmetros iniciais de soldagem utilizadas.	66
Tabela 4.4 Parâmetros de soldagem calculados para cada frequência utilizada.	67
Tabela 5.1 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista de topo.	79
Tabela 5.2 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304 da vista de topo.	80
Tabela 5.3 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista frontal.	80
Tabela 5.4 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista frontal.	81
Tabela 5.5 Índice de qualidade dos mapeamentos realizados nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.	98
Tabela 5.6 Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.	100
Tabela 5.7 Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.	101
Tabela 5.8. Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.	104
Tabela 5.9. Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.	105
Tabela 5.10. Teor de nitrogênio nos cordões de solda das chapas de aço inoxidável duplex baixa liga.	115
Tabela 5.11 Teor de ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.	123
Tabela 5.12 Teor de ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.	123
Tabela 5.13. Teor de ferrita em cada área obtida com a técnica EBSD para todos os cordões de solda nas chapas de AIDBL.	138

LISTA DE SIMBOLOS E ABREVIATURAS

AID	Aço inoxidável duplex:
AIDBL	Aço inoxidável duplex baixa liga
AISD	Aço inoxidável super duplex
γ	Austenita
γ_2	Austenita Secundária:
Cr_{eq}	Cromo Equivalente
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados
χ	Fase Chi
σ	Fase Sigma:
α	Ferrita
PRE	Índice de Resistência Equivalente ao Pite
G	Gradiente térmico
IQ	Índice de Qualidade
Ni_{eq}	Níquel Equivalente
Cr₂N	Nitreto de Cromo
SC	Super resfriamento Constitucional
TIG	Tungsten Inert Gas
R	Velocidade de solidificação
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona de Fusão

Resumo

A microestrutura e a composição química dos aços inoxidáveis duplex são responsáveis pela sua resistência mecânica e sua resistência à corrosão que, geralmente, é superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos convencionais. A soldagem destes materiais causa tanto alteração de microestrutura como de composição química, que podem ser alteradas dependendo dos processos de soldagem, dos parâmetros de soldagem, da utilização ou não de metal de adição e da composição química do gás de proteção, nos processos que utilizam proteção gasosa. No caso dos aços inoxidáveis duplex 'baixa liga', a solidificação é completamente ferrítica, podendo produzir tamanho de grão exagerado no metal de solda e na ZAC. O objetivo deste trabalho é de avaliar o efeito da frequência de pulsação do processo TIG autógeno na soldagem de aços inoxidáveis duplex 'baixa liga'. Foram soldadas chapas de aços inoxidáveis duplex 'baixa liga' UNS S32304 e UNS S32101 (lean duplex), sem metal de adição e empregando-se argônio como gás de proteção. A soldagem foi executada com o processo TIG, mantendo-se a energia de soldagem constante, de 340 J/mm, e variando-se a frequência de pulsação entre 1, 5, 10 e 20 Hz. As microestruturas resultantes tanto no metal de solda, região central e região sem mistura, bem como na zona afetada pelo calor foram caracterizadas através de microscopia ótica. Os resultados mostraram que, na soldagem autógena, independente de ter ou não a pulsação da corrente, ocorre um aumento no tamanho do grão da zona fundida devido a solidificação ferrítica deste aço. Comparando-se os resultados do tamanho do grão e da fração volumétrica de ferrita no metal de solda, notou-se um aumento no tamanho de grão e na fração volumétrica da ferrita com o aumento da frequência de pulsação.

Abstract

The microstructure and chemical composition of duplex stainless steel are responsible for their mechanical strength and corrosion resistance. The welding of these materials produces a change in the microstructure and chemical composition. These changes depend on: welding processes, welding parameters, the use or absence of filler metal and composition of shielding gas in processes that use shielding gas. In the case of lean duplex stainless steel the solidification is fully ferritic, which may produce an excessive grain size in the weld metal and in the heat affected zone (HAZ). The main goal of this paper is to evaluate the effect of pulse frequency in autogenous TIG welding process of lean duplex stainless steel. In this sense, plates of UNS S32304 and UNS S32101 lean duplex were welded without filler metal and using argon as shielding gas. The welds were made using the GTAW process, keeping the heat input constant at 340 J/mm and varying the pulse frequency between 1,5,10 and 20 Hz. The results showed that, independent of pulse frequency, grain growth in the fusion zone took place since this duplex stainless steel type has a ferritic solidification mode. Comparing the grain size and ferrite volumetric fraction in the weld bead, an increase in the mean value of grain size in the central region and unmixed region of weld beads was related to an increase of pulse frequency.

1 Introdução

Os aços inoxidáveis duplex são os materiais mais utilizados na construção de peças e equipamentos, eles combinam boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Essas ótimas propriedades dos aços inoxidáveis duplex são devido a sua composição química e ao seu processamento termomecânico que lhes conferem uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita.

Estes aços foram introduzidos na década de 1930, os quais ganharam certa importância comercial na década de 1940. Estas ligas têm sofrido continuamente modificações, na composição química e no processamento para melhorar o desempenho na sua resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas. A sua utilização está ligada a indústria química, petroquímica, de papel e alimentícia, por apresentar um ótimo desempenho em ambientes altamente agressivos.

Com o interesse de reduzir os custos, alterou-se a quantidade dos elementos de liga, em particular do níquel, nos últimos anos os aços inoxidáveis duplex “baixa liga”, com teores baixos de níquel e molibdênio, foram introduzidos no mercado. Esses tipos de aços possuem um grande potencial de aplicação, devido a suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão, quando comparados com os aços inoxidáveis tradicionais.

As aplicações atuais desses aços envolvem alguns processos de soldagem, motivando que a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex seja objeto de diferentes trabalhos de pesquisa. Os aços inoxidáveis duplex modernos têm sido desenvolvidos para possuir uma excelente soldabilidade, porém, existem alguns cuidados que devem ser tomados durante a soldagem, procurando evitar a precipitação de fases indesejáveis.

Apesar da existência de várias pesquisas, estas ainda são limitadas, com respeito à microestrutura, soldabilidade e propriedades mecânicas. Outra limitação é a comparação com outros aços inoxidáveis duplex já amplamente pesquisados.

O propósito do presente trabalho é estender a cobertura da pesquisa da soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex “baixa liga”. Serão empregados dois aços duplex baixa liga, denominados UNS S32101 e UNS S32304.

2 Objetivos

O objetivo deste trabalho é:

- Avaliar o efeito da frequência de pulsação do processo TIG autógeno na soldagem de aços inoxidáveis duplex “baixa liga” UNS S32304 e UNS S32101, analisando sua microestrutura tanto do ponto de vista da fração volumétrica da ferrita e do tamanho do grão da zona fundida.

3 Revisão bibliográfica

3.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas baseadas em Fe, que contêm um mínimo de 11% de cromo (Cr). Esta quantidade de Cr é necessária para prevenir a oxidação em atmosferas não poluídas. Eles alcançam suas características inoxidáveis através da formação de uma película superficial invisível e aderente de óxido rica em Cr. Além do Cr também têm outros elementos na sua composição química, tais como, Ni, Mo, Cu, N, S e Se. Os aços inoxidáveis originalmente foram descobertos e desenvolvidos em Inglaterra e Alemanha [1].

Os aços inoxidáveis classificam-se em cinco grupos [2]

- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis austeníticos;
- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis duplex;
- Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

Ao longo dos anos os aços inoxidáveis têm se estabelecido firmemente como principal material utilizado na fabricação de equipamentos para indústria química, indústria de transformação de alimentos, aplicações de saúde e saneamento, na indústria de petróleo entre outras [1,2].

3.2 Aços inoxidáveis duplex

A microestrutura duplex é definida como sendo composto de um número aproximadamente igual de contornos de grão alfa/alfa e beta/beta, cuja soma é similar ao número de interfaces alfa/beta [3,4]. Outras definições menos exatas definem a microestrutura de um aço inoxidável duplex como uma mistura de ferrita e austenita [5].

Os aços inoxidáveis duplex (AID) oferecem uma boa resistência à corrosão especialmente à corrosão sob tensão, além disso, apresenta o dobro de resistência mecânica que os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais. Eles são produzidos por meio de um processo de descarbonetação pelo Ar e O₂, o qual permite ter um baixo teor de C e um alto teor de Cr e Ni com um favorável equilíbrio entre austenita (γ) e ferrita (α) [6]. Os AID possuem um teor de Cr entre 18,5-27%, um teor de Ni de 4% a 8% e são normalmente ligas com adições de 2% a 4% de Mo, freqüentemente com N e algumas vezes com Cu [7].

Segundo Jan Olsson [6] os AID podem-se classificar da seguinte maneira:

UNS S32101: Este é um tipo de aço inoxidável duplex novo, que tem uma resistência à corrosão por pite e à corrosão por fresta que é muito superior à resistência de um aço inoxidável austenítico 304L e muito próximo de um 316L.

UNS S32304: Esta é uma classe de AID que tem uma resistência à corrosão por pite e à corrosão por fresta que é ligeiramente superior à resistência de um aço inoxidável austenítico 316L.

UNS S31803: Esta é uma classe de AID amplamente conhecida, é o aço duplex mais utilizado, tem uma resistência à corrosão por fresta que está no mesmo nível que a resistência da classe alta liga austenítica 904L.

UNS S32507: Os aços inoxidáveis superduplex (AISD), têm um maior número de índice de resistência equivalente ao pite (PRE) do que qualquer outro aço duplex. A resistência à corrosão está no mesmo nível que os aços austeníticos 6Mo. Sendo que o PRE é definido em função da composição química assim:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$$

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

Na Tabela 3.1 é apresentada a composição química dos AIDs duplex mais comuns.

Tabela 3.1 Composição química dos AID [8].

Denominação UNS	Composição química (%)										
	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	W	N
S31500 (3RE60)	0,03	0,03	0,03	1,4- 2,0	1,2- 2,0	4,25- 5,25	18,0- 19,0	2,5- 3,0	-	-	-
S32304 (2304)	0,03	0,04	0,04	1,00	2,50	3,00- 5,50	21,5- 24,5	-	0,05- 0,60	-	0,05- 0,20
S32404 (Uranus 50)	0,04	0,01	0,03	1,00	2,00	5,5- 8,5	20,5- 22,5	2,0- 3,0	1,0- 2,0	-	0,2
S31803 (2205)	0,03	0,02	0,03	1,00	2,00	4,5- 6,5	21,0- 23,0	2,5- 3,5	-	-	0,08- 0,20
S32205	0,03	0,02	0,03	1,00	2,00	4,5- 6,5	22,0- 23,0	3,0- 3,5	-	-	0,14- 0,20
S31200 (44LN)	0,03	0,03	0,045	1,00	2,00	5,5- 6,5	24,0- 26,0	1,2- 2,0	-	-	0,14- 0,20
S31260 (DP3)	0,03	0,03	0,03	0,75	1,00	5,5- 7,5	24,0- 26,0	2,5- 3,5	0,2- 0,8	0,1- 0,5	0,10- 0,30
S32550 (Ferralium)	0,04	0,03	0,04	1,00	1,50	4,5- 6,5	24,0- 27,0	2,9- 3,9	1,5- 2,5	-	0,10- 0,25
S32900 (329)	0,08	0,03	0,04	0,75	1,00	2,5- 5,0	23,0- 28,0	1,0- 2,0	-	-	-
S32950 (7-Mo Plus)	0,03	0,01	0,035	0,60	2,00	3,5- 5,2	26,0- 29,0	1,0- 2,5	-	-	0,15- 0,35
S32520 (Uranus52N+)	0,03	0,02	0,035	0,8	1,5	5,5- 8,0	24,0- 26,0	3,0- 5,0	0,5- 3,0	-	0,20- 0,35
S32750 (2507)	0,03	0,02	0,035	0,8	1,2	6,0- 8,0	24,0- 26,0	3,0- 5,0	0,5	-	0,24- 0,32
S32760 (Zeron 100)	0,03	0,01	0,03	1,00	1,00	6,0- 8,0	24,0- 26,0	3,0- 4,0	0,5- 1,0	0,1- 0,5	0,20- 0,30
S39226	0,03	0,03	0,03	0,75	1,00	5,5- 7,5	24,0- 26,0	2,5- 3,5	0,2- 0,8	0,1- 0,5	0,10- 0,30
S39274 (DP3W)	0,03	0,02	0,03	0,8	1,00	6,0- 8,0	24,0- 26,0	2,5- 3,5	0,2- 0,8	1,5- 2,5	0,24- 0,32
S39277 (AF918)	0,025	0,002	0,025	0,8	-	6,5- 8,0	24,0- 26,0	3,0- 4,0	1,2- 2,0	0,8- 1,2	0,23- 0,33

3.2.1 Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas de um AID refletem as propriedades das fases individuais, principalmente da fase ferrítica. A α determina o comportamento geral do AID à tração, o limite de escoamento dos AIDs é superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, este se dá porque o tamanho de grão do AID é normalmente menor que dos aços inoxidáveis

ferríticos e austeníticos, gerando dessa maneira um efeito endurecedor maior [4].

Welman et al. [9] citam que a deformação dos AID pode ser dividida em três etapas, sendo elas: (1) ambas as fases deformam elasticamente; (2) a fase mais mole deforma plasticamente enquanto a fase mais dura deforma elasticamente; (3) ambas as fases deformam plasticamente, porém vale ressaltar que a caracterização de deformação de cada fase depende da sua composição.

As propriedades mecânicas na soldagem dos AID estão relacionadas com a energia do arco, ou seja, o limite de escoamento depende da energia do arco. A energia do arco esta relacionada com a quantidade de γ formada durante o resfriamento. Isto quer dizer que, quanto maior for a energia do arco, a fração volumétrica de γ estará mais próxima do valor de equilíbrio, o qual não modificara suas propriedades mecânicas com respeito ao material base, sendo também esta fração de γ importante para as propriedades mecânicas de impacto [4,7]. Na Tabela 3.2 são apresentadas as propriedades mecânicas dos AIDs.

Tabela 3.2 Propriedades mecânicas dos AID [2].

UNS No.	Limite de escoamento		Limite de resistência		Alongamento (%)	Dureza	
	MPa	ksi	MPa	ksi		HB	HRC
S31200	450	65	690	100	25	280	---
S31500	440	64	630	92	30	290	30,5
S31803	450	65	620	90	25	290	30,5
S32304	400	58	600	87	25	290	30,5
S32550	550	80	760	110	15	297	31,5
S32750	550	80	800	116	15	310	32
S32760	550	80	750	109	25	200-270	---
S32900	485	70	620	90	20	271	28
S32950	480	70	690	100	20	290	30,5

3.2.2 Aplicações dos aços inoxidáveis duplex

Os AIDs têm sido utilizados principalmente nas indústrias de base, como a química, petroquímica, papel, celulose, geração de energia e na construção

de plataformas oceânicas para prospecção de petróleo [10]. Na Tabela 3.3 apresentada as principais aplicações dos AIDs.

Tabela 3.3 Aplicações industriais dos AID [12].

Setor Industrial	23Cr-4Ni-0,1Mo PRE = 25	22Cr-5Ni-3Mo PRE = 30-36	25Cr AID PRE = 32-40	25Cr AISD PRE > 40
Química	Tubulações, instrumentação	Bomba, ventiladores, centrífuga, serpentinas para fusão de enxofre, trocadores de calor e reatores	Separadores de uréia, agitadores-reatores, vasos de pressão	Tubulações para evaporação de sal, bombas, sistemas de resfriamento com água do mar
Petroquímico	Reatores onde a carcaça é de aço carbono	Unidades de dessalinização, dessulfuração e destilação	Equipamentos de dessulfuração, carcaças de bombas	Tubulações para ambientes contendo Cl ⁻ e HCl
Papel e Celulose	Pré-aquecedores dos digestores	Digestores em plantas de sulfato e sulfito, cilindros de pressão	Digestores, pré-aquecedores de digestores	Equipamentos de branqueamento
Geração de energia (nuclear e fóssil)	Aquecedores de água de alimentação, re-aquecedores	Tubulações de injeção em fontes geotérmicas	-----	Trocadores de calor, sistemas em fontes geotérmicas, salinas marinhas
Petróleo e gás	Resfriadores, Tubulações, sistemas de tensão, instrumentação	Estruturas, cabos de arame, tubulações de fluxo de gás natural, vasos de pressão	Campanas de mergulho, bombas, tubulações de gás, injeção de água do mar	Sistemas de resfriamento com água do mar, sistemas de tubulações contra incêndio, vasos de pressão corpos de válvulas, equipamentos de perfuração marinha.

3.2.3 Aços inoxidáveis duplex de baixa liga

Nos últimos anos, devido ao aumento dos custos das matérias primas, em especial do Ni, uma nova geração de AID com baixos teores de Ni e Mo foram introduzidos no mercado denominados aços inoxidáveis duplex de baixa liga (AIDBL). Este tipo de aço mostra um ótimo potencial de aplicação, devido a seu alto limite de escoamento e bom desempenho à corrosão localizada quando comparado com o aço inoxidável AISI 304. A redução do teor de Ni é

compensada aumentando a quantidade do Mn e N, assim estabiliza a fase austenítica na microestrutura duplex [12,13,14].

O teor de Mo é significativamente reduzido em comparação com o AID UNS S31803. Devido à grande diferença na composição química o UNS S32101 pode apresentar estabilidade de fase diferente durante a fabricação e aplicação [13].

Westin et. al. [15], mostraram que a fração volumétrica de γ do AIDBL UNS S32101 é similar à fração volumétrica de austenita do AID UNS S32507 e claramente superior que os AID UNS S32205 e UNS S32304, sendo estes aços submetidos a diferentes taxas de resfriamentos e apresentando diferentes tamanhos de grão. A Figura 3.1 apresenta a variação de γ para diferentes tipos de aços inoxidáveis duplex.

Figura 3.1 Comparação da fração de γ para quatro diferentes aços inoxidáveis duplex. (a) Aço inoxidável duplex resfriado em 20 °C/s e com um tamanho de grão de 205 µm. (b) Aço inoxidável duplex resfriado em 75 °C/s e um tamanho de grão de 107 µm [15].

Apesar de vários estudos sobre os AIDBL UNS S32101, pesquisas sobre a sua microestrutura e as propriedades do AIDBL UNS S32101 ainda são limitadas quando comparadas com o AID UNS S31803.

3.3 Solidificação

A solidificação é um de processo de transformação de fase no qual o metal passa do estado líquido para o estado sólido. O processo de solidificação envolve a formação de estrutura cristalina, a qual é controlada pela energia livre de Gibbs da fase líquida (G_l) em relação à fase sólida (G_s) [16]. A Figura 3.2 mostra a dependência da energia livre de Gibbs em relação à temperatura.

Figura 3.2. Extrato da relação entre a energia livre de Gibbs e a Temperatura [17].

Na temperatura de solidificação, os valores das energias livres do sólido e do líquido são iguais, ou seja, a variação da energia será zero e o sistema estará em equilíbrio. Para que ocorra a solidificação é necessário diminuir a temperatura abaixo a temperatura de solidificação (T_f), na Figura 3.2, para que apareça uma força termodinâmica capaz de iniciar o processo. Esta redução da

temperatura é denominada de super resfriamento e será tanto maior quanto maior for a diferença de temperaturas [17].

Do ponto de vista fenomenológico, quando a temperatura diminui abaixo da temperatura de fusão, ocorrem à formação de pequenas aglomerações de átomos, os núcleos, que irão crescer ou não, dependem do balanço de energia total do sistema. Quando os núcleos se formam ocorre uma diminuição da energia livre no sistema devido à mudança de fase, porém surge uma interface solido/liquido (S/L) que traz consigo um aumento da energia livre do sistema. A redução da energia devido à mudança de fase continua aumentando à medida que a temperatura diminui. Porém, a energia de mudança de fase for maior que a energia de surgimento da interface a solidificação tem prosseguimento, caso contrário, o núcleo formado volta a fundir.

A formação dos núcleos pode ser homogênea ou heterogênea, dependendo da forma como a nucleação teve seu início. A nucleação heterogênea ocorre em qualquer sistema comercial e pode-se dizer que este fato irá acontecer sempre que houver alguma partícula sólida presente capaz de diminuir a energia de ativação do sistema [18].

Os principais fatores que influenciam na forma de solidificação de um cordão depositado são: a concentração do soluto, o gradiente térmico na interface S/L e a velocidade de solidificação, todos estes fatores interagem durante a solidificação [18,19].

3.3.1 Solidificação fora de equilíbrio

Foi proposto um mecanismo de solidificação de soldas em aços inoxidáveis, o qual supõe que a solidificação ocorre fora de equilíbrio, sem difusão no solido, sem agitação do liquido, com ajustes da composição química do líquido por difusão na interface S/L e com equilíbrio microscópico na interface [4].

3.3.1.1 Mistura de soluto no liquido apenas por difusão

Como a velocidade de deslocamento da interface S/L (v) não é suficientemente baixa para permitir solidificação em equilíbrio, haverá a formação de uma camada enriquecida de soluto nesta interface, conforme o esquema da Figura 3.3.

Figura 3.3 Perfil de soluto no líquido a partir da interface sólido/líquido: v – velocidade de deslocamento da interface; x – distância a partir da superfície da barra; x' – distância a partir da interface S/L; C_{Li} e C_{si} – respectivamente concentrações de soluto do sólido e do líquido na interface [20].

Durante a solidificação, o primeiro sólido a se formar terá composição KC_0 , e até o sólido atinja a composição C_0 , o processo passa por um transiente inicial. Admitindo-se que a amostra seja suficientemente longa ou que a espessura da camada limite à frente da interface S/L seja significativamente menor que o comprimento da barra, o processo atinge um estado estacionário que perdura até que o comprimento da região líquida remanescente atinja um valor próximo à espessura desta camada limite. A partir deste ponto a extremidade final da barra passa a constituir uma barreira ao fluxo de soluto, e a concentração do líquido na interface assume valores maiores do que C_0/K ,

com o correspondente sólido formado atingindo concentrações maiores que C_0 , e criando-se conseqüentemente uma região onde o processo passa por um transiente final. A Figura 3.4 apresenta uma representação esquemática do perfil do sólido formado nas três distintas regiões. Deve-se observar que a conservação de massas exige a igualdade das áreas sombreadas, na Figura 3.4, e que os comprimentos dos transientes inicial e final são diferentes [20,21].

Figura 3.4 Perfil de concentração de soluto nos transientes inicial e final: x_i – comprimento do transiente inicial [20].

3.3.1.2 Super resfriamento constitucional

Para ligas metálicas, surgem diferenças de composição química entre as partes líquida e sólida durante o processo de solidificação. Enquanto o processo avança, ocorre um acúmulo de soluto que foi sendo rejeitado pela parte recém solidificada frente à interface S/L. O líquido neste ponto irá então apresentar uma concentração de soluto maior do que a concentração inicial (C_0) da liga, fazendo com que a temperatura de solidificação seja mais baixa. A este resfriamento denomina-se super resfriamento constitucional (SC) [21-23]. A Figura 3.5 apresenta esquematicamente o SC.

Figura 3.5 Esquema do super resfriamento constitucional [24].

O SC desestabiliza a interface plana (atomicamente difusa), permitindo que cresça uma protuberância na interface S/L e, conseqüentemente a interface deixa de ser plana. Para que a interface se mantenha plana é necessário que o gradiente de temperatura (G) no líquido seja igual ou maior que o gradiente da curva liquidus na interface S/L. Esta condição de estabilidade planar, conhecida como critério de SC [24], pode ser dada pela seguinte expressão:

$$\frac{G}{R} \geq \frac{\Delta T_s}{D_L}$$

G : Gradiente térmico na interface.

R : Velocidade de solidificação ou taxa de crescimento.

ΔT_s : Intervalo de solidificação da liga (diferença entre temperatura liquidus e solidus).

D_L : Coeficiente de difusão do soluto no líquido.

Diferentes modos de solidificação podem ocorrer tais como planar, celular, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial. Na Figura 3.6 estão

representadas esquematicamente, as diversas morfologias de crescimento, em relação ao gradiente térmico ou gradiente de temperatura (G) imposto no resfriamento e a velocidade de solidificação (R) da interface S/L.

A relação G/R , conhecida como parâmetro de solidificação, determina o modo de solidificação (planar ou não planar). Se ela for maior ou igual à razão entre o intervalo de solidificação da liga e seu coeficiente de difusão do soluto no líquido, a interface planar é estável. A Figura 3.6, baseada em observações experimentais, relaciona G , R e a composição da liga com as estruturas desenvolvidas. A liga que possui maior quantidade de soluto, para mesma razão G/R , possui maior a tendência do material ao crescimento celular e dendrítico. O mesmo comportamento ocorre quando se diminui a razão G/R para mesma composição da liga. A Figura 3.6 traduz o fato de que, experimentalmente, a correlação com $G/\sqrt{R}$ é melhor que G/R . Com o aumento do SC, maior a diferença entre a temperatura liquidus e a temperatura do líquido na interface, há um aumento da velocidade de solidificação. Já o produto $G.R$, determina a escala da estrutura de solidificação. E quanto maior o produto $G.R$, mais fina será a estrutura de solidificação, celular ou dendrítico [22].

Figura 3.6. Diagrama esquemático dos diferentes modos de solidificação para a relação $G/\sqrt{R}$ [25].

A Figura 3.7 mostra que os modos de solidificação podem variar de uma solda a outra conforme é aumentado o SC.

Figura 3.7 Efeito do super resfriamento constitucional nos modos de solidificação durante a soldagem: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico; (d) equiaxial dendrítico [22].

3.3.1.3 Solidificação da poça de fusão

Davies [26] cita que o estudo da solidificação na poça de fusão teve início com Savage, sendo este último quem propôs um modelo para a zona parcialmente fundida que existe entre o cordão de solda e o metal de base. Segundo o modelo, existe locais onde o ponto de fusão é menor que o valor médio da temperatura liquidus da liga. Tal fato deve-se à segregação de soluto para os contornos de grão, diminuindo localmente a temperatura solidus [17].

A solidificação do cordão de solda inicia-se a partir da zona parcialmente fundida. O crescimento dá-se com a mesma orientação cristalina dos grãos da zona parcialmente fundida, o qual é chamado crescimento epitaxial. A força

motriz necessária para a nucleação dos novos grãos é baixa, uma vez que a barreira termodinâmica para a solidificação é praticamente eliminada. Portanto, cada um desses novos grãos se solidifica, ao longo da mesma direção cristalográfica dos grãos da zona afetada pelo calor (ZAC) [19,22,26]. A Figura 3.8 apresenta o crescimento epitaxial.

Figura 3.8. Crescimento epitaxial do metal de solda perto da zona de ligação [22].

Depois de iniciada a solidificação em direção ao centro da zona de fusão, o crescimento dos grãos prossegue na direção paralela ao gradiente de temperatura máxima, favorecendo um crescimento competitivo de grãos. Os grãos com orientação favorável à direção do gradiente de temperatura máxima apresentam maior crescimento em relação, aos grãos que coincidem com direções menos favoráveis. A direção de crescimento preferencial nos

materiais cúbico de corpo centrado (CCC) e cúbico de face centrada (CFC) é a $\langle 100 \rangle$ [19, 22,26]. A Figura 3.8 apresenta o crescimento competitivo.

Figura 3.9 Crescimento competitivo na zona de fusão. [22].

Os efeitos dos parâmetros de soldagem são de grande importância na microestrutura dos grãos. A poça de fusão apresenta formato de gota em altas velocidades de soldagem e uma forma elíptica em baixas velocidades de soldagem. Para a soldagem, com elevadas velocidades, é esperado o crescimento de grãos colunares que irão crescer sem ramificações até o centro da poça de fusão e para baixas velocidades estes crescem curvos na direção do gradiente de temperatura máxima. A Figura 3.10 mostra variação da forma da poça de fusão com o aumento da velocidade de soldagem, onde também se pode observar no centro do cordão que o gradiente térmico é menor que na margem do cordão, e a velocidade de solidificação é maior [19,22,26].

Figura 3.10 Variação da forma da poça de fusão aumentando a velocidade de soldagem: (a) forma elíptica; (b) forma de gota [26].

Estas condições se aplicam para metais puros com baixa quantidade de soluto. No caso de ligas metálicas a velocidade de solidificação é aumentada devido ao SC. Não é apenas a forma da poça de fusão que é modificada, mas também a morfologia dos grãos, não só havendo grãos colunares, como também se formarão a partir da nucleação heterogênea grãos equiaxiais no centro da poça de fusão [22].

A relação geométrica entre a velocidade de solidificação (R) e a velocidade de soldagem (v) é apresentada na Figura 3.11.

A distância de um ponto dado no limite da poça de fusão move-se na direção normal (n) durante um pequeno intervalo de tempo (dt), o qual se pode expressar com a seguinte equação.

$$R_n dt = (V dt) \cos \alpha = (R dt) \cos(\alpha - \beta)$$

Dividindo a equação de acima por $dt \cdot \cos(\alpha - \beta)$ tem-se:

$$R = \frac{V \cos \alpha}{\cos(\alpha - \beta)}$$

Figura 3.11 Relação entre a velocidade de solidificação (R) e a velocidade de soldagem (V) [22].

Onde α é o ângulo entre a direção da velocidade de soldagem e a normal há o limite da poça de fusão e β é o ângulo entre a direção da velocidade de soldagem e a direção da velocidade de solidificação (R) da dendrita ($\langle 100 \rangle$ em materiais como uma estrutura cristalina CFC e CCC).

Quando a diferença entre os ângulos α e β é zero, a equação é expressa da seguinte maneira:

$$R = V \cos \alpha$$

Quando o ângulo α é igual a 0° na linha central da poça de fusão, a velocidade de soldagem (R) é máxima, por outro lado quando o ângulo α é igual a 90° na zona de ligação, a velocidade de soldagem (R) é mínima, isto pode ser observado na Figura 3.12.

Figura 3.12 Variação da velocidade de solidificação (R) ao longo da poça de fusão [22].

A formação de novos grãos na poça de fusão, além do crescimento epitaxial, resulta em estruturas mais refinadas, o que promove um aumento da resistência mecânica no metal de solda, ao mesmo tempo em que diminui a suscetibilidade da solda ao aparecimento de trincas a quente. Os novos grãos podem ter origem a partir de quatro mecanismos, descritos abaixo, e obtidos através das respectivas técnicas de soldagem [22].

- **Fragmentação de dendritas:** Ocorre devido ao movimento de convecção a que o metal de solda é submetido durante a soldagem. Estes fragmentos servirão como multiplicadores da estrutura cristalina, sendo estes fragmentos os que obstaculizam o crescimento dos grãos. Estes fragmentos têm que suportar a temperatura que existe na poça de fusão. Este é o mecanismo mais aceito para o refino de grão na poça de fusão.
- **Destacamento de grãos:** Este mecanismo é também gerado pelo movimento de convecção e poderá destacar alguns grãos da zona parcialmente fundida, os quais também atuarão como multiplicadores da estrutura cristalina. Para a fragmentação de dendritas e destacamento de grãos as técnicas de soldagem utilizadas são: Agitação da poça de fusão, oscilação do arco e pulsação do arco.
- **Nucleação heterogênea:** São utilizadas partículas estranhas, inoculantes, os quais atuam para promover a cristalização com menores super resfriamentos. Isto quer dizer que, o número de embriões que se estabilizam e se tornaram núcleos vão aumentando e conseqüentemente refina a estrutura. A técnica de soldagem é a inoculação do metal de solda e/ou agitação da poça de fusão, pois a agitação promove uma diminuição da temperatura da poça de fusão e aumenta do seu super resfriamento térmico.
- **Nucleação na superfície:** A superfície da poça de fusão pode ser super resfriada para induzir a nucleação pelo jato de um gás, pela redução instantânea ou remoção da energia de soldagem. Quando isto ocorre, haverá a nucleação da fase sólida na superfície da poça de fusão. Estes núcleos irão para dentro da poça de fusão, na direção da interface com o substrato, pois sua densidade será maior do que o metal líquido ao seu redor. A técnica utilizada é o jato de gás argônio direcionado na superfície da poça de fusão.

A Figura 3.13 apresenta os quatro mecanismos que são utilizados para o refinamento de grão na poça de fusão.

Figura 3.13 Mecanismos de nucleação durante a soldagem: (a) vista de topo, (b) vista lateral [22].

3.3.2 Diagramas de Schaeffler e de DeLong:

Nos aços inoxidáveis, além dos elementos Fe, Cr e Ni, existem outros elementos de liga em sua composição que são compostos por elementos alfa-gênicos e gama-gênicos, os quais não são considerados no diagrama pseudo-binário, tornando sua utilização um pouco limitada. Para poder ter uma melhor previsão das fases presentes em uma liga Fe-Cr-Ni a qual pode ser obtida por meio da utilização de diagramas de Schaeffler e de DeLong.

A determinação do teor de α é feita a partir da composição química do metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos e começou em 1949 com Anton Schaeffler. Ele estudou o teor de α analisando a microestrutura do metal de solda para os elementos de liga presentes, caracterizando os elementos como formadores de α e de γ . Para os elementos formadores de γ , ele designou um fator de ponderação relativo para o Ni o qual foi denominado Níquel Equivalente (Ni_{eq}). O Cr foi relacionado com os elementos que formam a α , no qual foi denominado de Cromo Equivalente (Cr_{eq}). Para a confecção do Diagrama de Schaeffler foram utilizados os teores de α e γ registrados e as expressões de Cr_{eq} e Ni_{eq} [27].

O diagrama de DeLong foi publicado primeiramente no ano 1956, foi desenvolvido por causa da importância do N como um forte agente austenizador, tendo como característica a colocação deste elemento no Ni_{eq} com um fator de ponderação de 30. Este diagrama, por causa de divisões pequenas e uma grande escala, melhora a precisão dos cálculos da α nos aços inoxidáveis da série 300, especialmente na área onde um ótimo o teor de α , entre 0% a 15%, é encontrado. Essencialmente o diagrama de DeLong é uma área pequena do diagrama de Schaeffler com um fator de adição para o N, mas não é adequado para a predição de α nos AID. O diagrama de DeLong também tem suas limitações, como a não adequação para aços inoxidáveis com alto teor de Mn, porque esta suposto que o teor de Mn é somente de apenas 1%, o qual dá um teor de α errôneo [28].

Para remediar esta situação o Conselho de Pesquisas de Soldagem em 1988 [29], estabeleceu um programa para desenvolver um diagrama de melhor previsão, este é contínuo no intervalo de 0 a 100 FN. Através do uso de técnicas de regressão estatística, um novo diagrama de previsão foi desenhado. Este diagrama é conhecido como diagrama WRC, sendo uma combinação do diagrama de DeLong e de Schaeffler. A maior diferença entre o diagrama WRC e os diagramas de Schaeffler e de DeLong são os elementos que são usados para calcular o Cr_{eq} e Ni_{eq} . O Mn e Si foram omitidos, e os coeficientes do C, N e Nb foram alterados em relação aos diagramas anteriores. O diagrama WRC tornar-se o mais adequado para prever o teor

de α no metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex. O diagrama WRC diferencia-se dos diagramas de Schaeffler e de DeLong de duas formas. A primeira é que não existe uma linha de martensita, pois a presença de martensita depende de elementos não mostrados no diagrama. A segunda é que existem linhas que indicam os quatro modos de solidificação.

As regiões A e AF existem solidificação de austenita primária e o trincamento é muito provável durante a solidificação. Nas regiões F e FA têm solidificação de α primária e o trincamento é menos provável. Devemos mencionar que os diagramas Schaeffler e de DeLong não são diagramas de equilíbrio. A Figura 3.14 mostra o diagrama de DeLong modificado.

Figura 3.14 Diagrama de DeLong modificado [30].

3.3.3 Solidificação das ligas do sistema Fe-Cr-Ni

A solidificação dos aços inoxidáveis e resistentes ao calor do sistema Fe-Cr-Ni pode iniciar-se com a formação de α e/ou de γ , dependendo, principalmente da sua composição química ou do balanceamento entre os elementos de liga, sendo este mais apropriado, que promovem a formação de α e de γ .

Para estudar a solidificação e as transformações no estado sólido destes materiais é conveniente utilizar uma seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. A seção vertical do diagrama pseudo-binário mais adequada para estudar os aços inoxidáveis duplex é a que é feita em 70% de Fe.

Figura 3.15 Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para 70% Fe [7].

3.3.3.1 Sequência de solidificação

O efeito da composição química na sequência de solidificação dessas ligas foi estudado por diversos autores, tendo sido identificados basicamente quatro modos possíveis de solidificação, são essas [31].

I – Solidificação austenítica (A): O processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de γ , e sem ocorrer nenhuma outra transformação de alta temperatura, termina completamente austenítica.

II – Solidificação austenítica-ferrítica (AF): A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de γ , ocorrendo à formação de α entre os braços das dendritas, devido ao efeito de elementos alfacênicos segregados no líquido.

III – Solidificação ferrítica-austenítica (FA): Neste processo a α é a primeira fase a solidificar de maneira dendrítica. A γ forma-se posteriormente na

interface ferrita/líquido, através de uma reação peritética ($L + \alpha \rightarrow \gamma$) ou uma reação eutética ($L \rightarrow \alpha + \gamma$), seguindo as condições de solidificação e a composição química. Nucleada a γ , esta cresce para a α e para o líquido, ocorrendo à segregação de elementos alfacênicos tanto para o interior da dendrita, como para o líquido. Assim pode-se tanto estabilizar a α no eixo da dendrita como propiciar a formação de α nos espaços interdendríticos.

IV – Solidificação ferrítica (F): Nesta solidificação a α é a única fase a se formar durante a solidificação, obtendo-se a formação posterior da γ no estado sólido, principalmente nos contornos de grãos ferríticos.

Deve-se mencionar que uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas sequências apresentadas, podendo ocorrer a nucleação simultânea de α e γ .

De maneira geral estas são as possíveis sequências de solidificação.

- (I) $Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow \gamma$
- (II) $Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow Liq + \gamma + \alpha \rightarrow \gamma + \alpha$
- (III) $Liq \rightarrow Liq + \alpha \rightarrow Liq + \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$
- (IV) $Liq \rightarrow Liq + \alpha \rightarrow \alpha$

A determinação do tipo de solidificação nos aços inoxidáveis se dá através da análise da composição química (Cr_{eq} e Ni_{eq}), Suutula et al.[33-36] fizeram uma cuidadosa análise metalográfica onde é mostrado que a solidificação da solda pode ser classificada em três categorias. Essas classificações estão relacionadas com o tipo de microestrutura geral, com a morfologia da α e com diferentes velocidades de solidificação (fundição, análise térmica e soldagem).

Tipo A: $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,48$ Solidificação austenítica (modo I) e austenítica-ferrítica (modo II)

Tipo B: $1,48 < \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,95$ Solidificação ferrítica-austenítica (modo III)

Tipo C: $\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} < 1,95$ Solidificação ferrítica (modo IV)

Foi proposta uma classificação das diferentes morfologias das microestruturas observadas em soldas de aços inoxidáveis à temperatura ambiente. Ela está relacionada como os diferentes modos de solidificação e esses estão associados com a composição química.

A Figura 3.16 é mostrada de forma esquemática os modos de solidificação e o tipo de microestrutura obtida em função da relação de $(Cr/Ni)_{equiv}$.

Figura 3.16 Esquema dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos [37].

3.3.3.2 Solidificação dos aços inoxidáveis duplex

Os AID solidificam na forma de α primária e são totalmente ferríticos no final da solidificação, isto é, no estado sólido. A transformação da α para γ ocorre no estado sólido, e depende da composição química do aço e da velocidade de resfriamento. Essa transformação determina a fração volumétrica da α e da γ , conseqüentemente, a sua distribuição no metal de solda [32]. A sequência de transformação para os AID é a seguinte:

L = líquido

F = ferrita

A = austenita

A precipitação da γ acontece na faixa de temperatura entre 1200 a 800°C por nucleação e crescimento, seguindo uma curva de cinética em C. A transformação de α para γ nos AID é muito similar à transformação de γ para α proeutetóide em aços carbono de baixa liga [8,32,38].

A solidificação do metal de solda dos AID é totalmente ferrítica, a transformação da γ no estado sólido é controlado pela difusão, ocorrendo abaixo da temperatura solidus durante os subseqüentes resfriamentos. Um elevado teor de N na liga aumentará a temperatura de transformação de α para γ , o qual aumentará a velocidade de solidificação da γ . A transformação de γ dá-se por um processo controlado pela difusão, o qual depende do tempo de resfriamento. Quando não houver tempo suficiente para a precipitação da γ o N pode precipitar como nitreto de cromo nos grãos de α na zona de fusão. Esses precipitados de nitreto cromo podem reduzir a resistência à corrosão e a ductilidade do material, sendo o N um forte estabilizador da γ [39,40]. Em resfriamentos lentos, a transformação de α para γ acontece em temperaturas mais altas, obtendo uma maior fração de γ localizada nos contornos de grão da α .

Durante o resfriamento tem-se a precipitação de γ a partir da α , com altas velocidades de resfriamento a γ alotríomórfica precipita nos contornos de grãos da α e cresce preferencialmente ao longo destes contornos com bastante rapidez. A partir da saturação dos sítios para nucleação nos contornos de grão a γ Widmanstätten precipita e cresce para o centro dos grãos da α . Velocidades menores de resfriamento podem gerar a precipitação da γ intragranular com morfologia de placas, sendo sua precipitação favorecida por grandes tamanhos de grãos ferríticos e por baixos teores de C [39-41], as quais podem ser nucleadas nas discordâncias ou nos subcontornos de grão [42]. Por outro lado, a γ intragranular pode precipitar também em inclusões de Al, Mg e O, sendo estas inclusões sítios potenciais de nucleação [52].

A microestrutura de um AID soldado sempre apresenta duas regiões distintas, sendo conhecidas como Zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC).

A solidificação na ZF dos AID ocorre epitaxialmente e possui microestrutura completamente ferrítica. Isso ocorre devido ao considerável gradiente de temperatura na interface S/L, portanto os grãos crescem de forma colunar com seus eixos principais orientados no sentido da máxima extração de calor [8].

É muito importante ter um grande cuidado com a velocidade de resfriamento, caso esta seja muito elevada o equilíbrio entre as frações volumétricas de α e γ pode não ser atingido. Assim, a microestrutura da ZF tende a apresentar uma grande quantidade de α super resfriada e reduzidas frações de γ .

Na ZAC, a escolha da composição química é função da aplicação do equipamento em serviço, isto é, depende da especificação do metal de base. Assim, as mudanças na microestrutura da ZAC são determinadas basicamente pelas condições de aquecimento, de resfriamento e pela temperatura máxima nas suas diversas regiões. Além da velocidade de resfriamento, a temperatura máxima nas diversas regiões da ZAC determina as modificações na

microestrutura [43]. Existem quatro temperaturas que são importantes para avaliar essas mudanças, sendo estas:

- Temperatura solvus da ferrita.
- Temperatura onde as frações volumétricas da α e de γ atingem valores de equilíbrio e ocorre a dissolução de outras fases precipitadas.
- Temperatura de precipitação de fases intermetálicas, nitretos e carbonetos.
- Temperatura onde ocorre a fragilização de 475 °C.

Para entender melhor as transformações que ocorrem na ZAC, a Figura 3.17 apresenta esquematicamente um ciclo térmico de soldagem com temperatura máxima acima da temperatura solvus da α .

Figura 3.17. Ciclo térmico na ZAC para temperaturas acima da $T_{\alpha/\gamma}$ (Temperatura de transformação de $\alpha \rightarrow \gamma$) [44].

Na região I, as mudanças microestruturais são dominadas pela dissolução de γ e dos precipitados presentes no material base. Assim, um aquecimento rápido retarda a dissolução da γ e dos precipitados, enquanto o aquecimento lento permitira a completa dissolução da γ em temperaturas próximas à temperatura solvus.

Na região II, representa-se a porção do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico, que é adjacente à zona de ligação, e predomina o crescimento de grão ferrítico.

Na região III, ocorre resfriamento abaixo da linha solvus, as mudanças microestruturais que inclui a reformação de γ e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionada ao tempo de resfriamento $t_{12/8}$ [44].

A presença da microsegregação na ZF é muito importante. A solidificação é completamente ferrítica e com os elementos de liga estabilizadores da γ segregando para os contornos de grão da α na microestrutura duplex. A microsegregação é tanto mais intensa quanto maior for a velocidade de solidificação do cordão de solda. Essa diferença localizada da composição química também afeta o comportamento da junta na condição como soldada. Este novo comportamento da junta solda é visível na resistência à corrosão em suas propriedades mecânicas, isso ocorre pela precipitação de fases frágeis durante os ciclos térmicos da soldagem [4,37].

3.4 Precipitação de fases na soldagem de aços inoxidáveis duplex

O contínuo desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex resulta em complexas composições com quantidades substanciais de elementos de liga, portanto o objetivo geral dos elementos de liga é melhorar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão. Os elementos de liga proporcionam-lhe melhores propriedades, mas também vêm com desvantagens inevitáveis. Durante o processamento ou uso, os AID são expostos a altas temperaturas e são sujeitos a precipitações de fases intermetálicas.

No decorrer do resfriamento dos aços inoxidáveis duplex, a precipitação da γ está também acompanhada de precipitação de outras fases ($M_{23}C_6$, Sigma, Chi, α') dependendo da temperatura máxima atingida e do tempo de permanência na faixa de precipitação de fases [45]. A precipitação de fases intermetálicas está normalmente associada com indesejáveis conseqüências,

sendo estas o empobrecimento da matriz de elementos de liga tais como Cr, Mo e Nb, a perda de ductilidade, tenacidade e de resistência à corrosão [46].

A precipitação de fases intermetálicas ocorre por nucleação em sítios de alta energia como pontos triplos de grãos, contornos de grão, inclusões de discordâncias e aglomerações de lacunas [47].

Na Tabela 3.4 são resumidas as principais características de algumas das fases mais comuns que podem precipitar nos AID.

Tabela 3.4 Tipos de precipitados nos aços inoxidáveis duplex, modificado de Londoño e Giraldo [11,45].

Tipo de Precipitado	Fórmula Química	Intervalo de Temperatura (°C)	Grupo Espacial	Parâmetro de Rede
α	-	-	Im3m (ccc)	a= 2,86-2,88
γ	-	-	Fm3m (cfc)	a= 3,58-3,62
σ	Fe-Cr-Mo	600-1000	P42/mnm (tetragonal)	a= 8,79 c= 4,54
Cr_2N	Cr_2N	600-1050	P31m (trigonal)	a= 4,795 c= 4,469
χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	700-850	143m (ccc)	a= 8,92
M_7C_3	M_7C_3	950-1050	Pnma (ortorrômbica)	a= 4,52; b= 6,99; c= 12,11
$M_{23}C_6$	$M_{23}C_6$	600-950	Fm3m (cfc)	a=10,56-10,65
α'	-	350-750	I4/m32/m (ccc)	a= 2,87-2,89

Na Figura 3.18 apresenta-se o diagrama TTP (tempo – temperatura - precipitação), na qual podemos observar que a formação de precipitados e a temperatura de formação dependem da composição química. Para o aço 1 as precipitações começam depois de apenas 2 minutos após chegarem a 800 °C com a formação de nitreto de cromo, depois de 20 minutos, a fase sigma aparece pela primeira vez na faixa de temperatura de 800-900 °C.

No aço 2 pode-se observar que as faixas de precipitação são localizadas em curtos tempos e que a precipitação de carbonetos é muito mais intensa.

Figura 3.18 Diagrama TTP de dois diferentes aços duplex. Aço 1: 0.028%C- 21.8%Cr- 5.0%Ni- 3.12%Mo- 0.113%N- 0.45%Si- 1.63%Mn. Aço 2: 0.028%C- 20.9%Cr- 7.4%Ni- 2.30%Mo- 0.073%N- 0.50%Si- 1.63%Mn- 1.4%Cu [7].

3.4.1 Fase chi (χ)

A fase chi (χ) é um composto intermetálico rico em Mo, sua precipitação se dá só no sistema ternário Fe-Cr-Mo na faixa de temperatura de 700-900 °C por períodos de 6 a 10 horas, com efeitos prejudiciais nas propriedades tanto mecânicas como de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. A fase (χ) é metaestável, com uma forma poligonal com uma estrutura cúbica de face centrada. Está fase precipita nos limites de grão α/α , α/γ , e dentro da fase ferrítica que é rica em Cr [46-48].

A fase (χ) tem uma composição similar à fase sigma (σ), mas em contraste com ela o C se pode dissolver na fase (χ) [46].

3.4.2 Precipitados de Nitreto de Cromo (Cr_2N)

Nos aços inoxidáveis que não contêm fortes elementos formadores de nitretos, tais como Ti, Nb e V, o limite de solubilidade de N é determinado pelo equilíbrio entre a matriz e o nitreto de Cromo (Cr_2N), mas quando a concentração de N está acima deste limite, os aços inoxidáveis são instáveis e susceptíveis à precipitação de Cr_2N em temperaturas na faixa de 600 a 1050°C [49].

O Cr_2N precipita geralmente em nos limites de grão por precipitação descontínua (formação de fase celular), e para alguns aços inoxidáveis intergranularmente dentro da matriz. [50].

O Cr_2N apresenta uma estrutura cristalina trigonal ($a_{\text{SR}}=4,760 \text{ \AA}$, $c=4,438 \text{ \AA}$), na qual os átomos metálicos adotam uma estrutura hexagonal compacta, a qual define a chamada sub-célula da estrutura. Desta forma, a minimização da energia de deformação proveniente do preenchimento destes interstícios leva à formação de um super-reticulado trigonal ($a_{\text{SR}} = a_{\text{SC}} = \sqrt{3}$), em relação de como são geralmente reportados todos os resultados relativos a este composto [52,53]. As relações de orientação adotadas entre o super-reticulado do Cr_2N , a α e a γ são [50,51].

$$\begin{aligned} (0001)_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel (\bar{1}10)_{\alpha} \quad [0\bar{1}10]_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel [001]_{\alpha} \quad [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel [110]_{\alpha} \\ \{0001\}_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel \{111\}_{\gamma} \quad \langle 1100 \rangle_{\text{Cr}_2\text{N}} \parallel \langle 110 \rangle_{\gamma} \end{aligned}$$

Portanto a resistência à corrosão pode ser inferior, isso devido à presença de precipitados do Cr_2N , do mesmo jeito as propriedades mecânicas podem ser afetadas. O Cr, Mo e W aceleram a cinética da precipitação dos nitretos [53].

Embora o N tenha uma elevada taxa de difusão, a solubilidade na α é baixa e diminui como o aumento da temperatura, a formação de Cr_2N pode tomar lugar na α supersaturada na faixa de temperatura de 700-900 °C durante os resfriamentos rápidos ou tratamentos térmicos, a precipitação do nitreto

acontece particularmente na ZF e na ZAC com rápidos resfriamentos o que resulta em altos teores de α [54]. A precipitação de Cr_2N pode ser reduzida pelo incremento de γ por uma maior entrada de calor ou pela adição de elementos estabilizadores de austenita tais como Ni e N.

3.4.3 Fase sigma (σ)

A fase sigma (σ) é não magnética e intermetálica, a origem de sua composição é baseada no sistema Fe e Cr. Além disso, a fase (σ) possui uma estrutura cristalográfica tetragonal, com uma célula unitária de 32 átomos e 5 átomos, em diferentes sítios cristalográficos [55-58].

A fase (σ) forma-se na interface α/γ , através de um processo de nucleação heterogênea, em geral, os elementos estabilizadores de α tal como Mo favorece a formação da fase (σ), em regiões com alta energia tais como limites de grão e interfaces, as temperaturas de recozimento influem na formação de fase (σ) de duas formas [56,59]:

- Uma alta temperatura de recozimento causa um incremento no tamanho de grão da α , reduzindo o número potencial de sítios de nucleação o que minimiza a tendência da formação de fase (σ).
- A porcentagem do incremento da α em altas temperaturas com a temperatura facilita a formação de fase (σ), durante os tratamentos térmicos.

Durante a precipitação da fase (σ), o Cr é absorvido e o Ni é rejeitado para as regiões adjacentes da α . O tamanho e quantidade de fase (σ) aumentam continuamente com o incremento do tempo de envelhecimento.

O mecanismo de precipitação é uma transformação eutetóide de $\alpha \rightarrow \gamma + \sigma$ [55,56]. Tipicamente a fase (σ) precipita entre 600 e 1000 °C [55,56,58]. A precipitação desta fase induz a mudanças adversas nas propriedades mecânicas e uma pequena porcentagem de fração de volume da

fase (σ) pode diminuir significativamente a ductilidade, tenacidade do material e resistência à corrosão [59,60].

Chen et al.[59] mostraram que o tamanho e quantidade da fase sigma aumentam com o tempo de envelhecimento a 900 °C, nesta situação transforma-se em partículas com uma forma irregular, além disso, mostraram claramente que a fase (σ) forma-se ao longo da interface α/γ e cresceu nas regiões adjacentes da α .

3.4.4 Austenita Secundaria (γ_2)

Os AID são quase inteiramente ferríticos abaixo da temperatura solidus, entretanto, ocorrera durante o resfriamento a transformação de α para γ . A γ formada desta maneira é usualmente denominada γ primária, além disso, a transformação de α para austenita secundaria (γ_2) pode ocorrer durante os subseqüentes tratamentos térmicos ou durante reaquecimentos associados com os processos de soldagem [61]. A precipitação da γ_2 nos AID dá-se pela decomposição eutetóide da $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$ [62,63].

Tem sido reportado que existe uma diferença na composição química entre os diferentes tipos de γ , além disso, a γ_2 possui um baixo teor de Cr, Mo e Ni quando comparada com a γ primária [64,65].

A precipitação da γ_2 tem como consequência uma redução na resistência à corrosão localizada dos AID, porém recentes pesquisas mostraram que essa alteração na resistência à corrosão está associada ao reaquecimento da microestrutura e à presença de nitretos, entretanto um efeito positivo foi verificado, há melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AID [64].

Dois tipos de γ_2 são observados nos AID. O primeiro tipo é formado na interface α/γ , denominada γ_2 intergranular e é uma consequência do

crescimento de partículas preexistentes de austenita a temperaturas entre 800 e 900 °C. O segundo tipo é formado no interior da α , com morfologia de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000 °C. Esta segunda é denominada γ_2 intragranular, sendo originada por um processo de difusão controlado que ocorre por nucleação e crescimento [52,61,65,66].

A formação de γ_2 na ZAC de soldas multipasse do AID SAF 2507 esta intimamente relacionada com a dissolução dos precipitados de Cr_2N . O N liberado na dissolução de Cr_2N na faixa de temperatura entre 1000 e 1200 °C, atua como elemento estabilizador da austenita e promove a formação de γ_2 . No entanto, um estudo realizado com a mesma liga, submetida a tratamentos isotérmicos (700-900°C), mostrou a precipitação cooperativa de γ_2 e pequenas partículas equiaxiais de Cr_2N nas interfaces α/γ [52,66].

Londoño [52] propôs um mecanismo da precipitação cooperativa da γ_2 e do Cr_2N , segundo este modelo, durante o reaquecimento inicialmente tem-se a precipitação do Cr_2N na interface α/γ , estes Cr_2N crescem para dentro da ferrita, empobrecendo a vizinhança em Cr, Mo e V. O N necessário para a precipitação destes Cr_2N é encontrado na interface, porém a grande maioria deve ser suprida principalmente pela α . A dissolução dos nitretos intergranulares gera uma fonte importante de N no interior da α . Assim, com o crescimento dos nitretos se retira Cr, Mo e V da α , ao mesmo tempo se rejeita Ni, Cu e Fe para a α adjacente. Desta forma a α ao redor destes nitretos fica empobrecida em elementos estabilizadores de α e enriquecida com elementos estabilizadores de γ , portanto, têm-se condições favoráveis para o crescimento da γ na forma de γ_2 . Depois da precipitação da γ_2 , os nitretos deixam de crescer e a γ_2 continua crescendo sozinha.

A Figura 3.19 apresenta o mecanismo de precipitação cooperativo da γ_2 com o Cr_2N .

Figura 3.19 Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa do Cr_2N e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da dissolução do Cr_2N [52].

No trabalho de Lee et al. [67], o AID UNS S31803 foi submetido a tratamentos térmicos nas temperaturas de 800 e 900 °C onde encontraram uma precipitação cooperativa de carbonetos M_{23}C_6 e de γ_2 . Neste trabalho foram observadas duas morfologias diferentes.

A primeira morfologia dá-se por uma transformação de α para γ e em carbonetos (M_{23}C_6) que ocorre por uma reação eutetóide lamelar $\alpha \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma_2$. A precipitação dos carbonetos retira Cr da α e desta forma a α empobrecida em Cr transforma-se para γ_2 , transformação que por sua vez rejeita Cr para a α adjacente, permitindo o crescimento dos carbonetos. Desta forma é estabelecido o crescimento cooperativo das duas fases e posteriormente, devido ao reduzido teor de C nos AIDs a precipitação de carbonetos é limitada, dando origem a uma segunda reação eutetóide do tipo $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$. A Figura 3.20 representa a precipitação cooperativa dos carbonetos M_{23}C_6 e da γ_2 .

A segunda morfologia observada, a precipitação de carbonetos (M_{23}C_6) apresenta uma forma de larvas na interface original de α/γ , seguida da precipitação de γ_2 dentro da α , como mostra a Figura 3.21.

Figura 3.20 Diagrama esquemático mostrando a precipitação cooperativa de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface α/γ , seguida da precipitação da σ [67].

Figura 3.21 Precipitação de $M_{23}C_6$ na interface α/γ seguida do crescimento de γ_2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800 °C por uma hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão como os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original α/γ e o crescimento da γ_2 , em (b) o diagrama esquemático da microestrutura [67].

3.4.5 Carbonetos (M_7C_6 e $M_{23}C_6$)

A maioria dos AIDs apresenta baixo conteúdo de C, menor que o 0,03 em massa, e a máxima quantidade de precipitação de carbonetos é apenas ao redor de 0,5 vol.%. No entanto, devido à alta mobilidade do C os carbonetos precipitam antes da formação de outras fases nas primeiras etapas de envelhecimento ($\leq 0.5h$) [38]. Os carbonetos do tipo M_7C_6 precipitam na faixa de

temperatura de 950 – 1050 °C, enquanto que o carboneto do tipo $M_{23}C_6$ precipita abaixo de 950 °C. Ambos os tipos de carbonetos são observados predominantemente nos limites de fase α/γ , porem também podem estar presentes nos limites α/α e γ/γ , e em menor grau dentro dos grãos de α e γ [38,68]. Os carbonetos têm um papel menos importante em AISD do que em AID tradicionais, por causa da baixa porcentagem de C nos AISD. Sendo assim, a clássica corrosão intergranular, similar à dos tipos austeníticos, será causada pela precipitação dos carbonetos associados ao empobrecimento de Cr no limite de grão. É improvável que ocorra a precipitação de carbonetos nos AISD [68].

3.4.6 Fragilização de 475 °C

A fragilização de 475 °C está associada à formação de uma fase α' rica em Cr (próximo de 80% Cr) com uma estrutura cristalina CCC [69], e com precipitados esféricos finos com um diâmetro de 200 Å [38,70]. A reação de fragilização pode ser fundamentalmente de dois tipos diferentes. Uma dessas é pela decomposição espinodal da α em uma fase rica em Cr α' e uma fase rica em Fe α , e sendo a outra a formação da fase α' por nucleação e crescimento [68,70-72], a qual ocorre numa faixa de temperatura de 280 a 500 °C [68,70]. Este tipo de fragilização foi observado em aços inoxidáveis ferríticos e duplex [38,68,70]. A dureza, o limite de escoamento e a tensão de ruptura são melhorados na presença da fase α' , entretanto o alongamento, a tenacidade e a resistência ao impacto sofrem redução [38,71-73], sendo também a resistência à corrosão afetada pela presença da fase α' [38]. Foi verificado que o Cr, o Mo e Cu promovem a fragilização de 475 °C [68].

No trabalho de Tavares et al. [71], observaram o efeito da fragilização de 475 °C por meio de medidas magnéticas (histerese e análises termomagnéticas) no AID UNS 31803, sendo o propósito desta investigação a determinação de como as propriedades magnéticas são afetadas pelo envelhecimento nesta temperatura. Os dados obtidos por eles mostraram que as medições das propriedades magnéticas podem ser utilizadas como uma

ferramenta para detectar o processo de fragilização devido à mudança microestrutural no aço inoxidável duplex.

3.5 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

Grande parte das aplicações atuais dos aços inoxidáveis envolve algum processo de soldagem. Por este motivo, a soldabilidade dos AID tornou-se objeto de ampla investigação. Os AID modernos foram desenvolvidos para terem uma excelente soldabilidade. No entanto, existem alguns cuidados que devem ser tomados durante a soldagem, para preservar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que estes materiais possuem.

3.5.1 Processos de soldagem

Os AID apresentam uma boa soldabilidade, embora sejam precisos certos cuidados com a precipitação de fases intermetálicas as quais se forma na faixa de temperatura de 400 a 1200 °C, eles possuem uma melhor soldabilidade que os aços inoxidáveis ferríticos. A soldagem destas ligas possui boas propriedades mecânicas e uma resistência aceitável à corrosão na condição como soldado para a maioria das aplicações [75,76].

Os AID podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, os mais recomendáveis são os seguintes: TIG, MIG, ER, AS, AT e soldagem por plasma. Os processos de soldagem tais como feixe de elétrons, soldagem a laser e soldagem por resistência elétrica têm suas aplicações limitadas, isso ocorre devido ao rápido resfriamento na poça de fusão [75]. O aquecimento e o resfriamento da junta soldada dependem dos parâmetros de soldagem, da eficiência térmica do processo de soldagem, da espessura da chapa, da geometria da junta, de propriedades físicas do material, da temperatura de pré-aquecimento e da sequência de soldagem [4]

3.5.2 Processo de Soldagem TIG

3.5.2.1 Descrição e desenvolvimento do processo TIG

No processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas), o calor necessário para efetuar a soldagem tem origem em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo, não consumível de tungstênio e a própria peça a soldada. O arco voltaico forma-se em meio a um gás inerte, tendo como função adicional a proteção contra a oxidação, tanto do eletrodo de tungstênio e como do metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem. A soldagem pode ser feita com ou sem metal de adição e pode ser manual ou automática [17,22,76]. A Figura 3.22 mostra esquematicamente o processo.

Figura 3.22 Processo de Soldagem TIG: (a) Processo geral; (b) Zona de soldagem ampliada [22].

Este processo foi patenteado no fim dos anos 20, porém, só foi comercialmente utilizado em 1942, nos Estados Unidos, para soldagem em liga de Magnésio de assentos de aviões. No princípio utilizou-se gás hélio e a corrente contínua, devido à dificuldade em estabilizar o arco, posteriormente superada. [17].

O processo de soldagem TIG também recebe as seguintes denominações:

- GTAW, Gas Tungsten Arc Welding (ANSI/AWS A3.0).
- 141, Soldagem por arco com eletrodo de Tungstênio (UNE-EN ISO 4063).

3.5.2.2 Vantagens e desvantagens

A principal vantagem do processo TIG é a elevada qualidade das soldas em quase todos os metais e ligas soldáveis, com exceção dos metais de baixo ponto de fusão como o chumbo, por exemplo. Outra vantagem é que o metal de adição pode ser incluído à poça de fusão independentemente da corrente do arco, por se tratar de um processo com eletrodo não consumível. As soldas realizadas por este processo são limpas (isenta de respingos), livres de resíduos ou escória, e freqüentemente não requerem nenhum tratamento pós-soldagem, mesmo quando usadas com metal de adição.

A principal desvantagem do processo TIG com alimentação manual é sua baixa taxa de deposição. Outras desvantagens são: requer maior habilidade do soldador em soldagens manuais e é, geralmente, de maior custo quando comparado aos outros processos de soldagem a arco elétrico [17,22,76].

3.5.2.3 Aplicações do processo TIG

O processo de soldagem TIG pode ser utilizado em ligas de alumínio, de magnésio, de titânio e de aços inoxidáveis entre outros. Este processo soldagem possui as virtudes necessárias para conseguir soldas de alta qualidade, geralmente livre de defeitos e com bom acabamento superficial, sendo ideal para soldas de alta responsabilidade na indústria do petróleo,

química, petroquímica, alimentação, geração de energia, nuclear e aeroespacial [17,77]. Como sua taxa de deposição é baixa, gera alto custo para soldar materiais com espessuras maiores de 6-8 mm. Nestes casos, utiliza-se apenas para efetuar o passe de raiz, utilizando outros processos de maior produtividade para finalizar a soldagem [79].

3.5.2.4 Seleção do tipo de corrente

Pode utilizar-se tanto com corrente contínua como com corrente alternada. A eleição da classe da corrente e da polaridade esta em função do material a ser soldado [17,75-77].

- a) **Soldagem em corrente contínua:** No caso da corrente contínua de polaridade direta (eletrodo negativo), existe um fluxo de elétrons na direção do metal base e um fluxo de íons positivos na direção do eletrodo. Como os elétrons incidem no metal base, este se torna mais aquecido que o eletrodo, isso gera uma alta penetração no metal de base e um perfil estreito do cordão de solda. No caso da corrente contínua de polaridade reversa (eletrodo positivo), o fluxo de elétrons vai na direção do eletrodo e o fluxo de íons positivos na direção do metal base. Neste caso, como os elétrons incidem no eletrodo, será necessário um eletrodo de maior diâmetro devido o seu alto aquecimento. Acredita-se que o fluxo de íons positivos tenha efeito de limpeza, devido ao choque deles com a camada de óxido. Como os íons de argônio são mais pesados que os de hélio, explica-se dessa maneira o efeito de limpeza bem maior do argônio, a penetração no metal de base é pequena e com maior largura no perfil do cordão de solda.
- b) **Soldagem em corrente alternada:** A corrente alternada caracteriza-se por uma alternância na intensidade e na tensão, passando o eletrodo positivo para negativo, voltando a positivo e assim por diante. Nessa troca de polaridade a corrente e tensão passam por zero, apagando momentaneamente o arco.
- c) **Soldagem em corrente contínua pulsada:** Com a finalidade de obter maior controle sobre o aporte de calor no metal de base e uma melhor qualidade na soldagem é empregada a corrente pulsada. Trata-se de

uma variante do processo TIG na qual a corrente de soldagem varia ciclicamente entre um nível mínimo (corrente de base) e máximo (corrente de pico). O resultado é uma corrente e um arco pulsado, que ao ser aplicado na soldagem produz uma série de pontos que se sobrepõem até formar um cordão contínuo. O aquecimento e fusão ocorrem durante a utilização da corrente de pico, enquanto o resfriamento e a solidificação ocorrem durante a corrente de base. Os tempos de pico e de base são igualmente importantes, pois, o primeiro controla o tamanho da poça de fusão e a profundidade de penetração e o segundo controla a taxa de solidificação do cordão de solda. Os sistemas de regulação do equipamento permitem ajustar o valor da corrente de base, assim como a amplitude e frequência dos impulsos [77-79]. O processo de soldagem TIG com corrente pulsada pode ser empregada na forma manual ou automaticamente, em qualquer caso pode ser utilizado com ou sem material de adição. Por suas características, o processo adapta-se particularmente a todos aqueles casos nos que seja importante limitar a contribuição de calor, por razão de espessura, como na soldagem de chapas muito finas ou por razões metalúrgicas. A corrente pulsada é menos sensível às variações de posição, permitindo realizar um cordão contínuo e uniforme sem a necessidade de variar os parâmetros de soldagem.

A Figura 3.23 mostra os três diferentes tipos de polaridades no processo de soldagem TIG.

Figura 3.23 Os três tipos de polaridade do processo TIG [22].

A pulsação da corrente de soldagem tem vários efeitos na solidificação na poça de fusão, a qual afeta principalmente a distribuição de temperatura na poça de fusão. As variações periódicas do aporte de calor na poça de fusão causam flutuações térmicas, está sendo dependente da frequência de pulsação. Por sua vez também causa adicionalmente um movimento do fluido, o qual aumenta as forças de convecção já existentes na poça de fusão. Outra consequência dos padrões do fluxo induzido na poça de fusão é que os gradientes térmicos na interface sólido/líquido sejam reduzidos. Devido às flutuações de temperatura inerentes na soldagem pulsada, havendo mudanças na forma e no tamanho da poça de fusão. Todos estes processos podem influenciar o processo de solidificação no metal de solda e por sua vez a resistência da solda. As variações cíclicas de temperatura que ocorrem na frente da solidificação devido à corrente pulsada podem causar refusão e rompimento do crescimento dendrítico. Isso é auxiliado pela ação mecânica da turbulência na poça de fusão em trazer os fragmentos dendríticos à frente da interface sólido/líquido. Estes fragmentos tornam-se sítios para a nucleação heterogênea, os quais, eventualmente, são um impedimento para o processo de crescimento colunar [80].

Conforme foi visto, a mudança na polaridade ou no tipo da corrente elétrica altera completamente as características do arco, exigindo uma nova qualificação. Com qualquer alteração nos parâmetros de soldagem, pode-se mudar de corrente contínua para corrente continua pulsada, ou variando-se o tempo de corrente de pico e/ou de base, altera também a quantidade de calor colocada na peça.

No caso de corrente contínua o calor fornecido é dado por:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v}$$

H = energia de soldagem (J/cm)

V = tensão de soldagem (V)

I = corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

Para corrente contínua pulsada, a formula é:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{v \cdot (t_p + t_b)}$$

Onde:

I_p = corrente de pico

t_p = tempo na corrente de pico (s)

I_b = corrente de base (A)

t_b = tempo na corrente de base (s)

A Figura 3.24 apresenta as variáveis do processo de TIG com corrente pulsada.

Figura 3.24 Variáveis da corrente pulsada [78].

3.5.3 Energia de soldagem

A energia de soldagem também exerce uma forte influência no desenvolvimento microestrutural da ZAC. Uma energia de soldagem muito elevada promove a transferência de grande quantidade de calor à junta e, conseqüentemente, provoca baixas velocidades de resfriamento. Esta condição favorece a precipitação de γ e o equilíbrio microestrutural, porém, as fases

prejudiciais ao desempenho da solda podem precipitar. Por outro lado uma energia de soldagem muito reduzida transfere apenas pequenas quantidades de calor à junta, resultando em elevadas velocidades de resfriamento, neste caso, a precipitação de fases secundárias indesejáveis é suprimida, entretanto, as frações ideais de γ não são atingidas e a microestrutura duplex fica desbalanceada [81].

O valor do tempo de resfriamento depende de fatores como energia de soldagem e espessura da chapa, ela pode variar de 6 a 50 s. A Figura 3.25 apresenta um ábaco desenvolvido por Gooch [82], onde o tempo ideal de resfriamento é estimado em função da energia de soldagem e da espessura da chapa utilizada. O ábaco deve ser utilizado com cautela, uma vez que não foi levado em conta o regime de transferência de calor na chapa [45].

Figura 3.25 Tempo de resfriamento entre 1200 e 800 °C de aços duplex em função da energia de soldagem e da espessura da chapa [82].

3.5.4 Gás de proteção

O gás básico utilizado nos processos que precisam de proteção gasosa é o Ar, porém, este gás pode ser misturado com N_2 , He e/ou H_2 . No entanto, utilizando Ar puro como gás de proteção tem como resultado uma perda de N através da poça de fusão, alterando a composição química da ZF, portanto gerando uma quantidade maior de α com uma estrutura de grãos grosseiros no metal de solda, o qual deteriora as propriedades mecânicas e de corrosão [43,83,84].

Para minimizar esta perda é adicionado N ao gás de proteção nos processos de soldagem. Para o processo de soldagem MIG é adicionado de 2 a 5 % de N e uma adição de 2 a 10 % de N no processo de soldagem TIG [43,85]. Como o N é um elemento estabilizador da γ , seu aumento gera um incremento da fração volumétrica da γ na ZF [86,87].

Figura 3.26 Microestruturas na zona de fusão com varias composições do gás de proteção do AID UNS S32760; a) Ar, b) 98%Ar-2%N, c) 95%Ar-5%N e d) 90%Ar-10%N [87].

O aumento do teor de N no gás de proteção causa um aumento na velocidade de soldagem. Este fato pode ser devido a um aumento na energia fornecida pelo arco elétrico através da variação do potencial e da entalpia de ionização. Por outro lado com o aumento do teor de N no gás de proteção o desgaste do eletrodo de tungstênio é acelerado. Este fato é devido à interação entre o N do arco elétrico e o tungstênio, o desgaste é mais acentuado a partir de 10% de N [88]. Um problema associado com a adição de N no gás de proteção é que em altas concentrações de N (>4%) ocorre a desestabilização do arco elétrico [87]. A Figura 3.26 mostra as microestruturas obtidas na ZF com as diferentes porcentagens de N no gás de proteção.

Testes têm mostrado que uma mistura 90% N e 10% H pode também ser usada. O N com adições de H gera uma atmosfera redutora que assegura soldas muito limpas, isentas de óxidos. Entretanto, os riscos de altos teores de H no cordão de solda são bem conhecidos, podendo reduzir a ductilidade e gerar trincas a frio [85].

Processos de soldagem que utilizam He como gás de proteção exibem uma alta tenacidade devido ao grande conteúdo de Mn. A pequena quantidade de α e maior quantidade de γ presente no metal de solda, permitem obter uma relação de largura e penetração maior do que o processo de soldagem com Ar puro como gás de proteção [83].

3.5.5 Metais de adição

Para equilibrar a microestrutura da ZF podem-se utilizar metais de adição com diferentes teores de liga. Geralmente, utiliza-se metal de adição com composição química similar à do metal de base, porém, com 9 a 10% de Ni. Esse teor de Ni é suficiente para produzir na ZF uma fração volumétrica de γ próxima de 50%, qualquer que seja a velocidade de resfriamento. Assim, na ZF de juntas soldadas com metal de adição, a fração volumétrica da γ é similar à do metal de base e, conseqüentemente, tende a minimizar a precipitação de Cr_2N , melhorando o desempenho desta zona [4,43,89]. A Tabela 3.5 apresenta a composição química alguns metais de adição enriquecidos em níquel.

Tabela 3.5 Composição química de alguns metais de adição indicados para a soldagem de AID e AISD [81].

Designação	Composição química (%)								
	Faixa	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu
AWS A5.4 E392 ^(E)	Min.	-	0,5	-	21,5	8,5	2,5	0,08	-
	Máx.	0,04	2,0	0,9	23,5	10,5	3,5	0,20	0,75
AWS A5.4 E395 ^(E)	Min.	-	0,5	-	24,0	6,5	2,9	0,10	1,5
	Máx.	0,04	1,5	1,0	27,0	8,5	3,9	0,25	2,5
EN E 22 9 3L ^(E)	Min.	-	-	-	21,0	8,0	2,5	0,08	-
	Máx.	0,04	2,5	1,2	24,0	10,5	4,0	0,02	0,75
EN E 25 7 2 ^(E)	Min.	-	-	-	24,0	6,0	1,0	-	-
	Máx.	0,08	2,0	1,2	28,0	8,0	3,0	0,20	0,75
EN E 25 9 3 CuL ^(E)	Min.	-	-	-	24,0	7,5	2,5	0,10	1,5
	Máx.	0,04	2,5	1,2	27,0	10,5	4,0	0,25	3,5
EN E 25 9 4L ^(E)	Min.	-	-	-	24,0	8,0	2,5	0,20	-
	Máx.	0,04	2,5	1,2	27,0	10,5	4,5	0,30	1,5
AWS A5.9 ER392 ^(A)	Min.	-	0,5	-	21,5	7,5	2,5	0,08	-
	Máx.	0,03	2,0	0,9	23,5	9,5	3,5	0,20	0,75
AWS A5.4 ER395 ^(A)	Min.	-	-	-	24,0	4,5	2,9	0,10	1,5
	Máx.	0,04	1,5	1,0	27,0	6,5	3,9	0,25	2,5

(E) Eletrodo revestido para SMAW (A) Arame sólido para TIG, MIG/MAG e AS

4 Materiais e Métodos

4.1 Materiais

Foram utilizadas duas chapas de AIDBL, com as seguintes designações: UNS S32304 e UNS S32101, com dimensões aproximadas de 200x290x6 mm. As composições químicas dos AIDBL foram fornecidas pelo fabricante e são apresentadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química das chapas de aço inoxidável duplex baixa liga.

Designação UNS	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
UNS S32304	0,018	0,38	1,41	0,025	0,002	23,39	4,84	0,42	0,12	0,32
UNS S32101	0,021	0,66	4,86	0,021	-	21,27	1,64	0,21	0,213	0,24

Com estas ligas, procura-se ter uma ampla cobertura dos AIDBL, já que ainda não se possuem muitas pesquisas sob a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex de baixa liga em especial do aço inoxidável duplex UNS S32101. A Tabela 4.2 apresenta as propriedades mecânicas dos aços duplex baixa liga.

Tabela 4.2. Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex de baixa liga.

Denominação UNS	Limite de escoamento (N/mm ²)	Resistência à tração (N/mm ²)	Alongamento (%)
UNS S32304	597	747	27
UNS S32101	556	733	37

4.2 Parâmetros de soldagem

O processo de soldagem escolhido foi o processo TIG autógeno, sem metal de adição, devido ao fato deste processo apresentar menor aporte de calor e, conseqüentemente, reduzir as mudanças na microestrutura dos aços durante a soldagem. A Tabela 4.3 apresenta os parâmetros iniciais de soldagem utilizados neste trabalho.

Tabela 4.3. Parâmetros iniciais de soldagem utilizadas.

Parâmetros	Valores
Tensão de arco	10 V
Corrente média	80 A
Velocidade de soldagem	2,345 mm/s
Energia de soldagem	341 J/mm
Vazão do gás de proteção	15 l/min.

Com o objetivo de observar a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura do cordão de solda, foram feitos cinco cordões em cada chapa, sendo cada cordão de 145 mm de comprimento e utilizou-se Ar como gás de proteção. O primeiro cordão de cada chapa foi soldado usando corrente contínua não pulsada, usando uma frequência de pulsação igual a zero e uma corrente de 80 A. Em contrapartida, os outros quatro cordões foram soldados utilizando corrente pulsada e diferentes frequências de pulsação.

Os parâmetros de soldagem com corrente pulsada foram calculados utilizando-se tempo de base igual ao tempo de pico, corrente de base de 20 A e corrente de pico igual a 140 A, mantendo-se a energia de soldagem constante. Os ensaios foram realizados após a regulação dos parâmetros de soldagem e do dispositivo mecanizado para o deslocamento da tocha de soldagem. Após a realização de cada cordão de solda, o eletrodo de tungstênio era afiado em equipamento próprio para este fim, mantendo-se o ângulo de afiação do eletrodo. A Tabela 4.4 apresenta os parâmetros de soldagem para as diferentes frequências.

A energia de soldagem foi calcula pela seguinte equação:

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{v \cdot (t_p + t_b)}$$

Tabela 4.4 Parâmetros de soldagem calculados para cada freqüência utilizada.

Freqüência de pulsação (Hz)	Tempo de base t_b (s)	Tempo de pico t_p (s)	Corrente de base I_b (A)	Corrente de pico I_p (A)	Corrente média de soldagem (A)	Energia de soldagem* (J/mm)
1	0,5	0,5	20	140	80	341
5	0,1	0,1				
10	0,05	0,05				
20	0,025	0,025				

A Figura 4.1 mostra a distribuição dos cordões de solda nas chapas dos AIDBL. Esta distribuição dos cordões de solda foi feita para evitar o empenamento da chapa do aço inoxidável duplex baixa liga.

Figura 4.1. Soldagem da chapa com as diferentes freqüências.

A Figura 4.2 mostra o posicionamento da chapa, tocha de soldagem e do dispositivo de deslocamento, como o qual foi feita a soldagem dos cordões nas chapas de aços AIDBL.

Figura 4.2. Arranjo experimental da chapa, tocha de soldagem e do dispositivo de deslocamento.

4.3 Análise microestrutural

Para realizar a análise microestrutural dos cordões de solda das chapas dos AIDBL estudados neste trabalho, foram cortadas pequenas seções dos cordões de solda, montadas ao quente em baquelite e realizado uma preparação na face das amostras com lixas de diferentes granulometrias, iniciando-se com a lixa 180, variando o número de granulometria até atingir a lixa 1000. Para fins de comparação, foram cortadas também seções da chapa que não passaram pelo processo de soldagem e foram submetidas ao mesmo procedimento. A Figura 4.3 apresenta as dimensões das amostras dos cordões de solda das chapas de AIDBL.

Figura 4.3. Dimensões das amostras cortadas.

Posterior ao lixamento as amostras dos cordões de solda da chapa do AID UNS S32101 foram submetidas ao polimento semi-automático com pastas de diamante na seqüência 6, 3 e $1\mu\text{m}$. Em seguida foi realizado um polimento automático usando uma suspensão coloidal de sílica, com tamanho médio de partícula de $0,06\mu\text{m}$. Finalmente, foi realizado o ataque eletrolítico utilizando hidróxido de sódio (NaOH), com tempos e tensões diferentes, para as amostras cortadas com vista de topo foi utilizada uma tensão de 3V com um tempo de 75s e para as amostras da vista frontal foi utilizada uma tensão de 2V com um tempo de 35s, esta diferença de tempo e de tensão foi adotada devido à diferença de área que existe entre estas duas amostras.

Depois do lixamento das amostras dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 foi realizado um polimento eletrolítico usando como reagente o ácido perclórico (HClO_4) com uma tensão de 43V e um tempo de 20s. Feito o polimento, foi realizado o ataque eletrolítico usando hidróxido de sódio (NaOH) com uma tensão de 10V e um tempo de 50s.

4.3.1 Medida do fator de forma da poça de fusão e o fator de forma dos grãos no cordão de solda

Para a obtenção do fator de forma da poça de fusão foram realizadas duas medidas (d_1 e d_2) na poça de cada cordão de solda da chapa do aço AIDBL UNS S32101, sendo estas medidas divididas (d_2/d_1) para possuir uma relação, onde “ d_2 ” é a medida menor e “ d_1 ” é a medida maior. Quando a relação (d_2/d_1) tende para a unidade o formato da poça é circular, por outro lado, quando a relação (d_2/d_1) é menor que a unidade o formato da poça é elíptica o forma de gota. A relação (d_2/d_1) permitiu observar se foi utilizada uma alta ou baixa velocidade de soldagem, o qual possui uma relação direta com o desempenho microestrutural. A Figura 4.4 apresenta como foram feitas as medidas nas poças de fusão para cada cordão de solda.

Figura 4.4 Medidas na poça de fusão para a obtenção do fator de forma.

O mesmo procedimento antes mencionado foi empregado para realizar o fator de forma dos grãos no cordão de solda. Para determinar o fator de forma

na região do cordão de solda os cordões foram divididos em cinco áreas iguais, onde foram realizadas dez medições do fator de forma em cada área tanto na vista de topo como na vista frontal do cordão de solda, onde foram realizadas duas medições (d_1 e d_2) em cada grão para obter o fator de forma. Quando a relação (d_2/d_1) tende para a unidade o crescimento do grão é equiaxial, no entanto quando a relação (d_2/d_1) é menor à unidade e está por abaixo de 0,6 apresenta-se um crescimento colunar.

4.3.2 Determinação do tamanho de grão

Para avaliar o tamanho de grão foi utilizada a metalografia quantitativa na ZF dos corpos de prova soldados para cada chapa. Para determinar o tamanho de grão na região do cordão de solda os cordões foram divididos em cinco áreas iguais, onde foram realizadas vinte medições do tamanho de grão em cada área segundo a norma ASTM E112, estas medições foram obtidas da vista de topo e frontal do cordão de solda. Foram levantados os perfis de tamanho de grão para os corpos de prova soldados com frequência de pulsação de corrente de soldagem de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado nas condições como soldado em função da largura adimensional, sendo esta calculada levando-se em conta a divisão de cada cordão em cinco áreas, com diferentes larguras conforme os parâmetros de soldagem. Adotou-se, por exemplo, o valor zero para a primeira área. As áreas subsequentes foram obtidas somando-se 0,25 para cada área. Estas medições em cada área foram realizadas para possuir um controle estatístico do crescimento de grão desde a região a zona não misturada adjacente à zona de ligação até o centro do cordão de solda.

A Figura 4.5 e Figura 4.6 apresentam a forma que foi obtida o tamanho de grão no cordão de solda na vista de topo e na vista frontal respectivamente.

Figura 4.5. Distribuição do tamanho de grão no cordão de solda da vista de topo.

Figura 4.6. Distribuição do tamanho de grão no cordão de solda da vista frontal.

4.3.3 Determinação do teor de ferrita

A metalografia quantitativa também foi empregada para avaliar a fração volumétrica de α nos corpos de prova soldados das diferentes chapas com frequência de pulsação de corrente de soldagem de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado nas condições como soldado em cada chapa. Os cordões foram divididos em cinco áreas, para cada corpo de prova foi realizado de quatro a cinco medidas em cada área do cordão de solda, isso é devido segundo sua

largura de cada cordão de solda. Estas medições foram realizadas utilizando o software de análise de imagem denominado ImageJ 1.42q desenvolvido no ano 2009, sendo este um software livre, o qual é um programa de processamento de imagem digital programado em Java e desenvolvido no National Institutes of Health (USA). As medidas foram realizadas na vista de topo do cordão de solda.

A Figura 4.7 apresenta como foi obtida a fração volumétrica de α no cordão de solda utilizando o software de análise de imagem.

Figura 4.7. Representação da obtenção do teor de ferrita com software de análise de imagem.

4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para obter um grau de comparação, utilizando as técnicas já mencionadas acima, as amostras foram submetidas à análise no microscópio eletrônico de varredura da marca Philips XL-30.

Todas as amostras foram selecionadas para análise pela técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) em três áreas do cordão de solda na vista de topo. Esta técnica consiste em colocar uma amostra com uma superfície completamente plana inclinada a 70° com o feixe de elétrons incidente. Os elétrons retroespalhados geram um padrão de difração que aparece em forma de linhas (linhas de Kikuchi) que pode ser visualizado em um monitor do local de incidência do feixe. Os elétrons difratados incidem em uma tela de fósforo posicionada próxima à amostra, formando a imagem de difração composta por linhas de Kikuchi. Essa imagem é captada por uma câmera de vídeo de alta sensibilidade, que permite a captação de imagens em baixos níveis de iluminação. A indexação dos padrões é feita por meio de uma transformação matemática de imagem capturada e comparada a figura resultante com tabelas de ângulos teóricos entre planos.

O programa de coleta de dados permite que se selecione a área analisada, sobre a qual será disposta uma grade de espaçamento definido pelo operador, e que define os pontos em que serão feitas as coletas de dados. Cada ponto de grade, do espaçamento definido pelo operador, e que define os pontos em que serão feitas as coletas de dados. Cada ponto de grade tem associado a si a orientação daquele ponto na amostra, um índice de confiabilidade da indexação (que varia de 0 a 1) e um índice de qualidade de imagem, que é baseado na qualidade do padrão obtido.

Com base nos dados coletados, o programa de análise monta a imagem da área analisada, permitindo a criação de mapas de fases, a qualidade de imagem (pontos mais claros quanto melhor for a qualidade do padrão), orientação, entre outros, havendo a possibilidade de combinar mapas de tipos diferentes.

Devido à alta sensibilidade da técnica de EBSD, as possíveis deformações na superfície da amostra que são oriundas da preparação metalográfica têm extrema importância. A preparação das mostras foi realizada

através do polimento eletrolítico, o qual permite eliminar as irregularidades da superfície da amostra deixando-la plana e brilhante. O ácido utilizado no polimento eletrolítico foi o Ácido Perclórico (HClO_4).

4.5 Utilização do ThermoCalc[®] para determinação dos diagramas de fases dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101.

A partir da composição química dos AIDBL UNS S32304 e UNS S32101 foram levantados diagramas de fases multicomponentes utilizando o ThermoCalc[®] para cada material estudado. O ThermoCalc[®] é um software de cálculos termodinâmicos que através de sub-rotinas baseadas no método dos mínimos quadrados realiza a minimização das funções e parâmetros de energia livre de Gibbs das fases e componentes de um sistema de qualquer ordem, sendo este sistema em equilíbrio ou não. O banco de dados empregado para realizar os diagramas de fase multicomponentes foi TCFE para ambos AIDBL, sendo este banco de dados utilizado para aços.

O processo de cálculo do programa ThermoCalc[®] inicia-se com a definição dos dados termodinâmicos dos elementos e fases desejados no módulo DATABASE RETRIEVAL (TDB). A definição é realizada através da seleção de um ou mais bancos de dados seguida da escolha dos elementos e fases que constituem o sistema de interesse. Com a definição das fases e elementos, o programa através do módulo GES cria um workspace dedicado à manipulação dos dados termodinâmicos de acordo com o modelo termodinâmico de cada uma das fases. Como saída, este workspace envia as funções de energia livre das fases e derivadas parciais destas (em função somente da composição, temperatura e pressão) ao módulo de cálculo POLY-3 onde estas serão avaliadas por um método próximo ao dos mínimos quadrados. A avaliação das funções e derivadas parciais é feita no módulo POLY-3 através do estabelecimento de uma malha de composições, e nesta malha são calculados os pontos de menor energia livre de cada uma das fases através da resolução de um sistema de equações diferenciais, ou seja, os “zeros” das derivadas parciais (potenciais químicos dos elementos de mesmo valor nas fases em equilíbrio). Os pontos calculados são salvos em um arquivo

que executa a função de gerir dinamicamente a memória. Após a avaliação da malha, o equilíbrio do sistema é determinado pelo método das tie-lines e é apresentado ao usuário. É aberta então, a possibilidade de varrer um ou mais eixos os quais devem ser obrigatoriamente variáveis definidas como condição de inicial do equilíbrio previamente calculado, e seguindo-se o mesmo procedimento descrito para determinação do equilíbrio os eixos são varridos em função de limites estabelecidos pelo usuário. Após as etapas de cálculos é aberta a possibilidade para extração dos resultados calculados de modo gráfico ou textual (arquivo EXP) no módulo POST.

4.6 Análise química do teor de nitrogênio

Foram extraídos cavacos, com uma massa aproximada de 1,5 g de cada cordão de solda das chapas dos AIDBL para poder realizar a análise química do teor de nitrogênio. Este ensaio foi realizado em uma temperatura ambiente de 20 °C e uma umidade relativa do ar de 45% através do aparelho analisador de nitrogênio e oxigênio da marca LECO Modelo TC 400, o qual estava de acordo com as especificações da norma ASTM E1019.

5 Resultados e Discussão

5.1 Análise microestrutural

5.1.1 Medida do fator de forma da poça de fusão e o fator de forma dos grãos no cordão de solda.

Na Figura 5.1 são observados os diferentes fatores de forma para as geometrias das poças de fusão dos diferentes cordões de solda realizados na chapa de AIDBL UNS S32101 com corrente pulsada (1, 5, 10 e 20 Hz) e sem pulsação. Estas poças de fusão apresentam um formato quase circular ou elíptico, sendo a poça de fusão de 20 Hz a que possui um fator de forma menor, o que indicaria uma tendência para uma geometria elíptica. Este tipo de geometria nas poças de fusão mostraria que a velocidade de soldagem utilizada nos testes foi baixa, além disso, com estas geometrias podemos dizer que a velocidade de solidificação e a velocidade de soldagem são iguais para cada cordão de solda que foi realizado.

Figura 5.1. Fator de forma para diferentes frequências de pulsação e sem pulsação da corrente de soldagem.

As geometrias das poças de fusão serão de grande importância para poder explicar certos fenômenos mais adiante. Da mesma forma que foi realizada a medição do fator de forma para cada poça de fusão dos cordões de solda sem pulsação e com pulsação (1, 5, 10, 20 Hz) foi determinado os fatores de forma dos grãos ferríticos dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 com diferentes frequências de pulsação e sem pulsação nas vistas de topo e frontal, os quais permitirão saber se possuem grãos equiaxiais ou colunares. As Tabelas 5.1 e 5.2 apresentam os valores médios dos fatores de forma dos grãos ferríticos em cada área dos cordões de solda nas chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente da vista de topo de cada cordão de solda e as Tabelas 5.3 e 5.4 apresentam os valores médios dos fatores de forma dos grãos ferríticos da vista frontal das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente.

Tabela 5.1 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista de topo.

Chapa de AIDBL UNS S32101 (vista de topo)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Fator de forma (d_2/d_1)	0,580±0,196	0,540±0,218	0,490±0,159	0,560±0,208	0,520±0,09
Frequência de 1 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,640±0,150	0,530±0,229	0,540±0,192	0,500±0,133	0,680±0,234
Frequência de 5 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,380±0,151	0,510±0,283	0,500±0,197	0,500±0,135	0,490±0,166
Frequência de 10 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,580±0,157	0,520±0,135	0,510±0,235	0,530±0,286	0,670±0,213
Frequência de 20 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,580±0,211	0,420±0,129	0,430±0,140	0,430±0,129	0,560±0,180

Tabela 5.2 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304 da vista de topo.

Chapa de AIDBL UNS S32304 (vista de topo)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Fator de forma (d_2/d_1)	0,610±0,236	0,490±0,209	0,570±0,213	0,550±0,070	0,670±0,196
Frequência de 1 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,500±0,145	0,510±0,243	0,540±0,179	0,570±0,253	0,510±0,136
Frequência de 5 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,510±0,198	0,480±0,235	0,470±0,121	0,460±0,152	0,580±0,197
Frequência de 10 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,460±0,168	0,370±0,137	0,350±0,056	0,450±0,137	0,400±0,111
Frequência de 20 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,560±0,174	0,420±0,173	0,410±0,186	0,460±0,158	0,660±0,104

Tabela 5.3 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista frontal.

Chapa de AIDBL UNS S32101 (vista frontal)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Fator de forma (d_2/d_1)	0,470±0,144	0,450±0,141	0,420±0,102	0,400±0,129	0,500±0,129
Frequência de 1 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,500±0,234	0,370±0,198	0,470±0,272	0,440±0,141	0,400±0,173
Frequência de 5 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,380±0,151	0,510±0,283	0,500±0,197	0,500±0,135	0,490±0,166
Frequência de 10 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,420±0,210	0,400±0,05	0,440±0,187	0,400±0,139	0,480±0,158
Frequência de 20 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,500±0,182	0,470±0,141	0,490±0,203	0,510±0,166	0,530±0,180

Tabela 5.4 Fator de forma dos grãos ferríticos em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101 da vista frontal.

Chapa de AIDBL UNS S32304 (vista frontal)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Fator de forma (d_2/d_1)	0,580±0,205	0,550±0,235	0,490±0,187	0,570±0,362	0,510±0,213
Frequência de 1 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,500±0,211	0,590±0,189	0,590±0,238	0,580±0,172	0,570±0,266
Frequência de 5 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,580±0,184	0,530±0,153	0,590±0,188	0,510±0,194	0,600±0,207
Frequência de 10 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,490±0,161	0,540±0,128	0,560±0,098	0,580±0,232	0,600±0,257
Frequência de 20 Hz					
Fator de forma (d_2/d_1)	0,550±0,196	0,570±0,162	0,640±0,146	0,570±0,168	0,510±0,171

As Figuras 5.2 e 5.3 apresentam o fator de forma para os cordões de solda da face superior das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente. Nas Figuras 5.2 e 5.3 pode-se observar que o fator de forma dos grãos ferríticos dos cordões de solda realizados sem pulsação e com pulsação (1, 5, 10 e 20 Hz) das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 apresentam um comportamento colunar. Este comportamento varia, desde a zona de ligação há o centro do cordão de solda, onde o fator de forma é maior perto da zona de ligação, portanto, se poderia dizer que existe um crescimento equiaxial na zona de ligação, e um crescimento colunar no centro do cordão de solda com um fator de forma menor. Este comportamento poderia ser explicado por meio da velocidade de resfriamento, a qual seria maior perto da zona de ligação e menor no centro do cordão de solda.

Figura 5.2. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo.

Figura 5.3. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.

As Figuras 5.4 e 5.5 apresentam o fator de forma para os cordões de solda da vista frontal das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente. Nas Figuras 5.4 e 5.5 se pode observar que o comportamento do fator de forma dos grãos ferríticos nos cordões de solda sem pulsação e com pulsação nas chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS 32304 tendem a possuir um crescimento colunar, sendo este comportamento similar ao comportamento do fator de forma dos grãos ferríticos na vista de topo dos cordões de solda, embora neste caso o fator de forma é maior no centro no cordão de solda e menor na zona de ligação.

Por outro lado foi realizada uma análise de variância (ANOVA) para a comparação das medições realizadas nos cinco cordões de solda tanto na vista de topo e frontal e para um nível de significância de 1%, estes testes estatísticos mostrados no Apêndice seção A.1 e A.2 mostraram que não existe uma variação do fator de forma dos grãos ferríticos em cada área dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 na vista de topo e frontal, portanto se pode dizer que existiu uma tendência de um crescimento colunar nas cinco áreas onde foram realizadas as medições, no entanto também existiram alguns grãos ferríticos com uma tendência de um crescimento equiaxial, embora sua porcentagem seja bem menor.

Figura 5.4. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista frontal.

Figura 5.5. Variação do fator de forma do grão ferrítico em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista frontal.

Os resultados obtidos acima foram comparados com a técnica EBSD para possuir uma maior confiabilidade dos resultados do fator de forma dos grãos ferríticos nos cordões de solda nas chapas dos AIDBL UNS S32101 e UNS S32304. As Figuras 5.6 a 5.10 e as Figuras 5.11 a 5.15 apresentam o fator de forma dos cordões de solda sem pulsação e com pulsação das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente em três diferentes regiões do cordão de solda, com a técnica EBSD.

Nas Figuras 5.6 a 5.15 pode-se observar os grãos ferríticos, que possuem predominantemente tonalidades de cor verde, com austenita precipitada nos contornos de grão e no interior dos grãos. A barra de cores apresentado em cada mapeamento realizado com a técnica EBSD indica a tendência do fator de forma de cada fase, isto é, da ferrita e da austenita. A cor azul significa que o crescimento da fase apresentou um fator de forma menor, indicando que o crescimento seguiu uma relação de orientação, que foi preferencial. Por outro lado, a cor vermelha indica que o fator de forma é unitário, mostrando que o crescimento da fase é igual em todas as direções, isto é, a fase tem a forma equiaxial. Esta técnica de EBSD permitiu corroborar os resultados do fator de forma previamente obtidos por análise de imagens dos tamanhos de grãos ferríticos. Das Figuras 5.6 a 5.15 pode-se observar que os grãos ferríticos dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S 32304 possuem um maior fator de forma, o qual indica maior tendência a um crescimento equiaxial, quando comparados com as chapas de AIDBL UNS S32101. Além disso, pode-se observar que a precipitação da austenita de Widmanstätten também apresenta um crescimento acicular bem definido, como se observa nas Figuras 5.6 a 5.15, da mesma maneira que a precipitação de austenita secundária (acicular) no interior dos grãos ferríticos.

Figura 5.6. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.

Figura 5.7. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.

Figura 5.8. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.

Figura 5.9. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.

Figura 5.10. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101 com a técnica EBSD.

Figura 5.11. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.

Figura 5.12. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.

Figura 5.13. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.

Figura 5.14. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.

Figura 5.15. Fator de forma dos grãos ferríticos do cordão de solda realizado com frequência de pulsação de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 com a técnica EBSD.

Segundo a literatura [96], para possuir uma maior confiabilidade dos resultados obtidos com a técnica EBSD o índice de qualidade (IQ) do mapeamento tem que ser maior do que 0,1, o qual terá um 95% de chance de estarem corretamente identificados. A Tabela 5.5 apresenta os IQ dos mapeamentos realizados nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, onde se pode observar que os IQ realizados em cada área analisada dos cordões de solda é superior a 0,1, o qual indica que os resultados obtidos são confiáveis.

Tabela 5.5 Índice de qualidade dos mapeamentos realizados nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101				
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Média
Índice de qualidade (IQ)	0,38	0,40	0,26	0,35±0,08
1 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,21	0,28	0,19	0,23±0,05
5 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,42	0,42	0,41	0,42±0,01
10 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,21	0,23	0,24	0,23±0,02
20 Hz				
Teor de ferrita (%)	0,45	0,28	0,19	0,31±0,13
Cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304				
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Média
Índice de qualidade (IQ)	0,31	0,28	0,27	0,29±0,02
1 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,60	0,59	0,64	0,61±0,03
5 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,35	0,33	0,34	0,34±0,01
10 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,33	0,40	0,39	0,37±0,04
20 Hz				
Índice de qualidade (IQ)	0,36	0,30	0,31	0,32±0,03

A Figura 5.16 apresenta o mapa referente ao IQ da técnica EBSD, onde se pode observar uma escala cinza a qual é atribuída para cada ponto analisado, sendo branco para o melhor ponto e preto para o pior.

Figura 5.16. Mapa dos IQ dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

5.1.2 Tamanho de Grão

Através da metalografia quantitativa obteve-se o tamanho de grão de ferrita em função da largura adimensional do centro do cordão de solda para os corpos de prova soldados com frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e para o corpo de prova soldado sem pulsação. A Tabela 5.6 e 5.7 apresenta os valores médios dos tamanhos de grãos em cada área dos cordões de solda nas chapas UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente da vista de topo do cordão de solda.

Tabela 5.6 Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.

Chapa de AIDBL UNS S32101 (vista de topo)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Média do tamanho de grão (μm)	198,1 $\pm$ 31,2	216,7 $\pm$ 33,3	239,1 $\pm$ 29,4	227,1 $\pm$ 52,7	196,0 $\pm$ 24,9
Frequência de 1 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	185,4 $\pm$ 14,3	249,3 $\pm$ 23,4	360,2 $\pm$ 42,4	263,1 $\pm$ 19,4	190,3 $\pm$ 12,9
Frequência de 5 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	273,4 $\pm$ 32,6	320,6 $\pm$ 30,0	358,6 $\pm$ 32,8	324,0 $\pm$ 32,9	277,6 $\pm$ 20,8
Frequência de 10 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	272,3 $\pm$ 16,6	372,6 $\pm$ 39,7	409,1 $\pm$ 42,1	385,1 $\pm$ 44,8	274,2 $\pm$ 18,4
Frequência de 20 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	262,5 $\pm$ 21,9	298,1 $\pm$ 30,7	336,5 $\pm$ 42,1	296,5 $\pm$ 29,2	264,5 $\pm$ 21,5

Tabela 5.7 Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.

Chapa de AIDBL UNS S32304 (vista de topo)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Média do tamanho de grão (μm)	93,0 $\pm$ 16,5	113,6 $\pm$ 13,5	126,2 $\pm$ 14,1	112,5 $\pm$ 19,3	91,7 $\pm$ 14,3
Frequência de 1 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	90,9 $\pm$ 19,1	138,3 $\pm$ 21,5	160,6 $\pm$ 34,1	146,6 $\pm$ 32,6	94,5 $\pm$ 13,3
Frequência de 5 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	109,7 $\pm$ 16,1	190,8 $\pm$ 41,3	190,3 $\pm$ 27,4	182,4 $\pm$ 31,4	124,2 $\pm$ 15,2
Frequência de 10 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	133,5 $\pm$ 13,6	173,8 $\pm$ 27,2	190,2 $\pm$ 31,1	175,9 $\pm$ 27,2	144,0 $\pm$ 23,9
Frequência de 20 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	144,7 $\pm$ 23,9	188,6 $\pm$ 43,1	190,8 $\pm$ 42,6	162,8 $\pm$ 35,4	144,9 $\pm$ 19,1

Nas Figuras 5.17 e 5.18 se observa a variação do tamanho do grão da ferrita em função da largura adimensional do centro do cordão de solda para os corpos de prova soldados com as diferentes frequências de pulsação e sem pulsação para as chapas UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente da vista de topo do cordão de solda.

Foram realizados testes estatísticos (ANOVA) de comparação de médias dos tamanhos de grão das cinco regiões dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 na vista de topo, para um nível de significância de 1%, sendo estes testes estatísticos mostrados no Apêndice seção A.3, onde todos os valores são diferentes entre si, para uma mesma frequência de pulsação, o qual será explicado mais adiante.

Figura 5.17. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo

Figura 5.18. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.

O procedimento realizado para medir o tamanho de grão na vista de topo dos cordões de solda também foi utilizado na medição do tamanho de grão na vista frontal dos cordões de solda nas chapas de AIDBL. As Tabelas 5.8 e 5.9 apresentam os valores médios dos tamanhos de grão em cada área dos cordões de solda para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado nas chapas UNS S32101 e UNS S32304, respectivamente da vista frontal do cordão de solda.

Tabela 5.8. Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.

Chapa de AIDBL UNS S32101 (vista frontal)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Média do tamanho de grão (μm)	90,5 $\pm$ 12,8	109,8 $\pm$ 10,4	102,6 $\pm$ 12,2	110,5 $\pm$ 13,9	84,4 $\pm$ 3,9
Frequência de 1 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	100,2 $\pm$ 10,6	133,9 $\pm$ 14,9	150 $\pm$ 20,9	100,3 $\pm$ 18,1	77,8 $\pm$ 15,6
Frequência de 5 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	156,1 $\pm$ 14,5	133,7 $\pm$ 19,7	126,9 $\pm$ 9,7	134,4 $\pm$ 10,2	159,9 $\pm$ 13,8
Frequência de 10 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	141,3 $\pm$ 33	168,6 $\pm$ 20,9	132 $\pm$ 19,6	160,2 $\pm$ 19,2	130,7 $\pm$ 9,9
Frequência de 20 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	131,6 $\pm$ 35,8	128,1 $\pm$ 17,5	123,4 $\pm$ 22,2	127,3 $\pm$ 15,6	130,7 $\pm$ 9,9

Tabela 5.9. Tamanho de grão da ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.

Chapa de AIDBL UNS S32304 (vista frontal)					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Média do tamanho de grão (μm)	95,9 $\pm$ 12,9	124,5 $\pm$ 18,3	111,6 $\pm$ 16,4	106,2 $\pm$ 8,8	114,5 $\pm$ 16,6
Frequência de 1 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	94,3 $\pm$ 30,3	117,9 $\pm$ 25,7	148,9 $\pm$ 28,6	116,7 $\pm$ 12,5	85,7 $\pm$ 18,4
Frequência de 5 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	138,1 $\pm$ 22,2	135,4 $\pm$ 22,7	128,8 $\pm$ 9,5	145,1 $\pm$ 15,6	117,9 $\pm$ 24,7
Frequência de 10 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	133,1 $\pm$ 18,4	142,1 $\pm$ 9,2	130,2 $\pm$ 19,9	139,2 $\pm$ 13,5	164,9 $\pm$ 30,9
Frequência de 20 Hz					
Média do tamanho de grão (μm)	114,9 $\pm$ 21,4	127,5 $\pm$ 15,3	155,8 $\pm$ 11,2	127,5 $\pm$ 15,3	117,2 $\pm$ 16,1

Na Figura 5.19 e Figura 5.20 observa-se a variação do tamanho de grão da ferrita em função da largura adimensional do centro do cordão de solda para os corpos de prova soldados com as diferentes frequências de pulsação e sem pulsação para as chapas UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente da face frontal do cordão de solda.

Também foram realizados testes estatísticos (ANOVA) nas áreas dos cordões de solda da vista frontal das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, para um nível de significância de 1%. Os testes estatísticos mostrados no Apêndice A.4, mostraram que, nos cordões de solda sem pulsação, de 1Hz e 5 Hz o tamanho de grão varia, no entanto nos cordões de solda de 10 e 20 Hz não existe variação na chapa de AIDBL UNS S32101, para uma significância de , por outro lado nos cordões de solda sem pulsação, 5, 10 e 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304 não existe uma variação do tamanho de grão estatisticamente, no entanto a variação do tamanho de grão é apresentada no cordão de solda de 1 Hz.

Figura 5.19. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S3210 na vista frontal.

Figura 5.20. Variação do tamanho de grão em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista frontal.

Nas Figuras 5.17 e 5.18, nota-se que o tamanho do grão é maior na região central do cordão de solda. Este comportamento pode ser explicado pela relação G/R , já que esta relação é diretamente proporcional à velocidade de soldagem. Um aspecto importante para se tratar, é o fato do gradiente térmico ser menor no centro do cordão quando comparado com a zona de ligação. Este fenômeno está relacionado com a velocidade de solidificação, já que, no caso da zona de ligação, a velocidade de solidificação é menor e, portanto, o crescimento do grão é restrito. Já no caso do centro do cordão, um comportamento contrário ocorre, pois a velocidade de solidificação é maior, permitindo assim um crescimento mais colunar, e como consequência disso, o tamanho de grão será maior. Por outro lado, é importante observar o comportamento do tamanho do grão em função da frequência de pulsação durante o processo de soldagem. Nas Figuras 5.17 e 5.18 se observa um aumento no tamanho do grão tanto na região do centro do cordão quanto na zona de ligação com o aumento da frequência de pulsação.

Segundo Yousefieh et al. [79] e Suresh et al. [80], o aumento da frequência de pulsação no processo TIG deveria gerar um refino de grão na microestrutura das soldas como resultado da fragmentação das dendritas, durante o processo de fusão e solidificação da poça de fusão, a variação de temperaturas que ocorre na frente de solidificação devido ao efeito da corrente pulsada pode refundir e quebrar os braços dendríticos. Além disso, a ação mecânica da turbulência da poça de fusão pode trazer para frente da solidificação fragmentos de dendritas, as quais podem crescer, interrompendo o crescimento colunar.

Uma hipótese pode ser levantada para tentar explicar o comportamento obtido neste trabalho. Como neste processo o refino de grão não foi observado nas chapas soldadas, provavelmente, devido aos tempos de base e pico utilizados na soldagem. Segundo Kou [22], para que as dendritas fragmentadas formem novos grãos estas devem resistir à temperatura na poça de fusão. Neste trabalho foi utilizada uma relação $t_p/t_b=1$, a qual pode ter influenciado na refusão das dendritas causando sua dissolução total ou parcial, provocando um maior crescimento colunar devido à ausência ou diminuição dos fragmentos de dendritas, sendo estes os que impedem o crescimento de grão.

Já outra hipótese, pode estar relacionada com a velocidade de resfriamento, a qual variou em cada cordão de solda, onde as maiores velocidades de resfriamento ocorreram nos corpos de prova sem pulsação das duas chapas de AIDBL, as quais tiveram menor tamanho de grão quando comparados aos outros cordões de solda realizados com frequência de pulsação em cada chapa, respectivamente. Sendo a velocidade de resfriamento diretamente proporcional a taxa de rejeição de soluto na interface sólido/líquido, portanto, os cordões de solda sem pulsação dos AIDBL possuem uma maior taxa de rejeição e, por conseguinte, um maior super resfriamento constitucional e um menor tamanho de grão ferrítico, como é apresentado nas Tabelas 5.6 a 5.9 e nas Figuras 5.17 a 5.20.

Para Kou [22] a energia e a velocidade de soldagem são essencialmente importantes para poder gerar uma estrutura equiaxial. Ele observou que com uma maior velocidade e energia de soldagem pode-se gerar uma estrutura equiaxial com um maior super resfriamento constitucional. Segundo Gunn [8], o Welding Handbook [76], De Salazar [86] e Bonnel et al. [89], a energia de soldagem recomendada para os AID está na faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm. Neste trabalho foi utilizada uma energia de soldagem de 0,341 kJ/mm, a qual poderia haver dificultado o crescimento do grão equiaxiais, devido a um gradiente térmico elevado e um super resfriamento constitucional menor. Além disso, a velocidade de soldagem utilizada nos testes pode-se considerada baixa, se consideramos os resultados obtidos no fator de forma da poça de fusão, os quais mostraram um formato circular ou elíptico, que indicaria uma velocidade de soldagem baixa.

Como a energia de soldagem utilizada nos testes foi a mesma, o gradiente térmico (G) foi constante em cada cordão de solda realizado com pulsação ou sem pulsação. Portanto, pode-se dizer que a temperatura liquidus como uma função da distância da interface sólido/líquido variou em cada cordão de solda. Isto é devido às forças de convecção dentro da poça de fusão causado pela variação da corrente de soldagem. A convecção na poça de fusão gera um efeito hidrodinâmico, produzindo uma camada estagnada, senda esta descrita por Burton et al. [97] e Flemings et al [98]. Neste caso, existe uma diminuição na distância do super resfriamento constitucional na poça de fusão. Esta condição produz um crescimento de grãos colunares, quando a frequência

é aumentada. A Figura 5.21 mostra um gráfico da variação da região do super resfriamento constitucional como uma função da frequência de pulsação, tendo em conta o efeito da convecção do líquido na região do super resfriamento constitucional. Esta Figura mostra o efeito da convecção na poça de fusão, devido à frequência de pulsação da corrente de soldagem. Como a frequência de pulsação é aumentada, a composição na interface sólido/líquido tende para a composição do líquido (C_o), a qual é composição dos AIDBL. Em outras palavras, a distância do super resfriamento constitucional é reduzida e a quantidade de soluto no líquido também é diminuída.

Figura 5.21. Variação do super resfriamento constitucional em função da frequência de pulsação.

Nas Figuras 5.22 e 5.23 são apresentadas as microestruturas dos cordões de solda da vista de topo das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente. Foi observado o refino de grão na região próxima às isothermas das temperaturas sólidas.

Figura 5.22. Microestruturas do corpo de prova da vista de topo da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 para a) sem pulsação, b) 1 Hz; c) 5 Hz; d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.

Figura 5.23. Microestruturas do corpo de prova da vista de topo da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.

As Figuras 5.24 e 5.25 mostram as microestruturas dos cordões de solda da vista frontal da zona fundida das chapas de aços AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente.

Figura 5.24. Microestruturas do corpo de prova da vista frontal da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.

Figura 5.25. Microestruturas do corpo de prova da vista frontal da zona fundida dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz e e) 20 Hz. Aumento de 50x.

Das Figuras 5.22 a 5.25, pode-se observar comportamento microestrutural do material com a variação dos parâmetros de soldagem, onde se pode observar que os cordões realizados apresentam um crescimento colunar, embora, o cordão realizado sem pulsação do AIDBL UNS S32304 apresentou um menor tamanho de grão, sendo anteriormente discutido.

A partir dos diagramas de fases simulados e estudados, pode-se observar a solidificação de cada cordão de solda realizado com diferentes frequências de pulsação e sem pulsação nas chapas de AIDBL em função do

teor de nitrogênio em cada cordão de solda. Os diagramas de fases dos AIDBL foram obtidos a partir de cálculos termodinâmicos realizados no ThermoCalc® (sendo estes cálculos apresentados no Apêndice A.5) e levando-se em conta os seguintes elementos de liga: Fe, Cr, Ni, Mo, Cu, N, C, Si e Mn; e as fases: líquido, α , γ , Cr_2N , σ e $M_{23}C_6$. A Tabela 5.10 apresenta os teores de nitrogênio em cada cordão de solda.

Tabela 5.10. Teor de nitrogênio nos cordões de solda das chapas de aço inoxidável duplex baixa liga.

UNS S32101	Teor de Nitrogênio (%)
Metal de base	0,213
Sem pulsação	0,153
1 Hz	0,125
5 Hz	0,110
10 Hz	0,091
20 Hz	0,110
UNS S32304	Teor de Nitrogênio (%)
Metal de base	0,120
Sem pulsação	0,080
1 Hz	0,065
5 Hz	0,064
10 Hz	0,060
20 Hz	0,047

Na Tabela 5.10 se pode observar, primeiramente, que a soldagem gerou uma diminuição do nitrogênio com relação à composição das chapas. Este fato é devido a soldagem ser autógena e com a utilização de argônio puro como gás de proteção. Pela diferença de pressão parcial de nitrogênio na poça e na atmosfera do arco, a tendência é o nitrogênio evoluir como gás para a atmosfera do arco elétrico.

Com o aumento da frequência de pulsação há uma redução do teor de nitrogênio, o qual pode ser explicado pelo aumento da movimentação na poça de fusão com o aumento da frequência e a conseqüente perda de nitrogênio da poça de fusão para a atmosfera, embora no cordão de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 realizado com frequência de pulsação de 20 Hz não

apresentou esse comportamento. Os valores do teor nitrogênio de cada cordão de solda das chapas de AIDBL são mostrados nos diagramas de fases. As Figuras 5.26 e 5.27 mostram os diagramas de fases dos AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente.

Figura 5.26. Diagrama de fase do AIDBL UNS S32101, em a) Diagrama de fase completo, b) Zona do campo ferrítico ampliada.

Figura 5.27. Diagrama de fase do AIDBL UNS S32304, em a) Diagrama de fase completo, b) Zona do campo ferrítico ampliada.

Nas Figuras 5.26 e 5.27 pode-se observar que o campo ferrítico do AIDBL UNS S32101 é maior do que o campo ferrítico do AIDBL UNS S32304, o qual poderia estar relacionado com o teor de níquel, que é maior no AIDBL UNS S32304. Segundo Folkhard [7] e Ogawa e Koseki [39], quanto maior o teor de níquel haverá um deslocamento da temperatura de transformação da γ para α para valores mais elevados. Além disso, este deslocamento também atrasa a cinética de crescimento de grão do aço porque o crescimento ocorre em um menor tempo dentro do campo ferrítico. Nas Figuras 5.26 e 5.27 são observadas linhas vermelhas que indicam a solidificação de cada cordão de solda, as quais foram realizadas em função do teor de nitrogênio encontrado em cada cordão de solda. Pode-se observar que os cordões que perderam pouco nitrogênio possuem um menor tamanho de grão. Este resultado pode ser devido ao curto tempo de permanência no campo ferrítico, gerando uma restrição no crescimento.

Das Figuras já mencionadas pode-se observar que na chapa de AIDBL UNS S32304 os cordões de solda possuem um maior tamanho de grão conforme há uma redução no de teor de nitrogênio, no entanto, na chapa de AIDBL UNS S32101 não ocorreu o mesmo fenômeno, porque no cordão de solda de 20 Hz possui o mesmo teor de nitrogênio que o cordão de solda de 5 Hz, embora o cordão de solda de 20 Hz possui um menor tamanho de grão com respeito ao cordão de solda de 5 Hz. Este fenômeno poderia ser explicado por meio do formato da poça de fusão, onde o cordão de solda de 20 Hz possui uma geometria elíptica da poça de fusão e o cordão de solda de 5 Hz uma geometria circular, portanto, uma maior velocidade de soldagem e uma tendência a possuir um menor tamanho de grão.

Baseados nas Figuras 5.26b e 5.27b, o intervalo de temperatura no campo ferrítico foi calculado de acordo com o diagrama de fases multicomponente dos AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, que está apresentado na Figura 5.28. Os resultados estão apresentados na Figura 5.28 confirmam os resultados experimentais, onde os cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32101 apresentam um maior tamanho de grão médio na zona de fusão comparado com os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304.

Para um mesmo teor de nitrogênio, a chapa de AIDBL UNS S32101 apresenta um maior intervalo de temperatura no campo ferrítico comparado com a chapa de AIDBL UNS S32304, justificando o tamanho de grão maior no aço 2101.

Figura 5.28. Intervalo de temperatura no campo ferrítico como uma função do teor de nitrogênio na poça de fusão para os AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Dos resultados obtidos, pode-se observar que os cordões de solda que possuem maior tamanho de grão são os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101, sendo isso relacionado de forma direta com o tamanho de grão do material de base. Segundo Roper Jr. et al. [90], um fator que interfere na microestrutura final do cordão de solda é o tamanho de grão do metal de base, o qual significa que, quanto maior o tamanho de grão do metal de base mais grosseira é a solda obtida. Das Figuras 5.29 e 5.30, podem-se observar as microestruturas em três direções ortogonais para cada chapa dos AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente, onde se observa que a chapa de AIDBL UNS 32101 possui um maior tamanho de grão no metal de base, portanto um maior tamanho de grão na ZF e consequentemente uma temperatura máxima na zona de ligação, possuindo uma menor velocidade de

resfriamento, gerando assim um maior tamanho de grão. Este maior tamanho de grão no metal de base poderia ser explicado pelo processo de laminação as quais foram submetidas as chapas, sendo a chapa do AIDBL UNS S32304 quem teve uma maior laminação. Na zona de ligação há o crescimento de grão no metal sólido, que, graças ao crescimento epitaxial no início da solidificação, ocasiona um menor tamanho de grão no aço 2304.

Figura 5.29 Microestrutura do AIDBL UNS S32101, no estado como recebido. Aumento de 200x.

A diferença de tamanho de grão que existe entre os cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, também pode estar vinculada com a microsegregação dos elementos de liga, a qual está relacionada com a velocidade de resfriamento e o modo de solidificação (dendritas equiaxiais e colunares). Segundo Michael e Bever [91] e Hammar e Grünbaum [92] apud Martorano [93], a microsegregação de elementos de liga

é mais intensa quanto maior seja a velocidade de resfriamento, este fenômeno pode ser observado nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304. Estes cordões de solda apresentaram menor tamanho de grão, conseqüentemente possuem uma maior velocidade de resfriamento e uma maior microsegregação de elementos de liga para as dendritas quando comparada com os cordões de solda da chapa UNS S32101. Esta diferença é explicada pela maior microsegregação, oriunda de uma menor homogeneização durante a solidificação das ligas submetidas a uma maior velocidade de resfriamento. A maior microsegregação que mostraram os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 também está relacionada com o modo de solidificação das dendritas equiaxiais e colunares.

Figura 5.30 Microestrutura do AIDBL UNS S32304, no estado como recebido. Aumento de 200x.

Com base na teoria de vários autores, Martorano [93] explicou que nas dendritas equiaxiais tem uma maior microsegregação que nas dendritas colunares. Esta maior microsegregação é relacionada com a formação de uma camada enriquecida de soluto que existe entre as dendritas equiaxiais, as quais estão livres no líquido e possuem uma maior distância entre dendritas vizinhas, por outro lado, a formação de uma camada enriquecida de soluto não deve aparecer no crescimento colunar, pois, há interação entre os campos de soluto de dendritas vizinhas logo no início da solidificação. Poder-se-ia dizer que os cordões da chapa de AIDBL UNS S32304 tiveram uma maior camada enriquecida de soluto entre as dendritas de ferrita, portanto, o crescimento de grão foi menor que nos cordões da chapa de AIDBL UNS S32101.

Segundo Padilha e Siciliano [94], em um campo monofásico como é o caso da solidificação dos AIDBL a recristalização não sofre interferência de precipitação, somente da segregação de soluto nos contornos de alto ângulo. Portanto, poder-se-ia dizer que nos cordões de solda da chapa do AIDBL UNS S32304 existiu uma maior segregação de elementos de liga nos contornos de grão devido a uma maior velocidade de resfriamento, sendo o níquel um elemento de liga que refina o grão [17], e estando em maior concentração no metal de base da chapa UNS S32304. Esta maior segregação poderia ter atrasado o crescimento de grão, e dado tempo para a nucleação de novos grãos.

5.1.3 Teor de Ferrita

O teor de ferrita dos metais de base na condição como recebido foi medido por meio do ferritoscópio, obtendo-se um valor de $(50,3 \pm 1,7)\%$ para a chapa do aço inoxidável duplex UNS S32304 e um valor de $(47,1 \pm 0,8)\%$ para a chapa de aço inoxidável duplex UNS S32101, onde podemos observar que a chapa UNS S32101 possui um menor teor de ferrita, o qual pode ser explicado pela maior porcentagem de nitrogênio na composição química da chapa, sendo o nitrogênio um forte estabilizador da austenita. As Tabelas 5.11 e 5.12 apresentam o teor de ferrita em cada área para cada cordão de solda com diferentes frequências de pulsação e sem pulsação.

Tabela 5.11 Teor de ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32101.

Chapa de AIDBL UNS S32101					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Teor de ferrita (%)	71,8±2,1	71,8±2,4	74,9±2,6	73,6±3,7	71,2±4,6
Frequência de 1 Hz					
Teor de ferrita (%)	68,6±2,7	72,1±1,5	69,3±0,9	67,9±1,8	65,4±0,2
Frequência de 5 Hz					
Teor de ferrita (%)	73,1±1,9	76,0±1,6	77,3±1,1	76,7±1,1	71,9±1,22
Frequência de 10 Hz					
Teor de ferrita (%)	64,3±1,2	66,9±0,5	66,3±1,2	64,3±1,9	61,6±0,7
Frequência de 20 Hz					
Teor de ferrita (%)	72,9±1,6	74,6±1,3	74,7±0,9	75,8±0,9	73,4±4,1

Tabela 5.12 Teor de ferrita em cada área para as frequências de pulsação de 1, 5, 10 e 20 Hz e não pulsado da chapa UNS S32304.

Chapa de AIDBL UNS S32304					
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Área 4	Área 5
Teor de ferrita (%)	90,7±0,8	89,6±0,4	89,3±1,2	89,5±2,9	87,6±1,7
Frequência de 1 Hz					
Teor de ferrita (%)	88,8±0,7	88,6±0,5	87,8±0,5	86,6±0,9	87,1±1,3
Frequência de 5 Hz					
Teor de ferrita (%)	87,7±0,3	87,2±3,0	88,9±1,9	87,6±2,4	88,1±1,0
Frequência de 10 Hz					
Teor de ferrita (%)	87,0±0,6	86,4±2,1	88,6±4,1	89,3±3,4	90,3±1,7
Frequência de 20 Hz					
Teor de ferrita (%)	86,9±0,4	87,3±1,3	86,2±0,9	87,1±1,7	86,5±0,9

As Figuras 5.31 e 5.32 apresentam a variação da porcentagem de ferrita em função da largura adimensional para os corpos de prova soldados com as diferentes frequências de pulsação e para o corpo de prova soldado sem pulsação para as chapas UNS S32101 e UNS S32304 na vista de topo.

Figura 5.31. Variação do teor de ferrita em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32101 na vista de topo.

Figura 5.32. Variação do teor de ferrita em função da largura adimensional dos cordões de solda da chapa UNS S32304 na vista de topo.

Da Figura 5.31, pode-se observar que o teor de ferrita em cada cordão de solda da chapa de AIDBL UNS 32101 permanece quase constante em todas as áreas onde foram realizadas as medições. Além disso, o teor de ferrita em todos os cordões de solda com pulsação e sem pulsação apresenta um comportamento similar, onde os valores dos teores de ferrita não variam de uma maneira significativa, portanto, poder-se-ia dizer que o aumento da frequência de pulsação não afeta de uma maneira direta o teor de ferrita em cada cordão de solda.

Por outro lado, a Figura 5.32 mostra os teores de ferrita nos cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32304, onde o teor de ferrita apresenta pouca variação em cada cordão de solda realizado com pulsação e sem pulsação, além disso, este comportamento é quase igual em cada área onde foram realizadas as medições.

A Figura 5.33 mostra a variação do teor de ferrita encontrada com a técnica de análise de imagem em função do teor de nitrogênio da poça de fusão, apresentada na Tabela 5.10 para cada cordão de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304. Nesta tabela pode-se observar que, conforme a perda de nitrogênio é maior, também é maior o teor de ferrita nos cordões de solda das chapas de AIDBL. Por outro lado, também se pode observar que os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 possuem um menor teor de ferrita comparado com os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304. Isto está relacionado com a perda de nitrogênio, que foi menor para este aço, produzindo uma maior quantidade de austenita precipitada nestes cordões de solda. A perda do nitrogênio está associada à diferença entre a porcentagem dissolvida na poça de fusão líquida e a pressão parcial de nitrogênio na atmosfera do arco elétrico. Como a soldagem foi realizada com argônio puro, a pressão parcial do nitrogênio no arco elétrico tende para zero. Assim, o potencial termodinâmico, para que ocorra a perda do nitrogênio, está relacionada com a quantidade de nitrogênio no metal de base, a máxima solubilidade do nitrogênio nos dois aços e ao tamanho da poça de fusão. Analisando-se as larguras dos dois cordões e assumindo uma geometria

circular para a poça, o aço 2304 apresenta um cordão mais largo que o aço 2101, justificando a maior perda de nitrogênio.

Figura 5.33 Teor de ferrita em função do teor de nitrogênio na poça de fusão para os AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Os resultados obtidos do teor de ferrita com software de análise de imagens das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, foram comparados com a técnica EBSD para possuir um maior grau de confiabilidade. Estas medições foram realizadas em três áreas de cada cordão de solda com pulsação e sem pulsação, onde se obtiveram um mapeamento original, por meio do qual se mediu os teores de ferrita em cada área e a visualização da ferrita e da austenita.

As Figuras 5.34 a 5.38 e Figuras 5.39 a 5.43 mostram os mapeamentos realizados em cada cordão de solda com pulsação e sem pulsação das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, respectivamente, onde também se pode observar os grãos de ferrita e as diferentes morfologias da austenita com suas respectivas orientações, sendo estas indicadas por meio da cor que elas possuem. Estes mapeamentos foram realizados nos extremos e no centro do cordão de solda.

Figura 5.34. Mapeamento do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.35. Mapeamento do cordão de solda de 1Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.36. Mapeamento do cordão de solda de 5Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.37. Mapeamento do cordão de solda de 10Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.38. Mapeamento do cordão de solda de 20Hz da chapa de AIDBL UNS S32101, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.39. Mapeamento do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.40. Mapeamento do cordão de solda de 1Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.41. Mapeamento do cordão de solda de 5Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.42. Mapeamento do cordão de solda de 10Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Figura 5.43. Mapeamento do cordão de solda de 20Hz da chapa de AIDBL UNS S32304, a) Mapeamentos originais nas três regiões do cordão de solda, b) Grãos de ferrita nas três regiões e c) Precipitação da austenita com suas diferentes morfologias.

Dos mapeamentos realizados foram obtidos os teores de ferrita para cada região do cordão de solda com pulsação e sem pulsação da corrente de soldagem para as chapas de AIDBL. A Tabela 5.13 apresenta os valores dos teores de ferrita nos cordões de solda das chapas dos dois AIDBL.

Tabela 5.13. Teor de ferrita em cada área obtida com a técnica EBSD para todos os cordões de solda nas chapas de AIDBL.

Cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101				
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Média
Teor de ferrita (%)	85,70	79,70	74,90	80,10±5,41
1 Hz				
Teor de ferrita (%)	80,70	81,90	82,10	81,57±0,76
5 Hz				
Teor de ferrita (%)	84,00	88,80	78,00	83,60±5,41
10 Hz				
Teor de ferrita (%)	87,10	80,30	83,80	83,73±3,40
20 Hz				
Teor de ferrita (%)	92,30	93,50	88,10	91,30±2,84
Cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304				
Sem pulsação	Área 1	Área 2	Área 3	Média
Teor de ferrita (%)	93,40	96,30	95,20	94,97±1,46
1 Hz				
Teor de ferrita (%)	95,50	97,60	97,70	96,93±1,24
5 Hz				
Teor de ferrita (%)	94,40	96,00	95,70	95,37±0,85
10 Hz				
Teor de ferrita (%)	94,30	96,80	96,90	96,00±1,47
20 Hz				
Teor de ferrita (%)	95,20	94,60	96,60	95,47±1,03

A Figura 5.44 mostra a comparação das técnicas da análise de imagens e a técnica de EBSD na variação do teor de ferrita em função da frequência de pulsação em cada cordão de solda com e sem pulsação nas chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Figura 5.44. Variação do teor de ferrita em função da freqüência de pulsação nas duas chapas de AIDBL realizadas com diferentes técnicas; a) Técnica de análise de imagens (AI), b) Técnica de EBSD.

Na Figura 5.44 pode-se observar que existe uma diferença na medição dos teores de ferrita realizados com a técnica da análise de imagens e a técnica de EBSD nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304. Ambas as técnicas mostram que o teor de ferrita aumenta quando há um aumento da frequência de pulsação nos cordões de solda da chapa UNS S32101, no entanto, nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 a variação do teor de ferrita com o incremento da frequência de pulsação não foi muito significativa. Dos resultados obtidos nas duas técnicas, poder-se-ia dizer que a técnica de EBSD é a que possui uma maior confiabilidade, sendo as imagens processadas enviadas a um sistema de identificação automática dos padrões captados. No entanto, a técnica de análise de imagens baseia-se no contraste gerado pelo ataque químico nas diferentes fases, a qual poderia possuir um erro maior. Portanto a diferença do teor de ferrita com ambas as técnicas é baixa, com erros de 12% e 8% para as chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304, respectivamente.

Dos resultados obtidos realizados com a análise de imagens e com a técnica de EBSD se pode observar que em ambas as técnicas os cordões de solda da chapa UNS S32101 possui um menor teor de ferrita quando comparado com os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304, este comportamento está relacionado de forma direta com o teor de nitrogênio nos cordões de solda. Na Tabela 5.10 pode-se observar que o teor de nitrogênio é maior nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101, sendo este elemento de liga um forte estabilizador da austenita, sendo a precipitação de austenita controlada pela difusão do nitrogênio na ferrita. Esta perda de nitrogênio ocorreu através da poça de fusão para a atmosfera. Segundo Migiakis e Papadimitriou [87], esta perda de nitrogênio na zona de fusão poderia ser atribuída à diferença de pressão parcial entre o nitrogênio dissolvido na poça de fusão e o gás de operação.

Este comportamento também foi observado por Westin et al.[15], quem realizou uma comparação de vários AID em geral com diferentes tamanhos de grão e velocidades de resfriamentos, onde observou que o AIDBL UNS S32101 possui quase a mesma quantidade de austenita que o aço AISD UNS S32507

e uma maior quantidade de austenita que os AID UNS S31807 e UNS S32304, sendo este comportamento devido que o AIDBL UNS S32101 possui um maior teor de nitrogênio que os aços UNS S31807 e UNS S32304.

Ogawa e Koseki [39] observaram que incrementando o teor de nitrogênio na composição química no metal de base (22Cr-6Ni-3Mo-0,12N a 22Cr-6Ni-3Mo-0,18N) traz como consequência uma maior fração de austenita no metal de solda, sendo isso explicado pela variação de nitrogênio, o qual eleva a temperatura de transformação de ferrita para austenita em quase 80 °C, portanto a precipitação de austenita ocorreu em uma maior temperatura. As Figuras 5.45 a 5.49 e as Figuras 5.50 a 5.54 mostram as microestruturas da vista de topo, na região central, dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 respectivamente, onde são mostradas as diferentes formas de precipitação da austenita.

Figura 5.45. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado sem pulsação na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.

Figura 5.46. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 1Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.

Figura 5.47. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 5Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.

Figura 5.48. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 10Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.

Figura 5.49. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 20Hz na chapa de AIDBL UNS S32101. Aumento de 200x.

Figura 5.50. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado sem pulsação na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.

Figura 5.51. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 1Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.

Figura 5.52. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 5Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.

Figura 5.53. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 10Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.

Figura 5.54. Microestrutura do cordão de solda da vista de topo realizado com 20Hz na chapa de AIDBL UNS S32304. Aumento de 200x.

Nas Figuras 5.45 a 5.54, podem-se observar as diferentes morfologias da austenita nos cordões de solda das chapas de AIDBL. Nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 a precipitação da austenita ocorreu de forma intergranular com uma morfologia alotriomórfica a qual se deu nos contornos de grão e da austenita Widmanstätten, a qual precipitou a partir dos contornos de grão para dentro dos grãos de ferrita. Além disso, a austenita secundária intragranular também foi observada dentro dos grãos de ferrita. No entanto, nos cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32304 a precipitação de austenita só foi observada nos contornos dos grãos com uma morfologia alotriomórfica e dentro dos grãos de ferrita como austenita intragranular, embora a precipitação de austenita Widmanstätten também foi observada, só que em tamanho menor. Das figuras já mencionadas observa-se que, nos contornos de grão dos cordões de solda da chapa UNS S32101, existem uma maior precipitação da austenita alotriomórfica e da austenita intergranular dentro dos grãos da ferrita comparado com os contornos de grão e dentro dos grãos de ferrita dos cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32304, isso poderia ser devido que os cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32101 tiveram uma menor velocidade de

resfriamento dando um maior tempo para a precipitação de austenita e um maior teor de nitrogênio nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101.

A menor fração volumétrica de austenita Widmanstätten nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 poder ser explicada pela precipitação da austenita Widmanstätten requer pequenas forças motrizes ou pequenos potenciais termodinâmicos, portanto, podem ocorrer em altas temperaturas com pequenos super resfriamentos [95], sendo o caso dos cordões de solda da chapa AIDBL UNS S32101. Além disso, segundo Westin et al.[15] a precipitação de austenita Widmanstätten ocorre em maiores tamanhos de grão, como é o caso dos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101.

6 Conclusões

Tendo em vista os materiais utilizados, as técnicas aplicadas e os resultados obtidos, é possível concluir que:

1. Os fatores de forma da poça de fusão apresentaram formatos quase circulares, sendo somente uma com formato elíptico (UNS S32101 com 20 Hz). Este formato é determinado pelas condições de extração de calor. Isto mostra que a velocidade de soldagem foi lenta o suficiente para que a extração de calor fosse igual em todas as direções, determinando o formato circular.
2. O fator de forma dos grãos ferríticos nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 foram menores que 0,6 indiciando que um eixo do grão tem dimensão aproximadamente duas vezes maior que o eixo perpendicular a ele. Assim, existe uma tendência ao crescimento colunar no centro do cordão. Como o fator de forma dos grãos próximos à zona de ligação, existe uma tendência dos grãos serão mais equiaxiais. Esta diferença de comportamento está relacionada à estagnação do líquido e a geração de regiões super resfriadas constitucionalmente maiores.
3. O tamanho médio dos grãos na zona fundida dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 aumentou conforme aumenta a frequência de pulsação. Este resultado está relacionado ao fenômeno de renucleação, que é devido à mudança de orientação dos grãos durante a solidificação e a movimentação simultânea da poça de fusão. Este fenômeno é facilitado quando se aumenta a frequência de pulsação, devido à redução na distância entre as isothermas da temperatura solidus dos aços.
4. Com o aumento da frequência de pulsação, o teor de nitrogênio foi reduzido, o qual é explicado pelo aumento da movimentação na poça de fusão com o aumento da frequência de pulsação da corrente e a conseqüente perda de nitrogênio da poça de fusão para a atmosfera. Além disso, a soldagem foi feita com gás de proteção argônio puro, que favorece a perda do nitrogênio.

5. A perda de nitrogênio nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304 trouxe como consequência um aumento no tamanho de grão da ZF. Isso é justificado pelo maior tempo de permanência dentro do campo ferrítico, conforme os diagramas de fase multicomponentes.
6. Os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 possuem um maior tamanho de grão que os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304. Isto está relacionado com o tamanho de grão da ferrita do metal de base. O metal de base da chapa de AIDBL UNS S32101 possui um maior tamanho de grão da ferrita, que, devido ao crescimento epitaxial acaba por produzir uma microestrutura mais grosseira na zona fundida.
7. O teor de ferrita nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 foi maior do que nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101. Este resultado pode ser explicado pelo maior teor de nitrogênio que possui a poça de fusão na chapa de AIDBL UNS S32101, uma vez que o nitrogênio é um forte estabilizador da austenita.
8. A precipitação de austenita nos cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32101 se deu como austenita alotriomórfica, de Widmanstätten e acicular. Por outro lado, os cordões de solda da chapa de AIDBL UNS S32304 apresentaram, basicamente, austenita alotriomórfica, acicular e uma fração menor de austenita de Widmanstätten.

7 Sugestões de trabalhos futuros

- Ampliar o estudo variando a relação do tempo de pico com tempo de base para valores menores e relatar seu comportamento microestrutural.
- Fazer a soldagem multipasse variando as energias de soldagem para uma maior precipitação da austenita.
- Realizar ensaios mecânicos que permitam observar o comportamento da solda com as diferentes relações do tempo de pico e de base com a variação de energia de soldagem.
- Realizar ensaios de corrosão para observar como os parâmetros de soldagem utilizados poderiam afetar a resistência à corrosão.
- Identificar os parâmetros de soldagem mais adequados para obter um melhor comportamento, tanto nas propriedades mecânicas como na resistência à corrosão.
- Adicionar o nitrogênio ao gás de proteção com diferentes porcentagens para obter uma maior fração volumétrica de austenita, sendo o nitrogênio um forte estabilizador da austenita

8 Referências Bibliográficas

1. LO, K.H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R**, v. 65, p. 39 – 104, 2009
2. NOBLE, D. N. ARCO Alaska, Inc. Selection of Wrought Duplex Stainless Steel. **ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering**, v. 6, 10th edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 471 – 481, 1993
3. HORNBORGREN, E. On the microstructure of alloys. **Acta Met**, v. 32, p. 615-627, 1984.
4. BRANDI, S.D. **Estudo da soldabilidade do Aço Inoxidável DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)**. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 265p, 1992.
5. WEIBULL, I. Duplex Stainless Steels and Their Application, particularly in Centrifugal Separators. Part A* History & Development. **Materials & Design**, v. 8, p. 35 - 40, 1987.
6. OLSSON, J, SNIS, M. **Duplex** – A new generation of stainless steels for desalination plants. **Desalination**, v. 205, p. 104 – 113, 2007.
7. FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
8. GUNN, R. N. Duplex Stainless Steel: Microstructure, properties and applications. Abington Publishing, p. 110 – 132, 2003.
9. WELMAN, W. H. M.; GADGIL, V. J.; KOLSTER, B. H. Mechanical behavior of duplex stainless steel. In: Duplex Stainless Steel'91, Beaune, 1991. **Proceedings**. ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, 1991. v. 1, p. 177 – 184.
10. ARMAS, I. A. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, v. 1, p 51 – 57, 2008.
11. LONDOÑO, A, J, R. **Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 151p, 1997(11)
12. DENG, B.; JIANG, Y.; XU, J.; SUN, T.; GAO, J.; ZHANG, L.; ZHANG, W.; LI, J. Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101. **Corrosion Science**, v. 52, p. 969 – 977, 2010
13. ZHANG, L.; ZHANG, W.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, D.; LI, J. Influence of annealing treatment on the corrosion resistance of lean duplex stainless steel 2101. **Electrochimica Acta**, v. 54, p. 5387– 5392, 2009.
14. ZHANG, L.; JIANG, Y.; DENG, B.; ZHANG, W.; XU, J.; LI, L. Effect of aging on the corrosion resistance of 2101 lean duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, p.1522 -1528, 2009.
15. WESTIN, E. M.; BROLUND, B. HERTZMAN, S. Weldability Aspects of a Newly Developed Duplex Stainless Steel LDX 2101. **Steel Research International**, v. 79, p. 473 – 481, 2008.

16. SOLOMON, H.D. General Electric Company.; "Fundamentals of Weld Solidification ", **ASM Handbook – Welding, Brazing and Soldering**, v. 6, 10th Edition, ASM Metals Park, Ohio, p. 45-54, 1993.
17. EMÍLIO, W.; BRANDI, S.D.; MELLO, F. D. H. "Soldagem- Processos e Metalurgia" p. 60-98-p. 371-386; editora Edgar Blucher Ltda, 1995.
18. GRAF, K. **Estabilidade a Alta Temperatura de Revestimentos de Hastelloy C Depositados por PTA**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Materiais da Universidade do Paraná, Curitiba, Brasil, 89p, 2004.
19. DAVID, S. A.; VITEK, J. M. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. **International Materials Reviews**, v. 34, p. 213-245, 1989.
20. GARCIA, A. "Solidificação: Fundamentos e aplicações"; p. 57-64; 2001.
21. OHNO, A. "Solidificação dos Metais"; p. 53-149.
22. KOU, S. "Welding Metallurgy", p145-167, John Wiley & Sons; 2002.
23. PORTER, D.A.; EASTERLING, K.E.; SHERIF, M.Y. "Phase Transformations in Metals and Alloys"; p. 202-209; 2008.
24. KURZ, W.; STEFANESCU, D. M. Principles of solidification: casting, Metals Handbook, Ohio: ASM international, Metals Park, v. 15, 1993.
25. DAS NEVES, M. D. M., LOTTO, A., BERRETTA, J. R.; DE ROSSI, W.; JUNIOR, N. D. V. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. **Soldagem Insp. São Paulo**, v. 14, p. 104-113, 2009.
26. DAVIES, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. **International Metallurgical Reviews**, v. 20, p. 83-105, 1975.
27. SCHAEFFLER, A.L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, v. 56, p. 680-680B, 1949.
28. DELONG, W. T.; OSTROM, G. A.; SZUMACHOWSKI, E.R. Measurement and calculation of ferrite in stainless-steel weld metal. **Welding Journal**, 1956, 35 (1 I), 526, November.
29. FELDSTEIN, J.; LAKE, F. A New constitution diagram for predicting ferrite content of stainless steel weld metals. **Materials & Design**, v. 14, p. 345 - 348, 1993.
30. KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC – 1992 Constitution Diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC – 1988 Diagram. **Welding Journal**, v. 71, p.171s – 178s, 1992.
31. PADILHA, F. A.; GUEDES, L. C. Aços inoxidáveis austeníticos microestrutura e propriedades, p22-51, editora Hemus 1994.
32. LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. Welding metallurgy and weldability of stainless steels, p. 153-264. 2005.
33. SUUTULA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 10, p. 512 - 514, 1979.
34. SUUTULA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 10, p. 1173 - 1181, 1979.

35. SUUTULA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Single-Phase Ferritic Solidification Mode in Austenitic-Ferritic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 10, p. 1183 - 1190, 1979.
36. SUUTULA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. Ferritic-Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Welds. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 11, p. 717 - 725, 1980.
37. KOSEKI, T.; INOVE, H.; MORIMOTO, H.; OHKITO, S. Prediction of solidification and phase transformation of stainless steel welds metals. **NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT N**, v. 65, p. 33 - 40, 1995.
38. PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L Phase Transformation and Microstructure. In: Armas, I. A.; Moreuil, S. D. **Duplex Stainless Steel**. London: John Wiley & Sons, Inc, 2009. p. 115 – 139.
39. OGAWA, T.; KOSEKI, T. Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Welds Metals. **Welding Journal**, v. 68, p. 181-s – 191-s, 1989.
40. WESTIN, E. M. **Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101®**. Thesis (Doctoral). Royal Institute of Technology School of Industrial Engineering and Management Department of Materials Science and Engineering Division of Physical Metallurgy, Stockholm, Sweden, 65p, 2010.
41. AARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. In: Symposium Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Philadelphia – USA, 1960. **Proceedings**. Easton – USA, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Eng., 1962, p. 387 – 546.
42. VAROL, I. **Microstructure/Property Relationships in the Weld Heat Affected Zone of Duplex Stainless Steel**. Thesis (Doctorate), Department of Welding Engineering the Ohio State University, Columbus – Ohio, United States, 261p, 1992.
43. BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Metalurgia e Materiais**, v. 53, p. 141-146, 1997.
44. LIPPOLD, J. C.; LIN, W.; BRANDI, S. D.; VAROL, I.; BAESLACK III, W. A. Heat affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. In FOURTH INTERNATIONAL CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS (Duplex 94). Annals Glasgow, Escócia, 1994, paper 116.
45. GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 151p, 1997(11).
46. ESCRIBA, D. M.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel. **Material Characterization**, v. 60, p.1214 – 1219, 2009.
47. GRONG, OYSTEIN. Metallurgical modeling of welding. **The institute of Materials**, London, p. 389, 1994.

48. JACKSON, E. M. L. E. M.; DE VISSER, P. E.; CORNISH, L. A. Distinguishing between Chi and Sigma phases in duplex stainless steels using potentiostatic etching. **Materials Characterization**, v. 31, p. 185 - 190, 1993.
49. SIMMONS, J. W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 207, p. 159 - 169, 1996.
50. SIMMONS, J. W.; COVINO, Jr. B. S.; HAWK, J. A.; DUNNING, J. S. Effect of nitride (Cr_2N) precipitation on the mechanical, corrosion and wear properties of austenitic stainless steel. **ISI International**, v. 36, p. 846 - 854, 1996.
51. KOKAWA, H.; TSORY, E.; NORTH, T. H. Nitride Precipitation in Duplex Stainless Steel Weld Metal. **ISI International**, v. 35, p. 1277 - 1283, 1995.
52. LONDOÑO, A, J, R. **Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Tese (Doutorado). Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 240p, 2001.
53. BRANDI, S. D.; LONDOÑO, A, J, R. Precipitation of intermetallic phases and chromium nitride in simulated multipass HAZ of duplex and super-duplex stainless steel. In International Conference Duplex Stainless Steels 97, Maastricht-The Netherlands, 1997. **Proceedings**. The Netherlands, KCI, 1997, p. 405 - 410.
54. WESTIN, E. M. **Welds in the Lean Duplex Stainless Steel LDX 2101. Effect of Microstructure and Weld Oxides on Corrosion Properties**. Thesis (Licentiate). Royal Institute of Technology School of Industrial Engineering and Management Department of Materials Science and Engineering Division of Physical Metallurgy, Stockholm, Sweden, 37p, 2008.
55. POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. **Materials Characterization**. V. 58, p. 65 - 71, 2007.
56. BADJI, R.; BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BETTAHAR, K.; KHERROUBA, N. Effect of solution treatment temperature on the precipitation kinetic of phase in 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 496, p. 447 - 454, 2008.
57. SIEURIN, H.; SANDSTRÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. **Materials Science and Engineering A**, v. 444, p. 271-276, 2007.
58. SOUZA, JR. C. M.; ABREU, H. F. G.; TAVARES, S. S. M.; REBELLO, J. M. A. The σ phase formation in annealed UNS S31803 duplex stainless steel: Texture aspects. **Materials Characterization**, v. 59, p. 1301-1306, 2008.
59. CHEN, T. H.; WENG, K. L.; YANG, J. R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 338, p. 259 - 270. 2002.
60. HOSNI, M.; EZUBER, A.; EL-HOUD, F.; EL-SHAWESH. Effects of sigma phase precipitation on seawater pitting of duplex stainless steel. **Desalination**, v. 207, p. 268 - 275, 2007.

61. NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel Weld Metal. **Materials Science and Technology**, v. 11, p. 274 - 283, 1995.
62. PARDAL, J. M.; TAVARES, S.S.M.; CINDRA FONSECA, M.; DE SOUZA, J.A.; CÔRTE, R.R.A.; DE ABREU, H.F.G. Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, p. 165 -172, 2009.
63. HSIEH, C. C.; CHANG, T. C.; LIN, D. Y.; CHEN, M. C.; WU, W. Precipitation Behavior of σ Phase in Fusion Zone of Dissimilar Stainless Steel Welds during Multi-Pass GTAW Process. **Metals and Materials International**, v. 13, p. 411 - 416, 2007.
64. GARZÓN, C. M.; RAMIREZ, A. J. Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel. **Acta Materialia**, v. 54, p. 3321-3331, 2006
65. RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, p. 301-313, 2004.
66. RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S. D. The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, p. 1575-1597, 2003
67. LEE, K. M.; CHO, H. S.; CHOI, D. C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 285, p. 156-161, 1999.
68. NILSSON, J.O. Overview - Superduplex stainless steel. **Materials science and Technology**, v. 8, p. 685 - 700, 1992.
69. SOLOMON, H. D.; KOCH, E. F. High temperature Precipitation of α' in a Multicomponent Duplex Stainless Steel. **Scripta Metallurgica**, v. 13, p. 971-974, 1979
70. SAHU, J.K.; KRUPP, U.; GHOSH, R.N.; CHRIST, H.-J. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 508, p. 1 - 14, 2009.
71. TAVARES, S. S. M.; DA SILVA, M. R. J.; NETO, M. Magnetic property changes during embrittlement of a duplex stainless steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 313, p. 168 –173, 2000.
72. HILDERS, O. A.; SÁENZ, L.; RAMOS, M.; PEÑA, N. D. Effect of 475 °C Embrittlement on Fractal Behavior and Tensile Properties of a Duplex Stainless Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 8, p. 87- 90, 1999.
73. KARLSSON, L. Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steel and weld metals metallurgy, influence on properties and welding aspects. **Welding in the World**, v. 43, p. 20 – 41, 1999.
74. CAPELLO, E.; CHIARELLO, P.; PREVITALI, B.; VEDANI, M. Laser welding and surface treatment of a 22Cr 5Ni 3Mo duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 351, p. 334-343, 2009.

75. O'Brien, R. L. Gas Tungsten Arc Welding. **Welding Handbook - Welding Processes**, Vol. 2, 8th Edition. American Welding Society, Miami, p. 74 - 99, 1992.
76. **Welding Handbook**. Materials and Applications – Part 2. American Society Welding, v. 4, 8th edition, USA, p.309 – 315, 1998.
77. BECKER, D. W.; ADAMS Jr, C. M. The Role of Pulsed GTA Welding Variables in Solidification and Grain Refinement. **Welding Journal**, v. 58, p. 143-s – 152-s, 1979.
78. 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**, v. 420, p. 26-33, 2006.
79. YOUSEFIEH, M. SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi meethod. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, p. 782-786, 2011.
80. SURESH, M. V.; VAMSI KRISHNA, B.; VENUGOPAL, P.; PRASAD RAO, K. Effect of pulse frequency in gas tungsten arc welding of powder metallurgical preforms. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, p. 362 - 368, 2004.
81. FEDELE, R. A. **Influência da energia de soldagem no desempenho da zona fundida de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 179p, 2001.
82. HONEYCOMBE, J.; GOOH, T. G. Arc welding ferritic-austenitic stainless steel: prediction of area microstructures. Weld. Inst. Res. Report 286/1958, set 1985.
83. SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; SOUNDARARAJAN, R.; HAQ, A. N. Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 114-121, 2009.
84. MATSUNAGA, H.; SATO, Y. S.; KOKAWA, H.; KUWANA, T. Effect of nitrogen on corrosion of duplex stainless steel weld metal. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 3, p. 225-232, 2005.
85. CUNHA, J. A.; BRANDI, S.D. Aços inoxidáveis duplex: Considerações sobre sua soldagem e processos empregados. In: Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, São Paulo-Brasil, 1994. **Proceedings**. São Paulo-Brasil, Núcleo Inox, 1994, p. 197-212.
86. DE SALAZAR, J.M.G.; SORIA, A.; BARRENA, M.I. The effect of N₂ addition upon the MIG welding process of duplex steels. **Journal of Materials Science**, v. 42, p. 4892-4898, 2007.
87. MIGIAKIS, K.; PAPADIMITRIOU, G. D. Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 6372-6383, 2009.
88. LONDOÑO, A. J. R.; BRANDI, S.D. Efeito da adição de nitrogênio no gás de proteção na soldagem de aço inoxidável duplex UNS S 31803. In: XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Blumenau-Brasil, 1996. **Proceedings**. São Paulo-Brasil, Associação Brasileira de Soldagem, 1996, p. 277-287.

89. BONNEL, J. M.; PEASE, N. C.; ATAMERT, S. Welding superduplex stainless steel with flux-cored and metal cored wires. In International Conference Stainless Steel World 99.
90. ROPER JR, C. R. The effect of Heat-Affect Zone Structure on the Structure of Weld Fusion Zone. **Welding Journal**, v.48, p.171s – 178s, 1969.
91. MICHAELL, A. B.; BEVER, M. B. Solidification of aluminium-rich aluminium-copper alloys. **Transactions of The Metallurgical Society of AIME**, p. 47–56, 1954.
92. HAMMAR, O.; GRUMBAUM, G. Influence of back diffusion on microsegregation during solidification of low – alloy steel. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, v. 3, p. 11–20, 1974.
93. MARTORANO, M. A. **Efeitos de algumas variáveis de processo na microsegregação da liga Cu – 8%Sn**. Tese (Doutorado). Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 295p, 1998.
94. PADILHA, A. F.; SICILIANO JR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura. **Associação Brasileira de Metalurgia e de Materiais – ABM**, 1995.
95. MUTHUPNADI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SESHADRI, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 358, p. 9-16, 2003.
96. LIMA, N. B. D.; LIMA, L. M. G. D.; PADILHA, A. F. Texturas de Recristalização. In: II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação. São Paulo. p. 107-128.
97. BURTON, J. A., PRIM, R. C., SLICHTER, W. P. The Distribution of Solute in Crystals Grown from the Melt. Part I. **Theoretical. The Journal of Chemical Physics**, v. 21, p. 1987 – 1991, 1953.
98. FLEMINGS, M. C. Solidification Processing. New York: Mc Grow – Hill, p. 41, 1974.

Apêndice

Neste apêndice serão apresentados testes estatísticos de comparação de médias do fator de forma de grãos ferríticos, e do tamanho de grão ferrítico nos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

A.1 Fator de forma da vista de topo dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Tabela 1. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO

Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância
Coluna 1	10	5,748908	0,574891	0,038581
Coluna 2	10	5,364332	0,536433	0,047603
Coluna 3	10	4,892652	0,489265	0,025431
Coluna 4	10	5,554549	0,555455	0,043126
Coluna 5	10	5,214039	0,521404	0,009225

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	0,042870634	4	0,010718	0,326826	0,858496	3,7674271
Dentro dos grupos	1,475693682	45	0,032793			
Total	1,518564315	49				

Tabela 2. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,594933	0,459493	0,013911		
Coluna 2	10	4,521734	0,452173	0,074139		
Coluna 3	10	4,008346	0,400835	0,022604		
Coluna 4	10	4,117025	0,411703	0,029248		
Coluna 5	10	5,983909	0,598391	0,07499		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,249446586	4	0,062362	1,451002	0,232971	3,7674271
Dentro dos grupos	1,934024415	45	0,042978			
Total	2,183471001	49				

Tabela 3. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	6,348824	0,634882	0,022558	
Coluna 2	10	5,301291	0,530129	0,052232	
Coluna 3	10	5,371566	0,537157	0,036863	
Coluna 4	10	4,950564	0,495056	0,017607	
Coluna 5	10	6,828958	0,682896	0,054547	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,250586512	4	0,062647	1,704143	0,165738 3,7674271
Dentro dos grupos	1,654261544	45	0,036761		
Total	1,904848056	49			

Tabela 4. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	5,799469	0,579947	0,024658	
Coluna 2	10	5,175406	0,517541	0,018324	
Coluna 3	10	5,112504	0,51125	0,055102	
Coluna 4	10	5,245299	0,52453	0,081606	
Coluna 5	10	6,756413	0,675641	0,045568	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,191923739	4	0,047981	1,065021	0,384901 3,7674271
Dentro dos grupos	2,027322845	45	0,045052		
Total	2,219246584	49			

Tabela 5. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	5,843603	0,58436	0,044422	
Coluna 2	10	4,177517	0,417752	0,016697	
Coluna 3	10	4,308421	0,430842	0,019712	
Coluna 4	10	4,310728	0,431073	0,016595	
Coluna 5	10	5,630113	0,563011	0,032557	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,263209573	4	0,065802	2,531176	0,053373 3,7674271
Dentro dos grupos	1,169854663	45	0,025997		
Total	1,433064235	49			

Tabela 6. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	6,081002	0,6081	0,055466	
Coluna 2	10	4,869088	0,486909	0,043731	
Coluna 3	10	5,672534	0,567253	0,045345	
Coluna 4	10	5,535087	0,553509	0,004833	
Coluna 5	10	6,687913	0,668791	0,038342	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,181560848	4	0,04539	1,209014	0,320212 3,767427
Dentro dos grupos	1,689442492	45	0,037543		
Total	1,87100334	49			

Tabela 7. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,913619	0,491362	0,021081		
Coluna 2	10	5,080565	0,508056	0,058819		
Coluna 3	10	5,440341	0,544034	0,031972		
Coluna 4	10	5,688702	0,56887	0,064152		
Coluna 5	10	5,071679	0,507168	0,018474		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,040174099	4	0,010044	0,25819	0,903132	3,767427
Dentro dos grupos	1,750489601	45	0,0389			
Total	1,7906637	49				

Tabela 8. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,077214	0,507721	0,0394		
Coluna 2	10	4,799298	0,47993	0,094729		
Coluna 3	10	4,714233	0,471423	0,014622		
Coluna 4	10	4,583076	0,458308	0,02308		
Coluna 5	10	5,670731	0,567073	0,038688		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,074677874	4	0,018669	0,443418	0,776556	3,767427
Dentro dos grupos	1,894660768	45	0,042104			
Total	1,969338642	49				

Tabela 9. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	4,591115	0,459112	0,028378	
Coluna 2	10	3,733768	0,373377	0,018859	
Coluna 3	10	3,511862	0,351186	0,003108	
Coluna 4	10	4,509343	0,450934	0,018703	
Coluna 5	10	4,03047	0,403047	0,012218	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,089057446	4	0,022264	1,369858	0,259453 3,767427
Dentro dos grupos	0,731386703	45	0,016253		
Total	0,820444149	49			

Tabela 10. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO					
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>	
Coluna 1	10	5,589798	0,55898	0,03044	
Coluna 2	10	4,145664	0,414566	0,029862	
Coluna 3	10	4,057605	0,40576	0,034751	
Coluna 4	10	4,620261	0,462026	0,024903	
Coluna 5	10	6,57407	0,657407	0,010787	
ANOVA					
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i> <i>F crítico</i>
Entre grupos	0,458772422	4	0,114693	4,386163	0,004436 3,767427
Dentro dos grupos	1,176698191	45	0,026149		
Total	1,635470613	49			

A.2. Fator de forma da vista frontal dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Tabela 11. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,698582	0,469858	0,020765		
Coluna 2	10	4,495514	0,449551	0,019854		
Coluna 3	10	4,158792	0,415879	0,010492		
Coluna 4	10	3,948812	0,394881	0,016652		
Coluna 5	10	5,005907	0,500591	0,016608		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,070822508	4	0,017706	1,049265	0,392608	3,767427
Dentro dos grupos	0,75934431	45	0,016874			
Total	0,830166818	49				

Tabela 12. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,999541	0,499954	0,054597		
Coluna 2	10	3,694291	0,369429	0,039313		
Coluna 3	10	4,73767	0,473767	0,07404		
Coluna 4	10	4,348472	0,434847	0,019917		
Coluna 5	10	4,030846	0,403085	0,029859		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,110326796	4	0,027582	0,633406	0,641273	3,767427
Dentro dos grupos	1,959528879	45	0,043545			
Total	2,069855675	49				

Tabela 13. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,275994	0,527599	0,053485		
Coluna 2	10	5,047663	0,504766	0,080071		
Coluna 3	10	5,027406	0,502741	0,038948		
Coluna 4	10	4,961677	0,496168	0,018317		
Coluna 5	10	4,883503	0,48835	0,027404		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,008653322	4	0,002163	0,049567	0,995222	3,767427
Dentro dos grupos	1,964019538	45	0,043645			
Total	1,97267286	49				

Tabela 14. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,199602	0,41996	0,044222		
Coluna 2	10	4,038623	0,403862	0,002937		
Coluna 3	10	4,429042	0,442904	0,035141		
Coluna 4	10	3,787515	0,378751	0,019222		
Coluna 5	10	4,752069	0,475207	0,024826		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,054486982	4	0,013622	0,539052	0,70778	3,767427
Dentro dos grupos	1,137142716	45	0,02527			
Total	1,191629698	49				

Tabela 15. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,044313	0,504431	0,033051		
Coluna 2	10	4,70095	0,470095	0,019969		
Coluna 3	10	4,858989	0,485899	0,041365		
Coluna 4	10	5,131612	0,513161	0,027635		
Coluna 5	10	5,343167	0,534317	0,032389		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,024511486	4	0,006128	0,19843	0,937902	3,767427
Dentro dos grupos	1,389679486	45	0,030882			
Total	1,414190972	49				

Tabela 16. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	10	5,761259	0,576126	0,042158		
Coluna 2	10	5,52007	0,552007	0,055253		
Coluna 3	10	4,890026	0,489003	0,034973		
Coluna 4	10	5,689163	0,568916	0,131365		
Coluna 5	10	5,110879	0,511088	0,045194		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	0,057204058	4	0,014301	0,23145	0,919265	3,767427
Dentro dos grupos	2,780492417	45	0,061789			
Total	2,837696475	49				

Tabela 17. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,005279	0,500528	0,044705		
Coluna 2	10	5,921316	0,592132	0,035618		
Coluna 3	10	5,913173	0,591317	0,056871		
Coluna 4	10	5,753514	0,575351	0,029458		
Coluna 5	10	5,670954	0,567095	0,070692		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,056965167	4	0,014241	0,300014	0,876399	3,767427
Dentro dos grupos	2,136094586	45	0,047469			
Total	2,193059753	49				

Tabela 18. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,833595	0,583359	0,033693		
Coluna 2	10	5,287207	0,528721	0,023525		
Coluna 3	10	5,855349	0,585535	0,035404		
Coluna 4	10	5,149826	0,514983	0,037822		
Coluna 5	10	6,073776	0,607378	0,042913		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,063674892	4	0,015919	0,459131	0,765253	3,767427
Dentro dos grupos	1,560212988	45	0,034671			
Total	1,62388788	49				

Tabela 19. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	4,937324	0,493732	0,026039		
Coluna 2	10	5,346415	0,534641	0,016339		
Coluna 3	10	5,631499	0,56315	0,009522		
Coluna 4	10	5,820698	0,58207	0,05372		
Coluna 5	10	6,032766	0,603277	0,066296		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,07297313	4	0,018243	0,530587	0,713841	3,767427
Dentro dos grupos	1,547245019	45	0,034383			
Total	1,620218149	49				

Tabela 20. Análise de Variância do fator de forma do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	10	5,484547	0,548455	0,038583		
Coluna 2	10	5,738952	0,573895	0,026247		
Coluna 3	10	6,394945	0,639494	0,021426		
Coluna 4	10	5,695127	0,569513	0,028122		
Coluna 5	10	5,129019	0,512902	0,029093		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,085626915	4	0,021407	0,746031	0,565803	3,767427
Dentro dos grupos	1,2912361	45	0,028694			
Total	1,376863015	49				

A.3. Tamanho de grão da vista de topo dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Tabela 21. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	20	3961,54	198,077	975,6261842		
Coluna 2	20	4333,836	216,6918	1110,23938		
Coluna 3	20	4782,059	239,1029	865,847296		
Coluna 4	20	4542,949	227,1475	2778,420527		
Coluna 5	20	3920,124	196,0062	621,9418574		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	27554,15877	4	6888,54	5,422274947	0,000562906	3,523230143
Dentro dos grupos	120689,4296	95	1270,415			
Total	148243,5884	99				

Tabela 22. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	20	3707,884	185,3942	203,6561274		
Coluna 2	20	4986,256	249,3128	548,0903342		
Coluna 3	20	7204,811	360,2405	1800,479937		
Coluna 4	20	5261,68	263,084	376,0995191		
Coluna 5	20	3805,504	190,2752	167,7883349		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	401300,5471	4	100325,1	162,0178207	1,5688E-41	3,523230143
Dentro dos grupos	58826,17079	95	619,2229			
Total	460126,7179	99				

Tabela 23. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	20	5468,663	273,4332	1064,883436		
Coluna 2	20	6411,645	320,5823	900,3829902		
Coluna 3	20	7171,264	358,5632	1078,517649		
Coluna 4	20	6480,834	324,0417	1086,379788		
Coluna 5	20	5551,785	277,5893	433,2751699		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	101031,6978	4	25257,92	27,67422142	3,07483E-15	3,523230143
Dentro dos grupos	86705,34162	95	912,6878			
Total	187737,0394	99				

Tabela 24. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	20	5445,816	272,2908	276,121911		
Coluna 2	20	7452,282	372,6141	1576,26991		
Coluna 3	20	8182,643	409,1321	1768,103102		
Coluna 4	20	7701,865	385,0932	2004,60163		
Coluna 5	20	5484,231	274,2116	336,9488513		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	335067,7792	4	83766,94	70,25017349	1,52296E-27	3,523230143
Dentro dos grupos	113278,8627	95	1192,409			
Total	448346,6419	99				

Tabela 25. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	20	5249,169	262,4585	478,710522		
Coluna 2	20	5962,858	298,1429	941,4349204		
Coluna 3	20	6730,835	336,5418	1771,686187		
Coluna 4	20	5929,66	296,483	854,2150576		
Coluna 5	20	5289,062	264,4531	461,2845942		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	73451,9734	4	18362,99	20,37013945	3,83871E-12	3,523230143
Dentro dos grupos	85639,29434	95	901,4663			
Total	159091,2677	99				

Tabela 26. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	20	1860,506	93,025313	270,6128239		
Coluna 2	20	2271,331	113,56656	182,9208262		
Coluna 3	20	2524,251	126,21257	209,1506305		
Coluna 4	20	2249,999	112,49997	371,0678034		
Coluna 5	20	1834,109	91,705441	204,9683384		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	17417,99659	4	4354,4991	17,57660191	7,934E-11	3,523230143
Dentro dos grupos	23535,68803	95	247,74408			
Total	40953,68462	99				

Tabela 27. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Coluna 1	20	1817,291	90,864542	363,6375385
Coluna 2	20	2766,387	138,31934	462,7880936
Coluna 3	20	2524,251	126,21257	209,1506305
Coluna 4	20	2932	146,6	1063,012759
Coluna 5	20	1889,907	94,49535	175,725939

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	51573,10444	4	12893,276	28,34540583	1,6784E-15	3,523230143
Dentro dos grupos	43211,98425	95	454,86299			
Total	94785,0887	99				

Tabela 28. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Coluna 1	20	2193,392	109,6696	259,4355274
Coluna 2	20	3816,888	190,84439	1703,602075
Coluna 3	20	3805,412	190,27062	752,7100065
Coluna 4	20	3647,784	182,38918	983,6895031
Coluna 5	20	2484,578	124,22889	232,4837979

ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	123606,6975	4	30901,674	39,29590027	2,2197E-19	3,523230143
Dentro dos grupos	74706,49729	95	786,38418			
Total	198313,1948	99				

Tabela 29. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO							
<i>Grupo</i>		<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1		20	2670,305	133,515	184,06766		
Coluna 2		20	3475,781	173,789	739,57736		
Coluna 3		20	3803,803	190,190	969,41419		
Coluna 4		20	3519,774	175,988	739,94268		
Coluna 5		20	2880,517	144,0258	572,15957		
ANOVA							
<i>Fonte da variação</i>		<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos		45050,465	4	11262,616	17,5695	7,997E-11	3,52323
Dentro dos grupos		60898,068	95	641,0323			
Total		105948,533	99				

Tabela 30. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	20	2894,73	144,73651	569,9010383		
Coluna 2	20	3771,81	188,59048	1859,917365		
Coluna 3	20	3815,852	190,79258	1814,629526		
Coluna 4	20	3257,963	162,89816	1252,392721		
Coluna 5	20	2898,678	144,93391	365,1922241		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	40595,56313	4	10148,891	8,65646	5,313E-06	3,52323
Dentro dos grupos	111378,6246	95	1172,4066			
Total	151974,1878	99				

A.4. Tamanho de grão da vista frontal dos cordões de solda das chapas de AIDBL UNS S32101 e UNS S32304.

Tabela 31. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	452,3023	90,46045682	155,5033092		
Coluna 2	5	548,9184	109,7836706	136,3896368		
Coluna 3	5	513,1501	102,630025	149,332543		
Coluna 4	5	552,4598	110,4919524	240,7982552		
Coluna 5	5	421,8784	84,37567273	19,74645196		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2734,104402	4	683,5261006	4,87001375	0,00660513	4,43069
Dentro dos grupos	2807,080785	20	140,3540392			
Total	5541,185187	24				

Tabela 32. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	500,8347	100,1669393	112,8447977		
Coluna 2	5	669,8854	133,9770731	276,7131203		
Coluna 3	5	750,0387	150,0077339	438,5632623		
Coluna 4	5	501,435	100,2870006	410,3169763		
Coluna 5	5	388,9142	77,78283377	302,2126873		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	16873,1132	4	4218,2783	13,689923	1,563E-05	4,43069
Dentro dos grupos	6162,603375	20	308,1301688			
Total	23035,71657	24				

Tabela 33. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	5	780,3246	156,0649133	210,9276207		
Coluna 2	5	668,4069	133,6813755	487,5277642		
Coluna 3	5	634,315	126,8630055	93,06572031		
Coluna 4	5	672,1949	134,4389721	129,5899836		
Coluna 5	5	799,2645	159,8528967	239,6252562		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	4359,412741	4	1089,853185	4,694662962	0,007779888	4,43069
Dentro dos grupos	4642,94538	20	232,147269			
Total	9002,358121	24				

Tabela 34. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	706,7158	141,3431666	1091,331758		
Coluna 2	5	843,0468	168,6093557	545,091758		
Coluna 3	5	660,0565	132,0113086	383,3420866		
Coluna 4	5	800,9471	160,1894129	460,9034258		
Coluna 5	5	653,6937	130,7387491	122,5546288		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	5805,625204	4	1451,406301	2,787709571	0,054504541	4,43069
Dentro dos grupos	10412,89463	20	520,6447315			
Total	16218,51983	24				

Tabela 35. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32101.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	657,9408	131,5881576	1281,470267		
Coluna 2	5	640,4733	128,0946667	384,56821		
Coluna 3	5	617,1834	123,4366788	493,0524654		
Coluna 4	5	636,3976	127,2795188	303,9847491		
Coluna 5	5	653,6937	130,7387491	122,5546288		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	207,3433614	4	51,83584035	0,100238305	0,981118155	4,43069
Dentro dos grupos	10342,52128	20	517,126064			
Total	10549,86464	24				

Tabela 36. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda sem pulsação da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	479,7835	95,95670051	166,6840157		
Coluna 2	5	622,3646	124,4729108	418,3123106		
Coluna 3	5	557,8714	111,5742867	267,6446427		
Coluna 4	5	530,9894	106,1978804	96,09646952		
Coluna 5	5	572,2824	114,4564838	343,3113961		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2210,304383	4	552,5760958	2,138371558	0,11357708	4,43069
Dentro dos grupos	5168,195338	20	258,4097669			
Total	7378,499722	24				

Tabela 37. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 1 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	471,3381	94,26762857	917,2987201		
Coluna 2	5	589,8727	117,9745371	826,5270899		
Coluna 3	5	744,8076	148,96152	819,5580588		
Coluna 4	5	583,3393	116,6678571	196,004		
Coluna 5	5	428,6959	85,73918102	424,4785092		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	12125,49045	4	3031,372612	4,760521097	0,007313909	4,43069
Dentro dos grupos	12735,46551	20	636,7732756			
Total	24860,95596	24				

Tabela 38. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 5 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>		
Coluna 1	5	690,5025	138,1004917	494,9415		
Coluna 2	5	676,9632	135,3926389	641,5908333		
Coluna 3	5	644,0821	128,816425	90,90762244		
Coluna 4	5	725,3177	145,0635417	303,0254081		
Coluna 5	5	589,5734	117,9146801	760,8191652		
ANOVA						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2111,606941	4	527,9017353	1,151977698	0,361257973	4,43069
Dentro dos grupos	9165,138116	20	458,2569058			
Total	11276,74506	24				

Tabela 39. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 10 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	5	665,7187	133,1437457	339,8973817		
Coluna 2	5	710,5986	142,1197286	104,9065993		
Coluna 3	5	651,1743	130,2348624	398,5241973		
Coluna 4	5	696,0542	139,2108452	228,8086322		
Coluna 5	5	824,4606	164,8921295	1190,01211		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	3743,31613	4	935,8290325	2,068451427	0,12315226	4,43069
Dentro dos grupos	9048,595683	20	452,4297841			
Total	12791,91181	24				

Tabela 40. Análise de Variância do tamanho de grão do cordão de solda de 20 Hz da chapa de AIDBL UNS S32304.

RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância		
Coluna 1	5	574,8865	114,9772929	456,4165158		
Coluna 2	5	637,2318	127,4463611	291,7408183		
Coluna 3	5	778,7458	155,7491667	126,2112535		
Coluna 4	5	637,2318	127,4463611	291,7408183		
Coluna 5	5	586,1528	117,2305556	322,1016365		
ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	5272,884576	4	1318,221144	4,428878387	0,01001744	4,43069
Dentro dos grupos	5952,844169	20	297,6422085			
Total	11225,72875	24				

A.5. Cálculo do diagrama de equilíbrio para uma liga no ThermoCalc®.

@@ Cálculo do diagrama de equilíbrio para a liga UNS S32304

```

GOTO_MODULE
DATABASE_RETRIEVAL
SWITCH_DATABASE
TCFE
DEFINE_SYSTEM
FE CR NI MO CU C SI MN N
LIST_SYSTEM PHASES,,
REJECT PH *
RESTORE PH LIQUID FCC BCC M23C6 HCP_A3 SIGMA
GET
@&
GET-DATA
GOTO_MODULE
POLY_3
DEFINE_COMPONENTS FE CR NI MO CU C SI MN N
SET-CONDITION
P=1E5 N=1 T=2000
SET-CONDITION
W(CR)=23.39E-2 W(NI)=4.8E-2 W(MO)=0.42E-2 W(CU)=0.032E-2
SET-CONDITION
W(N)=0.12E-2 W(C)=0.018E-2 W(SI)=0.38E-2 W(MN)=1.41E-2
LIST-CONDITION,,
@&
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
SET_AXIS_VARIABLE 1 N 0 0.15,,
SET_AXIS_VARIABLE 2 T 400 2000 5
ADD_INITIAL_EQUILIBRIUM 1 2 -1 -2
MAP
POST
SET_DIAGRAM_AXIS X W_P N
SET_DIAGRAM_AXIS Y T-C
SET_SCALING_STATUS X N 0 1
SET_SCALING_STATUS Y N 400 1600
PLOT_DIAGRAM,,

```


SET_INTERACTIVE

O software irá plotar o diagrama da Figura 1.

Figura 1. Obtenção do diagrama de fase utilizando o software ThermoCalc®.

@@ Cálculo do diagrama de equilíbrio para a liga UNS S32101

```
GOTO_MODULE
DATABASE_RETRIEVAL
SWITCH_DATABASE
TCFE
DEFINE_SYSTEM
FE CR NI MO CU C SI MN N
LIST_SYSTEM PHASES,,
REJECT PH *
RESTORE PH LIQUID FCC BCC M23C6 HCP_A3 SIGMA
GET
@&
GET-DATA
GOTO_MODULE
POLY_3
DEFINE_COMPONENTS FE CR NI MO CU C SI MN N
SET-CONDITION
P=1E5 N=1 T=2000
SET-CONDITION
W(CR)=E-2 W(NI)=E-2 W(MO)=E-2 W(CU)=E-2
SET-CONDITION
W(N)=E-2 W(C)=E-2 W(SI)=E-2 W(MN)=E-2
```

```

LIST-CONDITION,,
@&
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
COMPUTE_EQUILIBRIUM
SET_AXIS_VARIABLE 1 N 0 0.15,,
SET_AXIS_VARIABLE 2 T 400 2000 5
ADD_INITIAL_EQUILIBRIUM 1 2 -1 -2
MAP
POST
SET_DIAGRAM_AXIS X W_P N
SET_DIAGRAM_AXIS Y T-C
SET_SCALING_STATUS X N 0 1
SET_SCALING_STATUS Y N 400 1600
PLOT_DIAGRAM,,
SET_INTERACTIVE

```

O software irá plotar o diagrama da Figura 2.

Figura 2. Obtenção do diagrama de fase utilizando o software ThermoCalc®.