



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

**PROPRIEDADES MECÂNICAS E CARACTERIZAÇÃO
MICROESTRUTURAL NA SOLDAGEM DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 (SAF 2205)**

Mestrando: Everton Barbosa Nunes

Fortaleza, Outubro de 2009.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

**PROPRIEDADES MECÂNICAS E CARACTERIZAÇÃO
MICROESTRUTURAL NA SOLDAGEM DO AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 (SAF 2205)**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Co-Orientador: Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Fortaleza, Outubro de 2009.

N923p Nunes, Everton Barbosa
Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) / Everton Barbosa Nunes, 2009.
221 f. ;il. color. enc.

Orientador: Prof. Marcelo Ferreira Motta
Co-orientador: Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Área de concentração: Engenharia de Materiais
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2009.

1. Aço inoxidável duplex 2. Parâmetros de soldagem 3. Microestrutura 4. Microdureza 5. Tenacidade I. Motta, Marcelo Ferreira (orient.) II. Abreu, Hamilton Ferreira Gomes de (co-orient.) III. Universidade Federal do Ceará – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais

CDD 620.11



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

EVERTON BARBOSA NUNES

“PROPRIEDADES MECÂNICAS E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL NA SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 (SAF 2205)”

A Comissão de Dissertação composta pelos professores Marcelo Ferreira Motta, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Jesualdo Pereira Farias, da Universidade Federal do Ceará; Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, da Universidade Federal do Ceará e Sérgio Souto Maior Tavares, da Universidade Federal Fluminense, considera o candidato:

Aprovado com Louvor

Aprovado

Não Aprovado

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 20 de outubro de 2009.

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Presidente e Orientador

Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias
Membro

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Membro

Prof. Dr. Sérgio Souto Maior Tavares
Membro

*“O insucesso é apenas uma
oportunidade para recomeçar
de novo com mais inteligência”.*

Henry Ford

A Deus,
meus pais,
meu irmão,
minha namorada,
e amigos.

AGRADECIMENTOS

Quero expressar meus agradecimentos:

- Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, pela sua dedicação, contribuição e colaboração para a realização desta pesquisa;
- Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela co-orientação deste trabalho com grandes contribuições para o andamento de todo processo do trabalho;
- Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda pelas contribuições científicas e realização de discussões ao longo do desenvolvimento da pesquisa;
- Aos colegas doutorandos Prof. Msc. Willys Machado Aguiar e Msc. Cleiton Carvalho Silva pela amizade e colaboração do trabalho;
- Aos meus amigos de mestrado pela boa convivência, especialmente: Airton Patrício Aquino, Edvan Cordeiro de Miranda, Helton Henrique Magalhães Cordeiro, Antônio Rodolfo Paulino Pessoa, George Luiz Gomes de Oliveira e Wellison da Silva Tavares;
- Ao meu amigo George Matos pela realização das soldagens e Nedy Alves Junior por toda contribuição de atividades da pesquisa;
- À todos os colegas do Laboratório de Engenharia de Soldagem pela amizade por todos esses anos, de modo a conviver em um ambiente bastante agradável;
- Ao Laboratório de Caracterização de Ensaios Mecânicos pela colaboração nas realizações do ensaio de microdureza;
- À FUNCAP pela ajuda financeira para viabilizar a realização do projeto;
- À ANP pelo suporte financeiro através de bolsa de estudos através do PRH-31;
- Aos meus pais, Maria Zilmar Barbosa Nunes e Francisco Nunes de Castro, por todo apoio, principalmente nos momentos difíceis, no quais estiveram sempre ao meu lado;
- Ao meu irmão, Erik Barbosa Nunes, pela amizade, colaboração, apoio em todos os momentos da minha vida;
- À minha noiva, Rosilânia Duarte de Castro, por todo amor e compreensão nos momentos difíceis que passei, mostrando o quanto foi importante na minha vida.
- A todas as pessoas que ajudaram de forma direta ou indireta para a conclusão deste trabalho.

NUNES, E. B. Propriedades Mecânicas e Caracterização Microestrutural na Soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205). Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará Fortaleza, 2009.

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex possuem boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão, aumentando seu uso em ambientes agressivos. Estas características os fazem muito utilizados principalmente na indústria química e petroquímica. Geralmente, a fabricação e reparo destes equipamentos envolvem operações de soldagem, sendo que é muito importante avaliar a influência dos parâmetros de soldagem multipasse no balanceamento de fases, na microestrutura e microdureza.

Primeiramente, foram realizadas soldagens em aço ASTM A516 Gr. 60 com eletrodo revestido AWS 2209-17, empregando diversas energias, variando a velocidade e corrente de soldagem. Foi feita a caracterização microestrutural através de microscopia óptica, quantificação do teor de ferrita utilizando ferritoscópio e ensaio de microdureza para avaliar o metal de solda.

Posteriormente, foram selecionadas as melhores condições da etapa anterior para soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 para avaliar o efeito da energia de soldagem no balanceamento de fases, na microestrutura e microdureza no metal de solda e ZAC.

Na última etapa foram realizadas soldagens em juntas de aço duplex, de modo a avaliar o efeito da energia de soldagem e restrição da junta no balanceamento de fases, microestrutura, microdureza e tenacidade do metal de solda e da ZAC.

Foi verificada a influência da energia de soldagem no teor de ferrita, possuindo comportamentos diferentes de acordo com os parâmetros de soldagem. As microestruturas básicas da austenita formada foram alotrimórfica, Widmanstätten e intragranular. Nas regiões com sobreposição de passe houve maior quantidade de austenita no metal de solda e microestrutura mais refinada na ZAC. Foi observado que quanto maior a velocidade de soldagem, maior a quantidade de Widmanstätten. De forma geral, foi observado menor nível de microdureza no metal de solda, principalmente nas condições com maior quantidade de austenita Widmanstätten. A restrição da junta soldada influenciou no balanceamento de fases e na tenacidade da ZAC. Não houve efeito da energia de soldagem na tenacidade do metal de solda, possuindo níveis menores em relação ao material como recebido.

Palavras-chave: aço inoxidável duplex, parâmetros de soldagem, microestrutura, microdureza.

ABSTRACT

Duplex stainless steels show good mechanical properties and excellent corrosion resistance. These qualities are increasing their use in aggressive environments. Thus, these characteristics make them very used in chemical and petrochemical, mainly. Generally, the manufacture and repair of any industrial equipment involve welding operations, even though it is very important to evaluate the influence of multipass welding parameters in phase balances, microstructure and microhardness.

Firstly, the shielded metal arc welding in steel ASTM A516 Gr. 60 with electrode AWS 2209-17 had been carried through with many energies, varying welding speed and current. Microstructural characterization by optic microscopy, quantification of ferrite content using ferriscope and microhardness test has been performed to evaluate the weld metal.

After that, the best conditions of the last stage for welding of duplex stainless steel UNS S31803 had been chosen to evaluate the effect of the welding energy in phase balances, microstructure, and microhardness in the weld metal and HAZ.

In the last stage, the weldings in joint of duplex steel had been carried through, in order to evaluate the effect of the welding energy and restriction of joint in phase balances, microstructure, microhardness and toughness of the weld metal and HAZ.

The influence of the welding energy in the ferrite content was checked, although the behavior was different according to variation of the welding parameters. The basic microstructures of formed austenitic were allotriomorphic, Widmanstätten and intragranular. Regions with pass overlapping presented greater amount of austenite in the weld metal and microstructure more refined in the HAZ. It was observed that increasing welding speed, greater is the amount of Widmanstätten austenite. In general, the increase of the amount of Widmanstätten austenite decreases level of microhardness in the weld metal. The restriction of the welded joint influenced in phase balances and toughness of the HAZ. There was not effect of the welding energy on toughness of the weld metal and this region occurred higher levels in relation to material as received.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	i
ÍNDICE DE TABELAS	vii
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	viii
CAPÍTULO I	1
1. INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II	4
2. OBJETIVOS	4
2.1. Objetivos Específicos	4
CAPÍTULO III	5
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1. Aço Inoxidável Duplex	5
3.2. Elementos de Liga	6
3.3. Propriedades	9
3.4. Microestrutura	15
3.5. Precipitação	19
3.5.1. Nitretos de Cromo	22
3.5.2. Fase Sigma	24
3.5.3. Austenita Secundária	28
3.5.4. Fase Chi	31
3.5.5. Fase R e Laves	32
3.5.6. Fase G	32
3.5.7. Fase α'	33
3.5.8. Carbonetos	34
3.6. Transferência de Calor	35
3.6.1. Eficiência, Ciclo e Repartição Térmica	35
3.6.2. Influência dos Parâmetros Operacionais	39
3.7. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex	40
3.7.1. ZAC	42
3.7.2. ZACTE	43
3.7.3. ZACTB	44
3.7.4. Zona Fundida	44
3.7.5. Soldagem Multipasse	45
CAPÍTULO IV	49
4. EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E METODOLOGIA	49
4.1. Equipamentos	49
4.2. Materiais	53
4.3. Metodologia	54
4.3.1. Etapa 1 - Estudo Exploratório para Soldagens com o Eletrodo Revestido	55
4.3.2. Etapa 2 - Soldagem em Chapas de Aço Inoxidável Duplex	59
4.3.3. Etapa 3 - Soldagem Multipasse das Juntas	62

CAPÍTULO V	68
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 1	68
5.1. ETAPA 1 - Estudo Exploratório para Soldagens com o Eletrodo Revestido	68
5.1.1. Quantificação do Teor de Ferrita.....	70
5.1.1.1. Avaliação do Teor de Ferrita ao Longo do Comprimento do Cordão de Solda	71
5.1.1.2. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda	72
5.1.1.3. Avaliação do Teor de Ferrita nas Camadas Depositadas	76
5.1.1.4. Efeito da Variação da Corrente e da Velocidade de Soldagem sobre o Balanceamento de Fases	77
5.1.1.5. Efeito da Energia de Soldagem no Teor de Ferrita	81
5.1.2..... Microestrutura	82
5.1.2.1. Efeito dos Passes Laterais	82
5.1.2.2. Efeito da Sobreposição de Camadas	87
5.1.2.3. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem	88
5.1.3. Microdureza	90
5.1.3.1. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem	95
5.1.3.2. Efeito da Energia de Soldagem	98
5.1.4. Conclusões da Etapa 1.....	99
CAPÍTULO VI	100
6. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 2	100
6.1. Etapa 2 - Soldagem em Chapas de Aço Inoxidável Duplex.....	100
6.1.2. Quantificação do Teor de Ferrita.....	102
6.1.2.1. Quantificação do Teor de Ferrita no Metal de Solda	102
6.1.2.2. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda	103
6.1.2.3. Avaliação do Teor de Ferrita nas Camadas Depositadas	105
6.1.2.4. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem	105
6.1.2.5. Efeito da Energia de Soldagem	107
6.1.2.6. Avaliação do Efeito da Energia no Teor de Ferrita da ZAC	107
6.1.3. Microestrutura	109
6.1.3.1. Condição C1	109
6.1.3.2. Condição C2.....	112
6.1.3.3. Condição C4.....	115
6.1.3.4. Condição C5.....	119
6.1.3.5. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem	122
6.1.4. Microdureza	126
6.1.4.1. Condição C1	126
6.1.4.2. Condição C2.....	127
6.1.4.3. Condição C4.....	128
6.1.4.4. Condição C5.....	130
6.1.4.5. Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem.....	131
6.1.4.6. Efeito da Energia de Soldagem	133
6.1.5. Conclusões da Etapa 2.....	134
CAPÍTULO VII	135
7. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 3	135
7.1. Etapa 3 – Soldagem Multipasse das Juntas	135
7.1.1. Quantificação do Teor de Ferrita.....	135
7.1.1.1. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda	135
7.1.1.2. Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem.....	137
7.1.1.3. Efeito da Restrição	139

7.1.1.4. Efeito do Procedimento e Energia de Soldagem	140
7.1.1.5. Efeito da Energia de Soldagem	141
7.1.2. Microestrutura	142
7.1.2.1. Condição C1R	143
7.1.2.2. Condição C1S	147
7.1.2.3. Condição C2R	151
7.1.2.4. Condição C2S	155
7.1.2.5. Condição C4R	158
7.1.2.6. Condição C4R-2	162
7.1.3. Microdureza	166
7.1.3.1. Condição C1R	166
7.1.3.2. Condição C2R	168
7.1.3.3. Condição C4R	170
7.1.3.4. Condição C1S	172
7.1.3.5. Condição C2S	173
7.1.3.6. Condição C4R-2	175
7.1.3.7. Efeito da Energia de Soldagem	176
7.1.4. Avaliação da Tenacidade	178
7.1.4.1. Efeito da Energia de Soldagem e Restrição	178
7.1.4.2. Tipo de Fratura	178
7.1.5. Conclusões da Etapa 3	185
CAPÍTULO VIII	187
8. CONSIDERAÇÕES FINAIS	187
CAPÍTULO IX	188
9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	188
CAPÍTULO X	189
10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	189

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1. Temperatura crítica de pite (CPT) e temperatura de corrosão em frestas (CCT) em 6% FeCl ₃ (similar ao ensaio ASTM G48)	12
Figura 3.2. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L. Ensaio Charpy, corpos de prova de seção 10x10x50 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação	13
Figura 3.3. Microestrutura típica de aço inoxidável duplex UNS S31803. Aumento de 400x	15
Figura 3.4. Diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni	16
Figura 3.5. Diagrama de Schaeffler	16
Figura 3.6. Ilustração esquemática das relações entre a curva de resfriamento e a cinética do diagrama de transformação de fase	17
Figura 3.7. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID.	20
Figura 3.8. Diagrama de precipitação do aço inoxidável duplex UNS S31803.	22
Figura 3.9. Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no AID UNS S31803.	25
Figura 3.10. Ilustração da precipitação de M ₂₃ C ₆ e γ_2 a partir da interface, seguida de precipitação de σ	29
Figura 3.11. Precipitação de M ₂₃ C ₆ na interface γ/α seguida do crescimento de γ_2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800°C por 1 hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão com os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α e o crescimento da γ_2 , em (b) o diagrama esquemático da microestrutura	29
Figura 3.12. Classificação de morfologia proposto por DUBÉ. a) morfologia alotrimórfica no contorno de grão. b.1) placas laterais primárias. b.2) placas laterais secundárias. c) Widmanstätten intergranular	30
Figura 3.13. Micrografia mostrando fase σ e χ no aço inoxidável duplex UNS S31803 por MET	32
Figura 3.14. Energia absorvida em ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente e dureza Rockwell B de amostras de aço inoxidável duplex U50, solubilizado e envelhecido a 475°C nos tempos indicados	34
Figura 3.15. Efeito da porcentagem de nitrogênio na precipitação de M ₂₃ C ₆ em ligas de aços inoxidáveis	35
Figura 3.16. Representação esquemática do ciclo térmico em um passe	37
Figura 3.17. Representação esquemática de repartição térmica	38
Figura 3.18. Diagrama com mudanças microestruturais de um AID.	41
Figura 3.19. Ciclo térmico da ZAC para temperatura acima da <i>solvus</i> da ferrita	43
Figura 4.1. Máquina horizontal com operação manual e gravitacional série 3000-Modelo St-3720....	49
Figura 4.2. Máquina <i>CUT-OFF</i> para corte das amostras.	49
Figura 4.3. a) Fonte de soldagem multiprocesso Inversal 300; b) Sistema de aquisição.	50
Figura 4.4. Controle da temperatura de interpasse com utilização do termopar.	50
Figura 4.5. Estufa para a secagem dos eletrodos revestidos	50
Figura 4.6. Lixadeira e politriz da marca AROTEC-Modelo AROPOL E.	51
Figura 4.7. Microscópio para o registro de fotos.	51
Figura 4.8. Desenho esquemático das seções a serem analisadas pelo ferritoscópio.	52
Figura 4.9. Ferritoscópio FISCHER modelo Ferritscope MP3OE-S.	52
Figura 4.10. Microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-2.	52
Figura 4.11. a) Máquina de brochamento; b) Máquina de ensaio de impacto Charpy	53
Figura 4.12. Eletrodos revestidos AWS E2209-17 (Sandvik 22.9.3.LR)	54
Figura 4.13. Organograma das atividades realizadas no trabalho.	55
Figura 4.14. Sequência dos passes para Vs = 20 cm/min, I = 135 A e E = 10 kJ/cm. a) soldagem do 1º cordão da 1ª camada; b) soldagem do 3º cordão da 1ª camada; c) soldagem do 7º cordão da 1ª camada; d) soldagem do 1º cordão da 2ª camada; e) soldagem do 3º cordão da 2ª camada; f) soldagem do 5º cordão da 2ª camada.	57
Figura 4.15. Sistema de restrição para a realização das soldagens.	58
Figura 4.16. Desenho esquemático das regiões de corte.	58

Figura 4.17. Ilustração das regiões de medições dos perfis de microdureza no metal de solda.....	59
Figura 4.18. Sequência dos passes para $V_s = 13$ cm/min, $I = 135$ A e $E = 15$ kJ/cm. a) soldagem do 2º cordão da 1ª camada; b) soldagem do 4º cordão da 1ª camada; c) soldagem do 6º cordão da 1ª camada; d) soldagem do 2º cordão da 2ª camada; e) soldagem do 3º cordão da 2ª camada; f) soldagem do 4º cordão da 2ª camada.....	61
Figura 4.19. Ilustração da geometria da junta fabricada.....	64
Figura 4.20. Ilustração do preenchimento da junta para o procedimento I.....	64
Figura 4.21. Ilustração de preenchimento da junta para o procedimento II.....	64
Figura 4.22. Corte para avaliação das propriedades mecânicas e metalúrgicas.....	66
Figura 4.23. Divisão dos corpos de prova para caracterização.....	66
Figura 4.24. Ilustração das linhas de microdureza.....	67
Figura 5.1. Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni.....	69
Figura 5.2. Macrografia das seções soldadas no aço ASTM A561 Gr.60 com eletrodo AWS 2209-17 dos corpos de provas com energias: a) 6 kJ/cm; b) 6 kJ/cm; c) 10 kJ/cm; d) 10 kJ/cm; e) 15 kJ/cm; f) 15 kJ/cm; g) 20 kJ/cm; h) 24 kJ/cm e i) 24 kJ/cm.....	70
Figura 5.3. Influência da posição do cordão de solda no teor de ferrita.....	71
Figura 5.4. Influência dos passes laterais de acordo com a posição do metal de solda para condição C1 ($I = 100$ A e $V_s = 10$ cm/min). I- medições realizadas no início do corpo de prova; F- medições realizadas no final do corpo de prova.....	72
Figura 5.5. Influência dos passes laterais para condição: a) C2 ($I = 135$ A e $V_s = 10$ cm/min); b) C3 ($I = 160$ A e $V_s = 10$ cm/min).....	72
Figura 5.6. Influência dos passes laterais para condição: a) C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min);.....	73
Figura 5.7. a) Influência dos passes laterais para condição C6 ($I = 135$ A e $V_s = 32$ cm/min);.....	73
Figura 5.8. Influência dos passes laterais para condição: a) C7 ($I = 135$ A e $V_s = 20$ cm/min;.....	73
Figura 5.9. Influência dos passes laterais para condição C9 ($I = 100$ A e $V_s = 15$ cm/min)......	74
Figura 5.10. Micrografia para quantificação de fases para a condição C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min). a) 1º cordão soldado com valor de 26,36% de ferrita; b) 2º cordão soldado com valor de 28,10% de ferrita; c) 3º cordão soldado com valor de 27,45% de ferrita; d) 4º cordão soldado com valor de 29,72% de ferrita; e) 5º cordão soldado com valor de 31,76% de ferrita.....	75
Figura 5.11. Oscilograma de tensão x tempo para o corpo de prova C8 ($I = 100$ A e $V_s = 25$ cm/min): a) no 5º cordão; b) no 3º cordão.....	76
Figura 5.12. Influência da deposição de camadas no teor de ferrita no metal de solda.....	76
Figura 5.13. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.....	78
Figura 5.14. Efeito da velocidade de soldagem para corrente de 100 e 135 A.....	78
Figura 5.15. Influência dos parâmetros de soldagem no teor de ferrita.....	80
Figura 5.16. Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.....	81
Figura 5.17. Microestrutura do metal de solda da condição C1 ($I = 100$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	82
Figura 5.18. Microestrutura do metal de solda da condição C2 ($I = 135$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	82
Figura 5.19. Microestrutura do metal de solda da condição C3 ($I = 160$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	83
Figura 5.20. Microestrutura do metal de solda da condição C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	83
Figura 5.21. Microestrutura do metal de solda da condição C5 ($I = 135$ A e $V_s = 8,5$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	83
Figura 5.22. Microestrutura do metal de solda da condição C6 ($I = 135$ A e $V_s = 32$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	84
Figura 5.23. Microestrutura do metal de solda da condição C7 ($I = 135$ A e $V_s = 20$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	84
Figura 5.24. Microestrutura do metal de solda da condição C8 ($I = 100$ A e $V_s = 25$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	84
Figura 5.25. Microestrutura do metal de solda da condição C9 ($I = 100$ A e $V_s = 15$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.....	85

Figura 5.26. Microestrutura do metal de solda mostrando a influência dos passes laterais para condição: a) C8 (I = 100 A e $V_s = 25$ cm/min); b) C9 (I = 100 A e $V_s = 15$ cm/min).....	85
Figura 5.27. Microestrutura mostrando a intersecção entre a 1ª e a 2ª camada para energia 20 kJ/cm, $V_s = 10$ cm/min e I = 135 A.....	87
Figura 5.28. Microestrutura da 1ª camada para energia 10 kJ/cm, $V_s = 15$ cm/min e I = 100 A.....	88
Figura 5.29. Microestrutura do metal de solda com energia de: a) 15 kJ/cm; b) 20 kJ/cm; c) 24 kJ/cm.	88
Figura 5.30. Microestrutura para energias de 15, 10 e 6 kJ/cm com V_s : a) 10 cm/min; b) 15 cm/min; c) 25 cm/min.....	89
Figura 5.31. Perfil de microdureza para energia de 10 kJ/cm, I = 100 A e $V_s = 15$ cm/min.	91
Figura 5.32. Perfil de microdureza para energia de 15 kJ/cm, I = 100 A e $V_s = 10$ cm/min.	92
Figura 5.33. Perfil de microdureza para energia de 20 kJ/cm, I = 135 A e $V_s = 10$ cm/min.	93
Figura 5.34. Microestrutura mostrando a intersecção entre dois cordões subseqüentes (linha amarela). Aumento de 100X.	94
Figura 5.35. Perfis de microdureza para as condições soldadas com $V_s = 10$ cm/min.....	95
Figura 5.36. Perfis de microdureza para as condições soldadas com I = 100 A.	96
Figura 5.37. Microestrutura para a condição com $V_s = 25$ cm/min e I = 100 A.....	97
Figura 5.38. Perfis de microdureza para as condições soldadas com I = 135 A.	97
Figura 5.39. Valores de microdureza para cada energia de soldagem.	98
Figura 6.1. Fotomicrografias do material como recebido UNS S31803 com ataque com Behara (A-Austenita; F-Ferrita): a) 1,1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 3 min; b) 1,4 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 3 min; c) 1,4 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 2 min; d) 1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 5 s; e) 1,1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 15 s; f) 1,1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 1 min e 30 s; g) 1,1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 1 min; h) 1,1 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 50 s; i) 1,2 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 30 s; j) 0,4 g de $Na_2S_2O_5$ e ataque de 30 s.	101
Figura 6.2. Macrografia das seções soldadas no aço duplex UNS S31803 com eletrodo AWS E2209-17 com energias de: a) 15 kJ/cm; b) 20 kJ/cm; c) 15 kJ/cm; d) 24 kJ/cm.....	103
Figura 6.3. Influência dos passes laterais para a condição: a) C1 (I = 100 A e $V_s = 10$ cm/min);	103
Figura 6.4. Influência dos passes laterais para a condição: a) C4 (I = 135 A e $V_s = 13$ cm/min);	104
Figura 6.5. Influência das camadas no teor de ferrita no metal de solda.	105
Figura 6.6. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.....	106
Figura 6.7. Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para corrente de 135 A.....	106
Figura 6.8. Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.	107
Figura 6.9. Efeito dos passes laterais. a) 1º cordão de solda; b) 4º cordão de solda.	109
Figura 6.10. Efeito dos passes laterais no 1º cordão de solda.	110
Figura 6.11. Microestrutura da condição C1. a) intersecção entre deposição de camadas;	110
Figura 6.12. Microestrutura na ZAC. a) ZAC e ZF na condição C1; b) ZF, ZAC e metal base na condição C1; c) ZAC na intersecção entre dois cordões adjacentes.	111
Figura 6.13. Microestrutura do metal base para a condição C4. a) Intersecção entre a ZAC e o metal base; b) metal base.	112
Figura 6.14. Efeito dos passes laterais. a) 1º cordão de solda; b) 4º cordão de solda.	113
Figura 6.15. Efeito dos passes laterais no 1º cordão de solda.	113
Figura 6.16. Microestrutura da 1ª camada para a condição C2. a) Intersecção entre a 1ª e 2ª camada;	114
Figura 6.17. Microestrutura na ZAC para condição C2. a) Intersecção entre ZAC-GG e ZF no 1º cordão soldado; b) Intersecção entre ZAC-GG e ZF no 3º cordão soldado; c) ZF, ZAC-GG e ZAC-GF no 3º cordão soldado; d) Efeito dos passes laterais na ZAC.	115
Figura 6.18. Microestrutura da 2ª camada para a condição C4. a) 1º cordão de solda;	116
Figura 6.19. Efeito dos passes laterais para a condição C4.....	116
Figura 6.20. Microestrutura da 1ª camada para a condição C4. a) Intersecção entre a 1ª e 2ª camada;	117
Figura 6.21. Microestrutura da 1ª camada para condição C4. a) Próxima à linha de fusão;.....	117

Figura 6.22. Microestrutura da ZAC para a condição C4. a) ZF e ZAC-GG; b) ZF, ZAC e ZAC-GF; c) Efeito dos passes laterais; d) Granulação grosseira no último cordão da 1ª camada.	118
Figura 6.23. Microestrutura da ZF da 2ª camada para a condição C5; a) 1º cordão de solda; b) último cordão de solda.	119
Figura 6.24. Efeito dos passes laterais para a condição C5.	119
Figura 6.25. Microestrutura da 1ª camada para a condição C5. a) Intersecção da 1ª e 2ª camada; b) 1ª camada próxima à interface entre camadas; c) 1ª camada em região mais afastada da interface entre camadas; d) 1ª camada próxima à linha de fusão.	120
Figura 6.26. Microestrutura da ZAC para a condição C5. a) ZF, ZAC; b) ZF e ZAC com aumento de 100x; c) ZF e ZAC com grãos menores; d) Efeito dos passes laterais no refino de grão.	121
Figura 6.27. Microestrutura da ZAC para a condição C5.	122
Figura 6.28. Microestrutura do metal de solda da 2ª camada no 1º cordão de solda. a) condição C1;	122
Figura 6.29. Microestrutura do metal de solda do 1º cordão. a) Corrente de 100 A;	123
Figura 6.30. Microestrutura do metal de solda do 4º cordão. a) Corrente de 100 A;	123
Figura 6.31. Microestrutura do metal de solda na 2ª camada. a) velocidade de 8,5 cm/min; b) velocidade de 10 cm/min; c) velocidade de 13 cm/min.	124
Figura 6.32. Microestrutura do metal de solda do 3º cordão. a) Velocidade de 8,5 cm/min; b) Velocidade de 13 cm/min.	125
Figura 6.33. Perfil de microdureza na condição C1.	126
Figura 6.34. Perfil de microdureza na condição C2.	127
Figura 6.35. Perfil de microdureza na condição C4.	128
Figura 6.36. Microestrutura mostrando as impressões de microdureza. a) ZAC na região do 1º cordão soldado; b) ZAC no último cordão soldado.	129
Figura 6.37. Perfil de microdureza na condição C5.	130
Figura 6.38. Perfis de microdureza ao longo da 2ª camada.	132
Figura 6.39. Níveis de microdureza para as energias soldadas.	133
Figura 7.1. Macrografia da junta soldada da condição C1R.	135
Figura 7.2. Teor de ferrita para a condição C1R.	136
Figura 7.3. Teor de ferrita para a condição C2R.	136
Figura 7.4. Teor de ferrita para a condição C4R.	137
Figura 7.5. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita.	138
Figura 7.6. Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita.	138
Figura 7.7. Teor de ferrita para a condição C1S.	139
Figura 7.8. Teor de ferrita para a condição C2S.	139
Figura 7.9. Efeito da restrição no teor de ferrita: a) condição C1; b) condição C2.	140
Figura 7.10. Teor de ferrita para a condição C4R-2.	141
Figura 7.11. Efeito da energia de soldagem no teor de ferrita.	141
Figura 7.12. Microestrutura da zona fundida da condição C1R. a) penúltimo cordão depositado na última camada; b) último cordão depositado na última camada.	143
Figura 7.13. Intersecção entre duas camadas depositadas.	144
Figura 7.14. Microestrutura da zona fundida da condição C1R. a) 3º passe; b) 2º passe;	144
Figura 7.15. Microestrutura da ZAC da condição C1R no penúltimo cordão soldado. a) região com refino de grão; b) microestrutura grosseira na ZAC.	145
Figura 7.16. Microestrutura da ZAC da condição C1R no último cordão soldado.	145
Figura 7.17. Influência da sobreposição de passes no refino de grão da condição C1R.	146
Figura 7.18. Microestrutura da ZAC da condição C1R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 3º passe;	147
Figura 7.19. Microestrutura do metal de solda da condição C1S no passe de acabamento. a) penúltimo passe depositado; b) último passe depositado.	147
Figura 7.20. Microestrutura do metal de solda. a) condição C1S; b) condição C1R.	148
Figura 7.21. Microestrutura da zona fundida da condição C1S. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.	148
Figura 7.22. Microestrutura da ZAC do último passe da condição C1S. a) pequena extensão da ZAC; b) grande extensão da ZAC.	149
Figura 7.23. Microestrutura da ZAC do penúltimo passe da condição C1S. a) pequena extensão da ZAC; b) grande extensão da ZAC.	149

Figura 7.24. Região de intersecção entre duas camadas subseqüentes.	150
Figura 7.25. Microestrutura da ZAC da condição C1S. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe;.....	150
Figura 7.26. Microestrutura do metal de solda da condição C2R. a) penúltimo passe depositado; b) último passe depositado; c) último passe depositado com elevado teor de ferrita.	151
Figura 7.27. Influência dos passes laterais da última camada do metal de solda da condição C2R	152
Figura 7.28. Microestrutura da zona fundida da condição C2R. a) 3º passe; b) 2º passe;	152
Figura 7.29. Microestrutura da ZAC da condição C2R. a) pequena extensão da ZAC do penúltimo passe; b) grande extensão da ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura grosseira na ZAC do último passe.....	153
Figura 7.30. Efeito da sobreposição de passes no refino de grão na condição C2R.	154
Figura 7.31. Microestrutura da ZAC da condição C2R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe; c) ZAC do passe de raiz.	154
Figura 7.32. Microestrutura mostrando a interface entre ZAC e MB.	155
Figura 7.33. Microestrutura do metal de solda. a) penúltimo passe depositado da condição C2S; b) último passe depositado da condição C2S; c) penúltimo passe da condição C2R.	156
Figura 7.34. Microestrutura da zona fundida da condição C2S. a) 3º passe; b) 2º passe;.....	156
Figura 7.35. Microestrutura da ZAC da condição C2S. a) grande extensão da ZAC do penúltimo passe; b) ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura grosseira na ZAC do último passe.	157
Figura 7.36. Efeito da sobreposição de passes no refino de grão na condição C2S.....	157
Figura 7.37. Microestrutura da ZAC da condição C2S. a) ZAC extensa do 3º passe; b) ZAC do 3º passe; c) ZAC do 2º passe; d) ZAC do passe de raiz.	158
Figura 7.38. Microestrutura do metal de solda do último passe da condição C4R. a) região com teor mais elevado de austenita; b) região com teor reduzido de austenita.....	159
Figura 7.39. Microestrutura do metal de solda do penúltimo passe da condição C4R. a) região com teor mais elevado de austenita; b) região com teor reduzido de austenita.	159
Figura 7.40. Microestrutura da zona fundida da condição C4R. a) 3º passe; b) 2º passe;	160
Figura 7.41. Microestrutura da ZAC da condição C4R. a) ZAC do último passe; b) ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura mais grosseira na ZAC do penúltimo passe.	161
Figura 7.42. Microestrutura da ZAC da condição C4R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe; c) ZAC do passe de raiz.	161
Figura 7.43. Microestrutura do metal de solda do último passe da condição C4R-2.....	162
Figura 7.44. Microestrutura do metal de solda da condição C4R-2. a) 4º passe depositado;.....	162
Figura 7.45. Microestrutura da zona fundida da condição C4R-2. a) 2º passe; b) passe de raiz.....	163
Figura 7.46. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2 do último passe. a) ZAC reduzida; b) ZAC com microestrutura mais grosseira na ZAC.	163
Figura 7.47. Efeito da sobreposição dos passes no refino de grão para a condição C4R-2.	164
Figura 7.48. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2 do 3º passe. a) ZAC; b) ZAC com microestrutura grosseira na ZAC.	164
Figura 7.49. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2. a) ZAC do 2º passe; b) ZAC do passe de raiz.	165
Figura 7.50. Perfil de microdureza para condição C1R.	166
Figura 7.51. Microestrutura do metal de solda da condição C1R mostrando a impressão realizada na fase austenítica.	167
Figura 7.52. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C1R.....	168
Figura 7.53. Perfil de microdureza para condição C2R.	168
Figura 7.54. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C2R.....	169
Figura 7.55. Perfil de microdureza para condição C4R.	170
Figura 7.56. Microestrutura da interface ZAC/ZF da condição C4R mostrando a impressão realizada na fase ferrítica.	171
Figura 7.57. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C4R.....	171
Figura 7.58. Perfil de microdureza para condição C1S.....	172
Figura 7.59. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C1S.	173
Figura 7.60. Perfil de microdureza para condição C2S.....	173
Figura 7.61. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C2S.....	174
Figura 7.62. Perfil de microdureza para condição C4R-2.....	175

Figura 7.63. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C4R-2.	175
Figura 7.64. Comparação dos valores de microdureza para as energias de soldagem empregadas.	176
Figura 7.65. Condição C1R (E = 15 kJ/cm, I = 100A e Vs = 10 cm/min).	179
Figura 7.66. Condição C2R (E = 20 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 10 cm/min).	179
Figura 7.67. Condição C2S (E = 20 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 10 cm/min).	180
Figura 7.68. Efeito da variação da energia de soldagem.	181
Figura 7.69. Efeito da restrição.	182
Figura 7.70. Aspecto da fratura da condição C1R. a) ZF; b) ZAC; c) ZAC.	182
Figura 7.71. Aspecto da fratura da condição C2R. a) ZF; b) ZAC.	183
Figura 7.72. Aspecto da fratura da condição C2S. a) ZF; b) ZAC; c) ZAC.	183
Figura 7.73. Aspecto da fratura do metal base.	184

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1.1. Principais aplicações de aços inoxidáveis duplex	2
Tabela 3.1. Principais propriedades físicas dos aços inoxidáveis	10
Tabela 3.2. Economia em peso pela substituição do aço AISI 316L pelo UNS S31803.	14
Tabela 3.3. Fases observadas nos AID.....	21
Tabela 4.1. Composição química do ASTM A 516 Gr. 60.....	53
Tabela 4.2. Composição química do AID UNS S31803 e metal de adição AWS E2209-17.....	54
Tabela 4.3. Composição do reagente metalográfico utilizado descrito por Behara.	54
Tabela 4.4. Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.	56
Tabela 4.5. Parâmetros de soldagem.	60
Tabela 4.6. Parâmetros de soldagem da junta.	63
Tabela 5.1. Valores de C_{req} , Ni_{eq} e Cr_{req}/Ni_{eq}	68
Tabela 5.2. Teores médios percentuais de ferrita para a condição C4.	74
Tabela 6.1. Análise do percentual de ferrita no UNS S31803.....	102
Tabela 6.2. Percentual de ferrita medido com ferritoscópio.	108
Tabela 6.3. Valores de microdureza.....	131
Tabela 7.1. Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido.	178

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

A	Austenita
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
C_p	Capacidade Térmica
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCT	Temperatura Crítica de Corrosão em Frestas
CFC	Cúbica de Face Centrada
CPT	Temperatura Crítica de Corrosão por Pite
CST	Corrosão sob Tensão
d	Espessura
E_a	Energia líquida de Soldagem
EBW	Soldagem com Feixe de Elétrons (<i>Electron Beam Welding</i>)
E_N	Energia Nominal de Soldagem
E_t	Energia Gerada pelo Arco Elétrico
F	Ferrita
GTAW	Soldagem TIG (<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>)
HCP	Hexagonal Compacta
I	Corrente de Soldagem
MB	Metal Base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
PRE	Índice de Resistência à Corrosão por Pites
PREW	Índice de Resistência à Corrosão por Pites Levando em Consideração o Teor de Tungstênio
T	Temperatura
t_c	Tempo de Permanência no ciclo Térmico
T_c	Temperatura Crítico no Ciclo Térmico
T_o	Temperatura de Preaquecimento

T_p	Temperatura de Pico no Ciclo Térmico
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil-Frágil
TTPS	Tratamento Térmico Pós-soldagem
TTT	Temperatura-Tempo-Transformação
$t_{12/8}$	Tempo de Permanência durante o Resfriamento entre as Temperaturas de 1200 e 800°C
U	Tensão de Soldagem
V_s	Velocidade de Soldagem
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-GF	Zona Afetada pelo Calor de Granulação Fina
ZAC-GG	Zona Afetada pelo Calor de Granulação Grosseira
ZACTB	Zona Afetada pelo Calor à Temperatura Baixa
ZACTE	Zona Afetada pelo Calor à Temperatura Elevada
ZF	Zona Fundida
α	Ferrita Alfa
α'	Ferrita Rica em Cromo
γ	Austenita (Geral)
γ_1	Austenita Primária
γ_2	Austenita Secundária
δ	Ferrita Delta
c	Calor Específico
ϵ	Martensita Paramagnética
ϕ	Função para Determinar a Forma de Solidificação
k	Condutividade Térmica
σ	Sigma
η	Rendimento Térmico do Processo de Soldagem
ρ	Massa Específica
s	Calor Gerado
τ	Termo adimensional para definição de chapas finas e grossas

v	Velocidade da Fonte de Calor
χ	<i>Chi</i>
Φ	Velocidade de Resfriamento

CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram na década de 30 na França com o objetivo de reduzir o problema de corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos e, por isso, adquiriram importância comercial. Nos anos 40, durante a Segunda Guerra Mundial, a escassez de materiais e controle não adequado de teores de elementos residuais, reduziu o interesse pelos aços inoxidáveis duplex. No início dos anos 50, a escassez de níquel incentivou o desenvolvimento de aços inoxidáveis com menores teores deste elemento, proporcionando, conseqüentemente, o aperfeiçoamento dos aços duplex [1]. Desde então, estas ligas têm sofrido inúmeras modificações, que vão desde a sua composição química até as tecnologias usadas na sua produção. Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos [2,3].

Os AID apresentam uma estrutura composta por ferrita e austenita, resistência mecânica maior do que a dos aços inoxidáveis comuns, bem como boa resistência à corrosão intergranular, localizada, e à corrosão sob tensão [4-7].

A estrutura de ferrita e austenita é normalmente proveniente da precipitação de austenita a partir dos contornos de grão ferríticos e no interior do grão em altas temperaturas. As partículas de austenita tendem a se formar mantendo relações especiais de orientação com a matriz ferrítica, como forma de baixar o excesso de energia livre do núcleo crítico nos estágios iniciais da reação [8].

Com o interesse de melhorar a resistência à corrosão, as ligas introduzidas no mercado na década de 1970, chamadas de aços inoxidáveis superduplex (AISD) possuem uma maior quantidade de elementos de liga. Porém, esta modificação torna estes materiais mais suscetíveis à precipitação de fases intermetálicas que podem diminuir a tenacidade e aumentar a fragilização do material. WALLEN e HENRIKSON [9] afirmam que os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são mais resistentes em ambientes com altas concentrações de oxigênio ou cloretos como, água do mar.

Uma grande vantagem da utilização dos AID é que a combinação de elementos como: cromo, molibdênio e nitrogênio, conferem uma boa estabilidade química em ambientes salinos como a água do mar, que antigamente (décadas de 70 e 80) só era possível de se obter usando-se materiais com altas concentrações de cobre, como por exemplo, os bronzes e materiais com altas concentrações de níquel, como os Hastelloys, os Inconéis e os Monéis [10].

Uma grande parcela das aplicações industriais dos AID está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem. Estão sendo utilizados em vasos (tratadores eletrostáticos), tubulações de água produzida e injetada, tubos permutadores, evaporadores de água, *hard pipes*, no abastecimento em tubulações, trocadores de

calor e *clad*, como também mostrado na Tabela 1.1. Esse material também foi usado em alguns equipamentos de plataformas, principalmente por apresentar resistência mecânica e resistência por corrosão por pites superior aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo que um dos mais conhecidos comercialmente é o aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). No Brasil, a utilização destes materiais cresceu a partir da década de 90.

Tabela 1.1. Principais aplicações de aços inoxidáveis duplex [11].

Setor industrial	23Cr-4Ni-0,1Mo PRE=25	22Cr-5Ni-3Mo PRE=30-36	25Cr-duplex PRE=32-40	25Cr superduplex PRE>40
Químico	Tubulações, instrumentação	Serpentinas para fusão de enxofre, tanques, trocadores de calor	Serpentinas de uréia, trocadores de calor, vasos de pressão	Tubulações para evaporação de sal e resfriamento - água do mar
Petroquímico	Reatores com carcaça de aço carbono	Unidades de dessalinização, dessulfuração,	Equipamento de dessulfuração, carcaça de bombas	Tubulações para ambientes contendo Cl ⁻ e HCl
Papel e Celulose	Preaquecedores dos digestores	Digestores em plantas de sulfato e sulfito, cilindros de pressão	Digestores e preaquecedores dos digestores	Equipamentos de branqueamento
Energia nuclear	Aquecedores de água de alimentação, reaquecedores	Tubulações de injeção em fontes geotérmicas	-	Trocadores de calor, fontes geotérmicas, salinas marinhas
Óleo e gás	Resfriadores, tubulações, sistemas de tensão, instrumentação	Estrutura, cabos, tubulações de gás natural, vasos de pressão	Campanas de mergulho, tubulações de gás	Tubulações contra incêndio, vasos de pressão, válvulas, perfuração marinha

PRE- Índice equivalente de resistência ao pite.

Nessas aplicações citadas, seja na fabricação ou na manutenção dos equipamentos ou componentes, a soldagem é utilizada. Se não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID e AISD sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas [2].

Portanto, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços, principalmente no caso dos AID. Diversos pesquisadores têm estudado as mudanças microestruturais acontecidas na zona afetada pelo calor submetida à temperatura elevada (ZACTE), no metal de solda e seu efeito no desempenho da junta soldada.

Um dos grandes problemas na indústria do petróleo é a corrosão sob tensão que geralmente ocorre de forma inesperada, dificultando a sua monitoração. Este tipo de corrosão está associado à ação conjunta de tensões trativas e meio corrosivo. Logo, o nível de tensões residuais presentes provocado pelo ciclo térmico deve ser controlado. O estudo deste tema é inesgotável na comunidade científica. Pesquisas são realizadas com direcionamento para o assunto, buscando o desenvolvimento de materiais, tratamentos térmicos e desenvolvimento de procedimentos de soldagem que resultem em menores níveis de tensões residuais nos materiais ou juntas soldadas [12,13]. A austenita de Widmanstätten, resultante de uma reação martensítica, pode ser benéfica, por apresentar uma microestrutura tenaz com baixo teor de carbono, além de poder proporcionar um alívio de tensões.

Com isto, na soldagem dos AID, deve-se obter um controle dos parâmetros de soldagem para a junta possuir níveis aceitáveis de tensões residuais, de modo a eliminar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), proporcionando redução de custos, pois diminuiria o tempo de parada e minimização de falhas.

É primordial a obtenção do balanço microestrutural de 50% austenita e 50% ferrita [14]. No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido pouco e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área. Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, de forma geral, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura. Além disso, na soldagem multipasse, há pouca informação disponível na literatura atual sobre a influência destes parâmetros, na forma e equilíbrio das fases, nos precipitados resultantes, na tenacidade da junta soldada, entre outros, sendo de fundamental importância o estudo e a escolha adequada dos parâmetros de soldagem. ECKENROD e PINNOW [15], trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS 31803) na condição recozida e soldada, afirmam que, a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão podem ser encontradas se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%.

Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, conseqüentemente afetar o desempenho da junta, modificando suas propriedades.

Isto posto, esse trabalho propõe a realização de um estudo que avalie a influência da energia de soldagem pela alteração da corrente e velocidade de soldagem nas fases presentes e propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex.

CAPÍTULO II

2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da energia de soldagem no balanceamento de fases, microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803.

2.1. Objetivos Específicos

- Estudar o efeito da corrente e da velocidade de soldagem no balanceamento de fases, na microestrutura e na microdureza do metal de solda;
- Avaliar fases formadas a partir das condições de energia exploradas e relacioná-las com as propriedades dos corpos de prova soldados na ZAC e metal de solda do aço inoxidável duplex;
- Na soldagem multipasse, estudar o efeito da energia de soldagem, da restrição e modo de preenchimento da junta no balanço de fases, na microestrutura e nas propriedades mecânicas, quando variada pela corrente e pela velocidade de soldagem.

CAPÍTULO III

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aço Inoxidável Duplex

Aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam uma estrutura composta por ferrita e austenita. O fato da austenita ser estável à temperatura ambiente possibilita que esses aços sejam usados no estudo da reação de formação da austenita a partir da ferrita, podendo os resultados serem aplicados aos aços de baixa liga, em que a austenita se transforma em martensita no resfriamento brusco, e a outros sistemas com transformações entre fases cúbicas de corpo centrado (CCC) e cúbicas de face centrada (CFC) [8].

Estes materiais são baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química e processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita, obtidas após solubilização entre 1020°C e 1100°C (norma ASTM A790) e resfriamento brusco, sendo que temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação, crescimento de grão e, abaixo dela, precipitações associadas à fragilização e não adequada solubilização dos átomos do soluto. Tipicamente, os AID possuem 20 a 30% de cromo, 5 a 10% de níquel, teores muito baixos de carbono (menores de 0,03%), além de adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre [16]. O resfriamento posterior rápido assegura que o aço permaneça inteiramente duplex e sem fases secundárias precipitadas que podem ser algumas vezes formadas no estágio de trabalho a quente.

CHARLES [17] classificou as famílias dos AID de acordo com a composição química. Os grupos podem ser listados da seguinte forma:

- 22%Cr-4%Ni-0,10%N - são econômicos e substituem os aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316, sendo livres de molibdênio.
- 22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N - podem ser considerados padrões e por ter maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos. Sua resistência à corrosão encontra-se entre a do austenítico da classe AISI 316 e a do superaustenítico com 5-6% de Mo;
- 25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N com ou sem adições de W ou Cu - são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex (AISD) e possuem $PRE > 40$. Eles são especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência à corrosão em meios altamente agressivos e possuindo altas propriedades mecânicas. A resistência à corrosão é equivalente à dos superausteníticos com 5-6% de Mo. Quando as propriedades de corrosão requeridas são menores ($36 < PRE < 40$), devem ser consideradas as ligas duplex de 25% Cr com

adições de 3% Mo e 0,22% N, que são menos propensas à formação de fases intermetálicas do que os superduplex [1].

3.2. Elementos de Liga

O conhecimento da importância dos elementos de liga é fundamental para saber de que forma pode haver contribuição ou prejuízo nas propriedades dos aços inoxidáveis duplex. Estes elementos têm efeitos específicos nas propriedades dos aços inoxidáveis, podendo possuir também efeitos combinados. Elementos como cromo (Cr), molibdênio (Mo), tungstênio (W) e vanádio (V) são adicionados aos AID para melhorar sua resistência à corrosão. Nos AISD, o Mo e o W aumentam a resistência à corrosão por pite, mas também estabilizam compostos intermetálicos quando expostos a altas temperaturas.

Os elementos químicos maiores, com raios atômicos próximos ao do ferro, encontram-se em soluções sólidas substitucionais, ou seja, ocupam o lugar de um átomo de ferro na rede cristalina; tais elementos de liga são: Cr, Mo, Mn, Cu e Nb. Por outro lado, os elementos químicos menores, C e N, com raios atômicos inferiores ao do Fe, formam soluções sólidas intersticiais, ou seja, ocupam os interstícios tetraedrais, para ferrita que apresenta células unitárias CCC (cúbica de corpo centrado) e octaedrais, para a austenita que apresenta célula unitária CFC (cúbica de face centrada), facilitando também a difusão destes elementos.

O cromo é o elemento mais importante dos aços inoxidáveis. Em pequenas quantidades somente aumenta a resistência mecânica. A resistência à corrosão aumenta com maiores teores de cromo, sendo que promove uma microestrutura ferrítica, sendo um elemento estabilizador desta fase. O cromo livre em solução sólida na matriz do material se combina com o oxigênio do ar possibilitando a formação da película passiva, protegendo o material contra os agentes corrosivos [18].

O níquel é o principal elemento que promove a microestrutura austenítica. Este elemento geralmente aumenta a tenacidade, ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. MUTHUPANDI et al. [14] verificaram que a adição de níquel é mais efetivo no controle da razão ferrita/austenita do que a taxa de resfriamento comparando os processos GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e EBW (*Electron Beam Welding*) na soldagem do UNS S31803. Um ótimo teor de níquel pode ser obtido na faixa de 4-7% para ligas com 22%Cr e 4-8% para ligas com 25%Cr para melhorar a resistência à corrosão por pites e por fadiga [19,20]. NAGANO et al. apud SHARAFI [21] tem reportado que o teor de níquel de aproximadamente 7% em AID é efetivo na redução de corrosão por frestas. COPSON [22] verificou que a adição de níquel reduziu a resistência da corrosão sob tensão em ambientes contendo cloretos em ligas contendo 20% de cromo.

A precipitação de fases é favorecida pela redistribuição de elementos de liga nas fases ferrita e austenita que ocorrem durante o resfriamento. Elementos como o molibdênio, cromo e silício dissolvem-se preferencialmente na ferrita e favorecem a precipitação de fases intermetálicas [23].

No AID contendo somente Mo, a adição de W acelera a taxa de decomposição da ferrita e expande o intervalo de temperatura de decomposição. Mas, a substituição parcial de W por Mo reduziu a transformação da ferrita e aumentou a temperatura de decomposição em 50°C. Além disso, observou-se a supersaturação de W e Mo na fase *chi* (χ), e um baixo teor de Mo no aço o qual suprimiu o crescimento da fase χ como a decomposição da ferrita (α) em austenita (γ) mais sigma (σ). Não foi observada a diminuição na tenacidade como resultado da baixa taxa de decomposição da α [24]. O molibdênio aumenta a resistência mecânica e promove a estrutura ferrítica, além da formação de fases secundárias [25].

AHN e KANG [26] estudaram o efeito da substituição parcial de Mo por W no aço UNS S31803 envelhecido a temperaturas entre 600 e 1000°C. Eles descobriram que as fases χ e σ precipitadas continham grandes quantidades de W. A precipitação de fase sigma foi retardada nos aços substituídos parcialmente com W, se comparado com o aço contendo somente Mo. A fase χ precipitou nos primeiros estágios do envelhecimento, decompondo-se lentamente em fase σ . O retardo na formação de sigma levou a tempos maiores na transição de fratura frágil a dúctil. O molibdênio, entre 0,2 e 5,0%, melhora as resistências à corrosão generalizada, à corrosão localizada (por pites) e à corrosão em frestas [27]. Este elemento possui grande influência na passividade e na resistência química dos aços inoxidáveis, sobretudo na presença de cloretos, à qual a passividade do cromo é pouco estável. Sendo assim, o molibdênio, em associação ao cromo, executa uma grande ação na estabilidade do filme de passivação na presença de cloretos. O molibdênio tem uma tendência de combinar com o elemento ferro para formar fases intermetálicas, como a fase Laves [21].

KANG et al. [28] também estudaram o efeito da adição de tungstênio em substituição ao molibdênio e do tratamento térmico no comportamento à propagação de trinca por fadiga nos aços inoxidáveis duplex (ferrítico-austenítico). Para as ligas envelhecidas, entretanto, a taxa de propagação de trinca aparente foi elevada de forma significativa, sendo isto atribuído ao fechamento de trinca induzido por rugosidade. Isto foi causado por falha intergranular devido à precipitação de fases frágeis nos contornos de grãos da microestrutura do material, ocorrido durante o tratamento de envelhecimento. Com o aumento do conteúdo de W, a quantidade e o tamanho das fases frágeis σ e χ decresceram e a ductilidade das ligas envelhecidas aumentou.

O tungstênio que é um elemento estabilizador da ferrita proporciona aumento da resistência à corrosão localizada e facilita a precipitação de austenita secundária. O tungstênio adicionado em teores de 1 a 3% suprime a precipitação de fase sigma [29].

Na zona afetada pelo calor (ZAC) de microestruturas simuladas de AISD, comparando aços de 25%Cr-7%Ni isentos de W e com diferentes teores deste elemento, foi encontrada uma boa resistência ao impacto na ZAC. Este fato foi explicado pela menor quantidade de Cr_2N precipitado, devido ao aumento da fração de austenita e ao tamanho de grão reduzido da ferrita. O tungstênio retardou a dissolução da austenita na ZAC durante o aquecimento. Consequentemente, aumentou a quantidade de

austenita parcialmente transformada e, portanto, o teor total de austenita. Desta maneira, foi suprimida a precipitação de Cr_2N [30].

A simples adição de W nos AISD torna o aço mais propenso à precipitação de fases intermetálicas, sendo o efeito da adição de W benéfico se este substitui parcialmente o Mo. O W e o Mo são os elementos dominantes na precipitação de χ e σ , respectivamente [31].

O carbono promove a formação de austenita, bem como aumenta a resistência mecânica e ao desgaste. Menores teores deste elemento provocam a redução da corrosão intergranular. A maioria das especificações para os aços inoxidáveis de melhor qualidade estabelece um teor de carbono máximo de 0,03%. O cobre aumenta a resistência à corrosão em meio contendo sulfetos, bem como se substituído no lugar do molibdênio pode reduzir a precipitação de fase sigma. No entanto, pode propiciar maior precipitação de outras fases intermetálicas na ZACTB (zona afetada pelo calor à temperatura baixa) [2]. Este elemento promove a formação de austenita e também pode favorecer o endurecimento por precipitação, bem como diminuir a temperatura de fusão da liga [32].

O fósforo fornece aos aços inoxidáveis boa usinabilidade. O enxofre e o fósforo podem causar trincas de solidificação e liquação [33]. O alumínio melhora a resistência à oxidação a altas temperaturas, sendo que seu comportamento é semelhante ao silício, porém o excesso deste elemento dissolvido na ferrita fragiliza o material [27]. O titânio e o nióbio apresentam uma importante função na manutenção da inoxidabilidade. Evitam a ocorrência da combinação do carbono com o cromo, impedindo perda de resistência à corrosão. Além disso, pelo mesmo motivo, a soldabilidade é favorecida com a adição desses elementos [18]. Estes elementos promovem a formação da ferrita. O nióbio melhora as resistências à corrosão e ao desgaste. O titânio e o alumínio favorecem o endurecimento por precipitação [34].

Quanto ao nitrogênio, é um elemento que se adiciona aos AID para melhorar a sua resistência à corrosão por pites, além de elevar a resistência mecânica [34,35]. A adição de nitrogênio pode promover o endurecimento estrutural pelo mecanismo de soluções sólidas intersticiais, que eleva os valores do limite de resistência e de ruptura sem prejudicar a tenacidade [36].

O teor de nitrogênio altera a posição da temperatura *solvus* da ferrita. Aumentando-se o teor de nitrogênio, aumenta-se a temperatura *solvus* [37]. Neste caso, a precipitação da austenita começa em temperaturas mais elevadas, acarretando em uma maior quantidade de austenita de Widmanstätten. Por outro lado, diminuindo-se os teores de nitrogênio na liga, tem-se uma fração volumétrica maior de austenita intragranular [38].

No aço UNS S31803, no qual foi estudado o efeito do nitrogênio (N) no metal de solda e de base [35], os pesquisadores acharam a precipitação de Cr_2N na ferrita do metal de solda, com baixa energia de soldagem. A fração de austenita torna-se importante para evitar a supersaturação de N na ferrita, que precipita na forma de nitretos. Mas nesta pesquisa também se achou uma influência benéfica do N sobre a resistência à corrosão por pites, como resultado do melhoramento desta propriedade na austenita que é a fase menos resistente à corrosão. Na pesquisa da influência do N na

soldagem no mesmo aço com 0,15%N [39] foi achada a precipitação de nitretos do tipo CrN no interior da ferrita do metal de solda e da ZAC, formados durante o resfriamento. O grau de precipitação de CrN depende da quantidade e distribuição da austenita formada desde a ferritização. A ferrita que se encontrava próxima da austenita estava isenta de precipitação.

A adição de nitrogênio também tem a finalidade de resolver o problema de sensibilidade à corrosão intergranular apresentada pelos aços duplex de baixo carbono (< 0,03%) quando submetidos à soldagem na zona termicamente afetada [40]. A adição de nitrogênio tem maior influência como estabilizador da austenita no metal de solda do que o níquel [41].

O manganês também expande a região da austenita e, como elemento gamagêneo, pode ser utilizado em substituição ao níquel, mas em concentrações maiores, pois não é tão poderoso quanto. O manganês, entre 0,5 e 5%, eleva as resistências à corrosão e ao desgaste abrasivo. Outra função é anular o efeito de impurezas perniciosas nos aços, como exemplo, o oxigênio e o enxofre. Pequenas quantidades deste elemento, associadas à presença de níquel, melhoram substancialmente a resistência mecânica [27]. No entanto, em elevadas temperaturas, o manganês pode ser um estabilizador da fase ferrítica [25]. Altos teores de nitrogênio necessitam percentuais mais elevados de manganês (aproximadamente 4%) para aumentar a solubilidade do nitrogênio [42]. O silício, entre 0,5 e 5,0%, melhora as resistências à corrosão, ao calor e ao desgaste, sendo que promove a fase ferrítica. No entanto, em condições com presença de silício em excesso, 1% aproximadamente, este facilita formação de fase sigma e redução da resistência à corrosão em materiais soldados [33]. O efeito do silício em promover a fase ferrítica ou austenítica não é totalmente esclarecido [43].

O cobalto melhora a soldabilidade e a resistência ao desgaste, de modo a ser um elemento gamagêneo. Na maioria dos aços inoxidáveis duplex o teor de ferro é de aproximadamente 70% e a análise do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni para esta porcentagem de ferro mostra que para uma estrutura duplex ser possível nos aços inoxidáveis, o teor de cromo deve variar entre 20 e 30% e o de níquel entre 5 e 10%, para aquele teor de ferro [16].

3.3. Propriedades

No aço inoxidável duplex, a ferrita é mais dura e relativamente menos dúctil. A austenita é macia e mais dúctil. Esta combinação promove um conjunto de boas propriedades mecânicas e de corrosão [44-48]. Na Tabela 3.1 são mostradas as principais características físicas dos AID em comparação com aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

Tabela 3.1. Principais propriedades físicas dos aços inoxidáveis [11].

Tipo	Grau UNS	Temp. [°C]	Módulo Young [GPa]	Calor Específico [J/kg.K]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp. [°C]	10 ⁻⁶ /K
Ferrítico	S 43000	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803	20	200	400	17	20-100	13,5
		100	190	400	18		
		200	180	500	19	20-200	14
		300	170	550	20	20-300	14,5
	S 32550	20	200	450	17	20-200	13,5
		100	190	450	18	20-300	14
		200	180	530	19	20-500	14,5
	S 32750	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17		
		200	180	-	19	20-200	13,5
		300	170	-	20	20-300	14
		400	160	-	21	20-400	14,5

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica do que os aços inoxidáveis austeníticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C. A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor. São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem [49].

As propriedades dos aços estão fortemente ligadas à morfologia, bem como com a textura das fases presentes. No caso de aços duplex, HUTCHINSON et al. [50] estudaram os efeitos da textura das fases presentes sobre a ocorrência de anisotropia de suas propriedades, e indicaram que esta é causada pela presença da austenita na estrutura, uma vez que as estruturas puramente ferríticas não apresentam essas características, mesmo apresentando texturas acentuadas.

SILBERSCHMIDT e WERNER [51] publicaram a influência da temperatura nas propriedades entre as fases presentes no aço inoxidável duplex, sendo que uma maior temperatura provoca diminuição do módulo de Young e aumento do coeficiente de expansão térmica das fases ferríticas e austeníticas. Observou-se que o coeficiente de expansão térmica da fase austenítica é maior do que da fase ferrítica e que para elevadas temperaturas, o módulo de Young é maior para a fase austenítica.

Os AID apresentam numerosas vantagens sobre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais. A resistência mecânica dos AID é aproximadamente o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, combinada com uma boa tenacidade. Apresentam uma elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e à corrosão localizada em meios contendo cloretos. A sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos [37]. Contendo um teor de níquel menor, o que os torna mais econômicos, a tendência é ter cada vez mais aços ligados com nitrogênio, estabilizando a fase austenítica e diminuindo a partição do cromo na ferrita e, como consequência, melhorando as propriedades de resistência à corrosão [49]. No entanto, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos em aplicações acima de +250°C, devido à precipitação de fases que fragilizam a ferrita, e abaixo de -50°C, em virtude da ferrita absorver pouca energia na fratura em baixas temperaturas [1].

Aços inoxidáveis duplex possuem uma boa resistência à corrosão em muitos ambientes, como: ácido sulfúrico, ácido hidrocloreídrico ou ácido nítrico [52]. Por outro lado, podem ser mais suscetíveis à corrosão localizada, como pite e frestas [53]. Os duplex são caracterizados por terem maior resistência à corrosão intergranular do que os austeníticos e ferríticos. O que caracteriza a resistência à corrosão por pite é a capacidade que o metal tem de se passivar, ou seja, formar um filme contínuo e aderente de óxidos capaz de impedir a penetração de oxigênio no metal. É caracterizada por ataque corrosivo extremamente localizado, inicia-se pela quebra da película passiva em regiões onde esta apresenta defeitos como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces. Os elementos de liga que ditam o comportamento do aço inoxidável na resistência à corrosão por pites são Cr, Mo e N [54].

A resistência à corrosão por pites (PRE) é em torno de 35 para o aço inoxidável duplex UNS S31803 [55]. A presença de pites, além de provocar vazamentos em tanques, tubulações e recipientes, também pode levar a outras causas de falha como corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio, ou fadiga associada à corrosão. A equação que define este parâmetro depende dos elementos de liga presentes. Os pites podem iniciar nas interfaces dos grãos austeníticos e ferríticos, pela presença de sulfeto de manganês na ferrita ou pelos baixos teores de cromo e molibdênio na austenita, comparando com a ferrita.

No duplex, caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material. Embora a concentração dos elementos de liga seja diferente nas fases ferrita e austenita, os aços inoxidáveis duplex possuem apurado balanceamento de elementos de liga em ambas as fases, conduzindo a propriedades de corrosão bastante equilibradas para as duas fases. WALKER e GOOCH [56], estudando aço UNS S31803 (SAF 2205) soldado mostram que a resistência à corrosão por pite na região da solda não é afetada diretamente pelo balanço de ferrita e austenita presentes (para frações de ferrita entre 25% e 70%), no entanto, a resistência à corrosão por pite é reduzida pelo reaquecimento da junta soldada durante operações multipasse, devido à formação de austenita secundária. Nas equações é demonstrado o cálculo dos índices de resistência à corrosão

por pites, considerando um fator 16 na Equação 3.1 que é o mais indicado para os aços inoxidáveis duplex e a influência do tungstênio na resistência à corrosão por pites [18].

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad \text{Eq. 3.1}$$

$$PREW = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad \text{Eq. 3.2}$$

Na Figura 3.1 é mostrada a temperatura crítica de corrosão por pite (CPT) e a temperatura crítica de corrosão em frestas (CCT) de alguns AID e austeníticos, sendo que esta temperatura pode ser reduzida com a presença de nitretos, fase sigma etc.

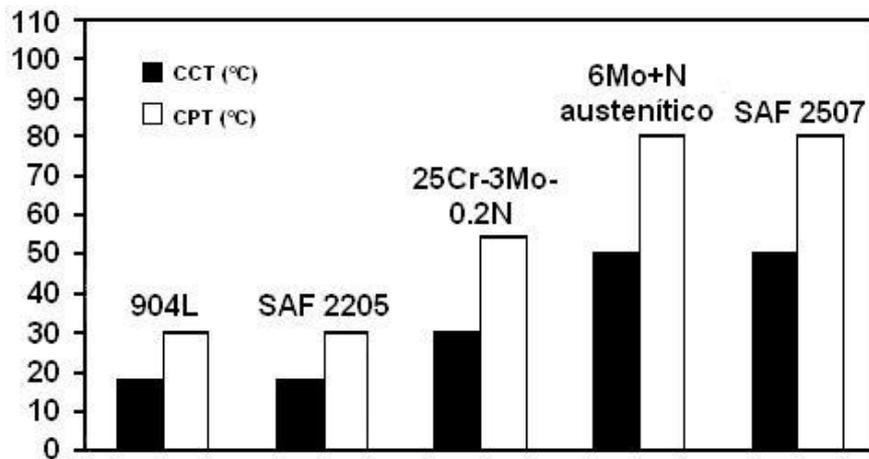


Figura 3.1. Temperatura crítica de pite (CPT) e temperatura de corrosão em frestas (CCT) em 6% FeCl₃ (similar ao ensaio ASTM G48) [57].

A corrosão sob tensão (CST) é um processo resultante da ação simultânea de um meio corrosivo específico e tensões de tração residuais ou aplicadas. Nos aços inoxidáveis este é o mecanismo de corrosão responsável pelo maior número de falhas na indústria. Como existem diferenças entre os mecanismos de corrosão nos diversos meios e estes são bastante complexos, não há ainda um mecanismo universal estabelecido. Porém, o resultado deste processo corrosivo é sempre o mesmo, a formação de trincas (transgranulares ou intergranulares), geralmente em uma superfície até então aparentemente intacta.

Independente do mecanismo atuante, a corrosão sob tensão envolve três estágios. O estágio inicial consiste num ataque corrosivo lento e que ocasiona a concentração de tensões. O segundo estágio corresponde ao crescimento lento da trinca, a partir dos danos causados pela corrosão no primeiro estágio. Neste estágio, a propagação da trinca ocorre por efeito combinado da tensão e da corrosão, com consequente aumento na intensidade de tensão na extremidade da trinca. No terceiro estágio, há continuidade da propagação da trinca unicamente pela ação da tensão de tração, devido à redução de espessura do componente. Muitas vezes o aço inoxidável duplex 2205 pode ser substituído em relação ao 316L. A temperatura é um parâmetro importante na corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis, sendo raramente observada em temperaturas abaixo de 60°C.

O resultado da fragilização pode ser uma consequência da absorção do hidrogênio no aço ocorrendo uma reação do metal e H_2S , de modo que o hidrogênio atômico precipita como molecular sob a forma de inclusões e outros defeitos estruturais [58].

Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente ($25^\circ C$). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição de ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita de 40% obtêm-se prevenção efetiva do crescimento de trincas [9]. A Figura 3.2 ilustra resultados de ensaio de impacto para o aço inoxidável austenítico (316L), aço inoxidável duplex de baixa liga (SAF 2304), aço inoxidável duplex de média liga (SAF 2205) e aço inoxidável duplex de alta liga ou superduplex (SAF 2507).

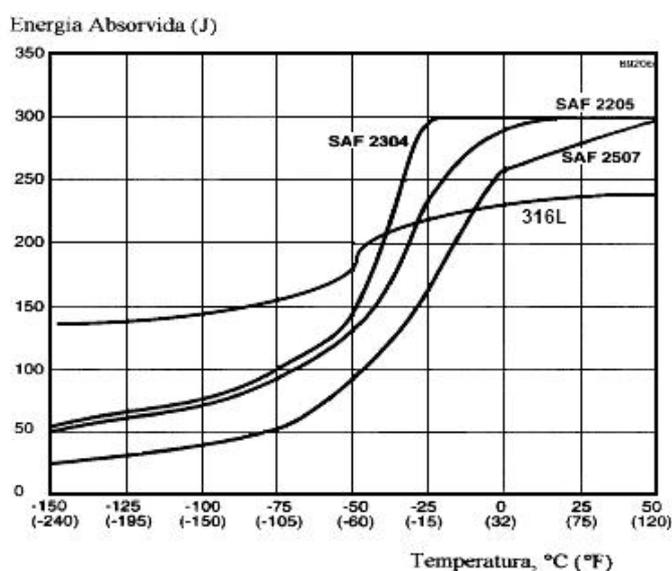


Figura 3.2. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L. Ensaio Charpy, corpos de prova de seção $10 \times 10 \times 50$ mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação [59].

Nota-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os duplex está em torno de $-50^\circ C$ enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno. A transição dúctil-frágil dos aços duplex é característica da fase ferrítica [60].

A alta tenacidade deste aço é resultado não somente do pequeno tamanho de grão, mas também da forte presença de austenita em sua estrutura. Estudos revelaram que amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil $149^\circ C$ menor que amostras com mesma composição química e tamanho de grão, porém contendo 80% de ferrita. Tal fato é resultado do impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita. Apesar de se observar, com o aumento da fração volumétrica de ferrita, aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, não houve alteração significativa no limite de resistência, havendo, no entanto, severas reduções no alongamento total e na tenacidade [61].

A maior resistência à tração dos AID, chegando a 770 MPa no UNS S31803, permite importantes reduções na seção resistente, obtendo-se grandes economias de peso. Além disso, devido à excelente resistência à corrosão, a vida útil do equipamento pode ser prolongada, dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído pelo AID. Desta forma, estes materiais tornam-se bastante atrativos do ponto de vista econômico. Dependendo da norma de fabricação aplicada e do material substituído, a economia em peso pode chegar a 50% [17]. Essa economia pode ser visualizada na Tabela 3.2. NORDSTRÖM e RUNG [62] calcularam que na construção de torre para estocagem de pasta de papel com 1500 m³, se for utilizado somente aço inoxidável duplex ao invés da usual combinação de aço carbono e aço inoxidável austenítico, a economia total na fabricação é no mínimo de 8%.

Tabela 3.2. Economia em peso pela substituição do aço AISI 316L pelo UNS S31803 [17].

Código	País	Esforço Admissível (e>5mm, 20°C) [MPa]		Economia em peso [%]
		AISI 316L	UNS S31803	
ASME VIII	E.U.A.	115	155	26
CODAP 90, f.1	França	170	275	38
BS 5.500	Inglaterra	150	289	48
ADW 2	Dinamarca	150	300	50

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas, chegando a alongamento mínimo de 25% e dureza de 260 HV [63]. Há uma diferença entre a dureza da ferrita e austenita, sendo que em alguns trabalhos essa diferença não é significativa. YOUNG et al. [64] verificaram uma dureza na ferrita de 288 HV e 270 HV na austenita no metal de solda. Em outro trabalho foi verificada uma menor dureza dos grãos ferríticos na ZAC devido ao crescimento de grão [65]. Especificamente no aço inoxidável duplex UNS S31803 o limite de escoamento é próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316) e alongamento em 50 mm superior a 32% [15,66]. MUTHUPANDI et al. [14] observaram em seu trabalho na soldagem do UNS S31803 pelos processos GTAW e EBW que a razão ferrita/austenita tem pouco efeito na dureza do material.

Com relação à fadiga, os aços duplex apresentam limites bem definidos. O aço UNS S31803 apresenta limite de fadiga da ordem de 285 MPa ou 63% do limite de escoamento. LO e TSAI [67] verificaram o início da trinca por fadiga na fase ferrítica e nos contornos da interface ferrita/austenita e propagaram de forma transgranular.

3.4. Microestrutura

A microestrutura típica de um AID laminado é formada por lamelas (policristalinas) alternadas de ferrita (α) e austenita (γ), como mostrado na Figura 3.3. A microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termomecânico e das condições de resfriamento [16,59].

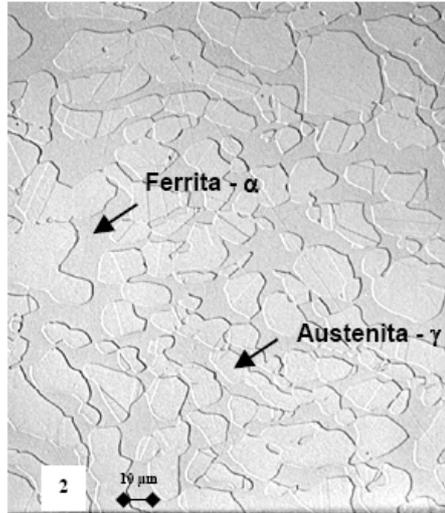


Figura 3.3. Microestrutura típica de aço inoxidável duplex UNS S31803. Aumento de 400x [63].

As fases em equilíbrio podem ser avaliadas no diagrama ternário Fe-Cr-Ni com campos de presença de martensita + γ e martensita + α , bem como o aparecimento da fase δ . Estes diagramas ternários em temperaturas diversas foram então substituídos pelos diagramas pseudo-binários que representavam uma série mais fácil de composições no campo $\alpha + \gamma$ e % Fe, que para os duplex em geral são de aproximadamente entre 60 e 70% [16]. A Figura 3.4 mostra esquematicamente, no diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni, a solidificação ferrítica de um AID de composição química típica. À medida que avança o resfriamento, parte dessa ferrita se transforma, no estado sólido, em austenita. Deste modo, na temperatura ambiente, tem-se a estrutura bifásica α/γ , caso as condições de resfriamento impeçam a formação de outras fases, as quais serão discutidas adiante. Alguns autores representam a ferrita como ferrita δ (delta) em vez de ferrita α (alfa), pois a ferrita δ (delta) é formada a partir da fase líquida e a ferrita α (alfa) formada a partir da fase sólida.

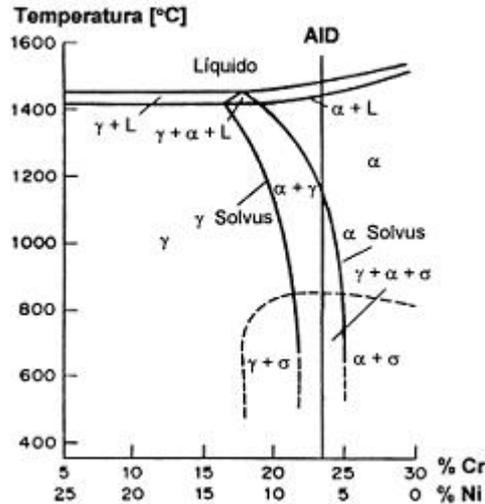


Figura 3.4. Diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni [68].

Contudo, a análise deste diagrama só torna possível em condições de equilíbrio, sendo que na maioria dos casos estes materiais são submetidos à soldagem e fundição, no qual uma das duas estruturas se solidifica primeiro, para depois ocorrer a solidificação da outra estrutura. Neste caso, um dos processos considerados mais convenientes de representar o efeito de diversos elementos na estrutura básica dos aços inoxidáveis é o Diagrama de Schaeffler (Figura 3.5). Este diagrama mostra os campos de ferrita, austenita e martensita no metal de solda, além dos campos de combinação destas fases, em função do cromo e do níquel equivalentes. No entanto, WANG et al. [69] verificaram que este diagrama é melhor aplicado para velocidades de resfriamento menores que 68°C/s.

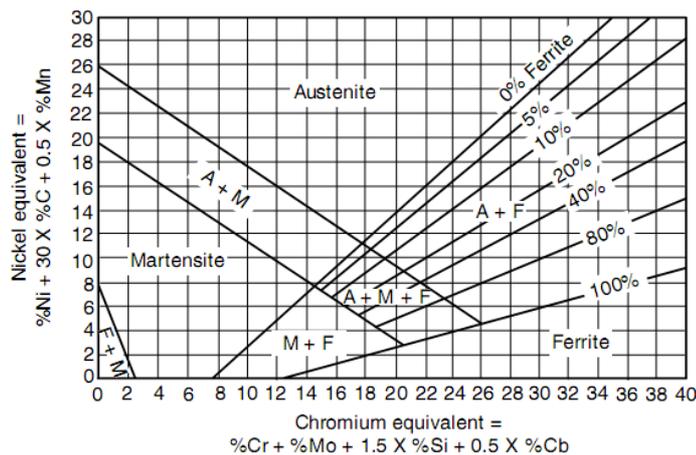


Figura 3.5. Diagrama de Schaeffler [70].

SOLOMON e DEVINE [16] constataram a necessidade de qualificar a fase δ como uma fase formada a partir de um processo controlado pela difusão, pois ela poderá se formar somente por cisalhamento sem que haja difusão, sendo no caso então denominada de martensita.

Em geral, a austenita do metal de solda dos AID é formada da ferrita em três modos: como alotrimórficas nos contornos de grão da ferrita primária, como Widmanstätten de placas laterais com

crescimento dentro dos grãos dos alotrimórficos e como precipitados intragranulares. Foi verificado também que para o processo feixe de elétrons no material UNS S31803 não foi presenciado o surgimento da austenita Widmanstätten devido à elevada velocidade de resfriamento que é maior em relação ao processo GTAW, sendo que verificou-se a presença da austenita Widmanstätten [14]. LIOU et al. [71] verificaram que para um tempo de resfriamento de 5 s entre a temperatura de 800 e 500°C houve formação de austenita alotrimórfica na ZAC, por outro lado, com taxas mais lentas de resfriamento, verificaram o início de precipitações de austenitas intragranular e Widmanstätten.

Analisando o mesmo processo de soldagem, autores presenciaram maior formação de Widmanstätten para maiores taxas de resfriamento [72,73]. No entanto, é importante ressaltar que a área de início de precipitação de austenita Widmanstätten, bem como de austenita intragranular é reduzida, como visto na Figura 3.6. Este diagrama é usado para aços duplex U50, mas que tem composição similar em relação ao duplex UNS S31803. De acordo com o trabalho de WANG et al. [69], que utilizaram este diagrama, foi observado que em uma taxa de resfriamento de 59°C/s não formou Widmanstätten na zona fundida no aço duplex UNS S31803, mas a condição na qual teve taxa de resfriamento de 139 °C/s, já houve a formação de Widmanstätten. Porém, é importante verificar que caso tivessem sido utilizadas taxas de resfriamento mais elevadas, poderia suprimir a formação de Widmanstätten. A morfologia da austenita depende do tamanho de grão ferrítico e taxa de resfriamento [74].

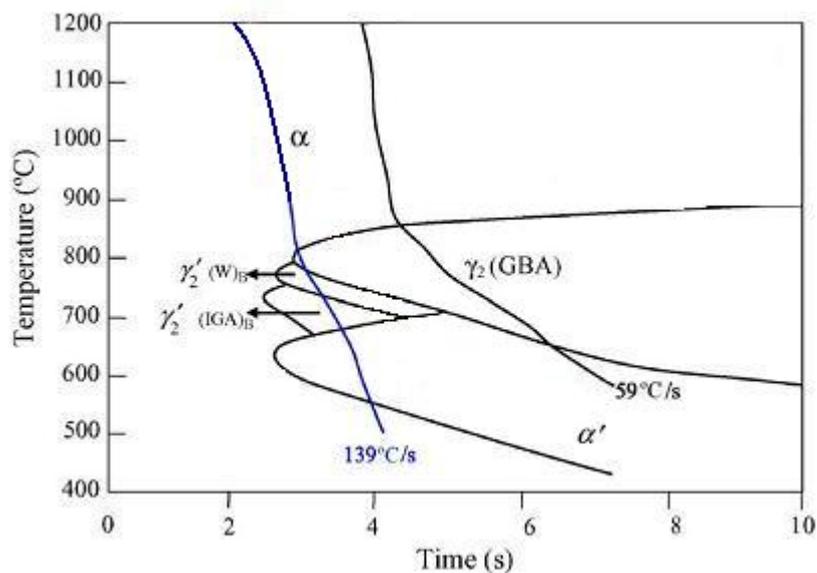


Figura 3.6. Ilustração esquemática das relações entre a curva de resfriamento e a cinética do diagrama de transformação de fase [14].

O mecanismo de decomposição da ferrita em austenita nos AID depende da temperatura na qual esta se dá. Em temperaturas elevadas (650-1200°C), que é como acontece nas condições normais de fabricação dos AID, a austenita é formada por nucleação e crescimento e segue uma curva de cinética em “C”. Já em temperaturas mais baixas (300-650°C) a transformação pode ser por um

processo atérmico tipo martensítico [75]. A austenita por ter seu comportamento instável, metaestável a baixas temperaturas, pode dar origem a uma transformação martensítica, sendo que muitas vezes está relacionada aos teores de carbono dos aços duplex e que pode atribuir características de baixa dureza e razoável ductilidade, às vezes [32]. HE et al. [76] relataram a ocorrência de transformação martensítica em temperaturas bem baixas (-53°C).

No entanto, alguns pesquisadores consideram que a formação da morfologia Widmanstätten pode ser considerada sempre como martensítica. Esta microestrutura também pode ser obtida por deformação plástica, sendo que a nucleação é a partir dos contornos de grão, podendo formar martensita α' ou ϵ . CHIU et al. [77] verificaram a maior formação desta microestrutura com a maior deformação induzida aplicada ao UNS S31803. A martensita α' é caracterizada por ser ferromagnética de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e apresentar mesmos parâmetros cristalográficos da ferrita δ e a martensita ϵ se caracteriza por ser paramagnética de estrutura hexagonal compacta (HCP), sendo formada a mais elevadas temperaturas [78]. Outro fator que pode influenciar a formação de austenita Widmanstätten é o tamanho de grão. Grãos refinados aumentam o número de núcleos formados acima da temperatura de formação de Widmanstätten, facilitando a formação da morfologia alotrimórfica. Grãos maiores, por outro lado, relativamente poucos núcleos são formados a elevadas temperaturas, de modo que em baixas temperaturas, estas partículas ficam supersaturadas. De modo que a austenita irá nuclear e crescer na forma de Widmanstätten [79].

Caso uma liga seja resfriada rapidamente desde o campo ferrítico, a formação de austenita pode ser parcialmente impedida. A precipitação de fases, a partir da ferrita, pode levar a uma séria redução da tenacidade e da resistência à corrosão destes aços. AMEYAMA e WEATHERLY [80] reportaram que a austenita Widmanstätten nucleia separadamente nas superfícies dos contornos de grão da austenita alotrimórfica e cresce dentro do grão da ferrita delta com mecanismo difusional. SOUTHWICK e HONEYCOMBE [75] realizaram um intensivo estudo da decomposição da ferrita em um aço inoxidável duplex com 26% de cromo e 5% de níquel, propondo que, em temperaturas um pouco baixas (cerca de 500°C e abaixo), a austenita pode se formar a partir da ferrita por um mecanismo martensítico de forma cisalhante. Reações a altas temperaturas ocorrem por uma nucleação difusional e crescimento do referido processo, sendo que a baixas temperaturas ocorre uma transformação martensítica adifusional.

3.5. Precipitação

É muito comum a exposição do material a elevadas temperaturas devido às condições de serviço, ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos, podendo ocasionar surgimento de precipitados. A precipitação ocorre nos contornos de grão, inclusões, discordâncias e aglomerações de lacunas. Segundo a temperatura na qual acontece, a fragilização dos AID pode ser dividida em dois grupos:

- Fragilização de baixa temperatura: Também chamada de fragilização de 475°C, que normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300 a 500°C. Este tipo de fragilização limita a temperatura máxima de aplicação em serviço dos AID [16,81].
- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de temperatura de 600 a 1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas (σ , χ , τ , R, Cr₂N...). Este tipo de fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou no tratamento térmico pós-soldagem.

A fragilização em baixa temperatura normalmente ocorre durante a utilização do equipamento em serviço. Por outro lado, a fragilização em temperatura elevada geralmente acontece durante a fabricação e/ou tratamento térmico pós-soldagem do equipamento. Em ambos os tipos de fragilização, as propriedades mecânicas podem ser deterioradas. Vários modelos analíticos têm sido desenvolvidos para explicar os mecanismos que governam as transformações durante o aquecimento e resfriamento. Estes modelos são baseados em assumir que a difusão do nitrogênio é o mecanismo de controle destas transformações [82]. A precipitação das fases intermetálicas, da α' e da γ_2 também pode causar uma importante diminuição da resistência à corrosão dos AID, comprometendo o desempenho do material [83,54]. POHL [4] considera que existe uma relação entre a primeira solidificação com a composição química, que pode ser determinada pela correspondente função ϕ onde:

$$\phi = Ni_{eq} - Cr_{eq} + 0,257 \quad \text{Eq. 3.3}$$

Se $\phi < 0$, a ferrita solidifica primeiramente, se $\phi = 0$, austenita e ferrita solidificam primeiramente juntas e se $\phi > 0$, a austenita solidifica primeiramente. No entanto, os diagramas pseudo-binários não consideram a influência de outros elementos químicos.

A ampla utilização que os AID vem tendo nas últimas décadas deve-se principalmente a sua excelente resistência à corrosão localizada (pites e frestas) e a corrosão sob tensão [16,54,84], aliada às suas propriedades mecânicas. Entre a grande variedade de AID disponíveis hoje no mercado tem-se ligas com uma gama de resistência à corrosão similar a dos aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, às ligas com Mo elevado e mesmo algumas ligas à base de nitrogênio (N) [85].

A Figura 3.7 apresenta, esquematicamente, uma curva TTT para fases que podem precipitar na ZAC, como: fase sigma, nitretos, carbonetos, austenita secundária (γ_2) e α' . A Tabela 3.3 resume as principais características de algumas das fases mais comuns que podem precipitar nos AID. Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase presente. A ferrita apresenta maior suscetibilidade às transformações de fase do que a austenita, em virtude do maior coeficiente de difusão associado à sua estrutura cristalina (CCC) e à alta concentração de Cr e Mo nela dissolvidos [86].

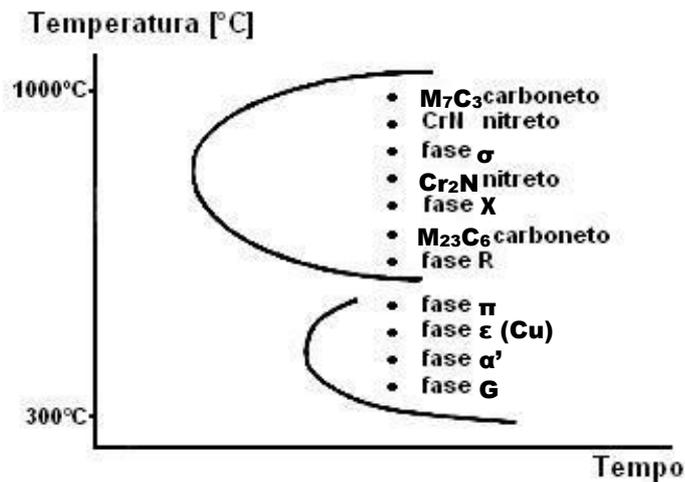


Figura 3.7. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID [37].

Tabela 3.3. Fases observadas nos AID [11].

Fase (fórmula química)	Estrutura cristalina (Grupo espacial)	Parâmetro de rede [Å]	Faixa de temperatura [°C]	Composição química				
				Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Ferrita (α) ¹	CCC [Im3m (229)]	a=2,86-2,88	-	54,5	27,9	8,4	2,9	0,05 N
Austenita (γ) ¹	CFC [Fm3m (225)]	a=3,58-3,62	-	55,5	27	10	3,6	0,54 N
Austenita secundária (γ_2) ¹	CFC [Fm3m (225)]	a=3,539	600-1000	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N
Nitreto (Cr_2N) ²	Trigonal [P31m (162)]	a=4,750-4,796 c=4,429-4,470	550-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V/N
Nitreto (CrN) ²	CFC [Fm3m (225)]	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn/N
Π ² ($\text{Mo}_{13}\text{Fe}_7\text{N}_4$)	Cúbica primária [P4,32 (213)]	a=6,47	500-600	28,4	34,9	2,8	33,9	N
Carboneto ² (M_{23}C_6)	CFC [Fm3m (225)]	a=10,56-10,68	550-1000	35	60	2	3	C
Carboneto (M_7C_3)	Ortorrômico [Pnma (62)]	a=4,52 b=6,99 c=12,11	950-1100	-	-	-	-	-
χ ($\text{Fe}_{18}\text{Cr}_6\text{Mo}_5$)	CCC [I43m (217)]	a=8,920 a=8,862-8,878	400-950	48,2	26,7	3,5	21,8	-
σ (FeCr)	Tetragonal [P4 ₂ /mnm (136)]	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
ϵ (rica em Cu)	CFC [Fm3m (225)]	a=3,615	400-650	-	-	-	-	Cu
G ³	Cúbica [Fm3m (225)]	a=10,9-11,6	300-500	16	25	26	16	14 Si
α' (α rica em cromo)	CCC [I4/m32/m]	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si
R ($\text{Fe}_{28}\text{Cr}_{13}\text{Mo}_{12}$)	Trigonal romboédrica hexagonal [R3 (146:H)]	a=9,01 $\alpha=74^\circ 3$ a=10,937 c=19,346	550-800	44,8	25,6	-	27,8	1,8 Co
τ (Fe-Cr-Mo)	Ortorrômica [Fmmm (69)]	a=4,054 b=3,436 c=2,867	550-650	43,4	23,9	5,9	22,8	3,6 Mn
Laves (Fe_2Mo)	HCP	a=4,73 c=7,72	650-815	-	-	-	-	-

Obs.: 1: As composições da ferrita, γ e γ_2 são ilustrativas para a liga 25,66%Cr-9,24%Ni-3,8%Mo-0,26%N

2: Medidos só elementos metálicos

3: % atômica

VAN NASSAU et al. [87] afirmam que frações de intermetálicos precipitados, de 0% na superfície e de 1 até 2 % no meio da espessura são admissíveis, tanto para soldas como para chapas de AID. Segundo GINN e GOOCH [88], teores de fases intermetálicas, como por exemplo de fase sigma, ao redor de 1,5 % não causam redução na temperatura crítica de pite, mas teores superiores a 5 % reduzem significativamente a resistência à corrosão por pites. Eles ainda recomendam que a qualificação de um procedimento de soldagem para estes materiais deve ser baseada na medida das propriedades de interesse, sejam estas mecânicas ou de resistência à corrosão. Na Figura 3.8 é mostrado o diagrama de precipitação do UNS S31803, analisando tempo de envelhecimento com a respectiva temperatura de tratamento. Uma das regiões apresenta cinética máxima à aproximadamente

475°C e indica a formação de α' , rica em cromo, responsável pela fragilização a 475°C. As outras regiões de precipitação se sobrepõem aproximadamente na faixa de 600°C a 900°C, relativas às fases *chi*, sigma, etc, de modo a variar o tempo para a formação. O limite superior de temperatura para o surgimento de fase sigma encontra-se entre 950°C e 960°C, e o pico de formação desta fase se encontra entre 800°C e 900°C, com o vértice aproximadamente em 870°C [89].

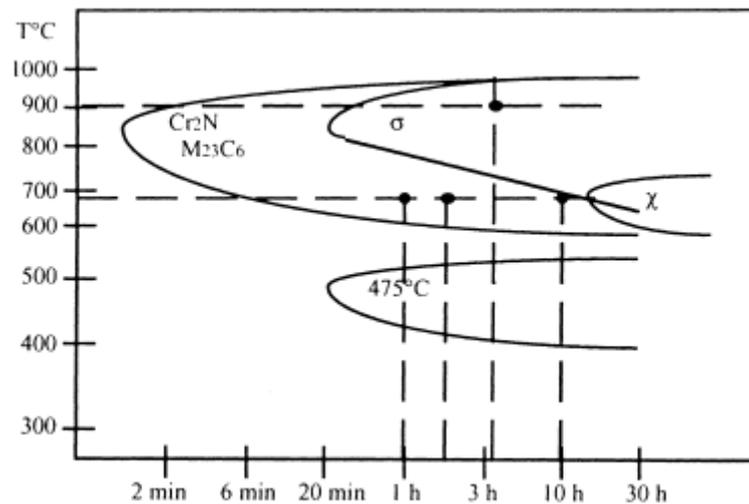


Figura 3.8. Diagrama de precipitação do aço inoxidável duplex UNS S31803 [90].

3.5.1. Nitretos de Cromo

Nos aços inoxidáveis que não têm na sua composição química elementos com uma elevada capacidade de formação de nitretos (Ti, Nb ou V), o limite de solubilidade do nitrogênio é dado pelo equilíbrio entre a matriz e o Cr_2N . Portanto, quando o teor de nitrogênio supera esse limite, a liga se torna termodinamicamente instável e nitretos podem precipitar entre 600 e 1050°C [91]. Sabe-se, no entanto, que estes precipitados podem provocar outro tipo de fragilização a baixas temperaturas.

Os nitretos de cromo precipitam por nucleação e crescimento, seguindo uma curva de cinética em “C”. A nucleação se dá nas discordâncias, inclusões, contornos de grão (α/α) e interfaces (α/γ) [92,93]. A cinética de precipitação é altamente dependente da temperatura, da composição química da liga e da sua história térmica.

O nitreto de cromo pode se precipitar a partir da ferrita ou da austenita [2], mas a partir da austenita é mais difícil de ocorrer. Nos AID, bastonetes de Cr_2N , ou plaquetas de CrN precipitam a partir da ferrita [94]. Durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo. Se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido nela. Como consequência, a quantidade de nitreto de cromo precipitado na ferrita é praticamente nula. Por outro lado, se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio,

precipitando nitreto de cromo. Cálculos termodinâmicos mediante a utilização do programa de computador Thermo-Calc mostraram que, no caso do AID UNS S31803, ainda que as condições de resfriamento permitissem a formação da austenita, o Cr_2N é termodinamicamente estável a temperaturas abaixo de 900°C [95]. Portanto, a presença dos nitretos é esperada quando o material é submetido por longos períodos de tempo a temperaturas abaixo dos 900°C .

A formação dos nitretos na interface α/γ é menos provável, pois há grande solubilidade deste elemento na austenita. Contudo, se analisar o que pode estar acontecendo com os átomos de nitrogênio que estão na ferrita, eles podem estar difundindo para a austenita, onde a sua solubilidade é muito maior. No entanto, os átomos de nitrogênio têm que vencer a barreira energética da interface α/γ . Assim, se a difusão do nitrogênio para a austenita não for muito facilitada, é possível que neste lugar ocorra a precipitação do nitreto de cromo [11].

Na soldagem, o aumento da energia de soldagem leva a resfriamentos mais lentos, sendo que geralmente favorece a precipitação da austenita nos AID. Como consequência, a precipitação de nitretos é reduzida. Além disso, em reaquescimentos a temperaturas maiores e em velocidades de resfriamento menores (que são consequência de energias de soldagem maiores), espera-se que leve à dissolução total dos nitretos. No entanto, esta linha de raciocínio é muito simplista e esquece que nos AID os nitretos tornam-se estáveis em temperaturas abaixo de 850 a 1100°C , aproximadamente. Portanto, uma boa parte dos nitretos precipitados na Zona Afetada pelo Calor a Temperaturas Elevadas (ZACTE) durante o resfriamento do primeiro passe dissolve durante os reaquescimentos posteriores. Porém, dependendo da composição química da liga e dos tempos de permanência nas faixas de temperatura de estabilidade do Cr_2N , nem todos os nitretos dissolverão e até novas partículas poderão precipitar [2].

Foi identificado em soldagem multipasse em AISD que energias de soldagem elevadas proporcionaram uma maior formação de nitretos de cromo até uma fração volumétrica de equilíbrio devido ao maior tempo de permanência na temperatura de transformação. Foi detectado também que os primeiros ciclos térmicos propiciaram formação de núcleos de nitretos, de modo que os ciclos restantes, além de formar novos núcleos, os já existentes cresceram [11].

Quanto à influência dos elementos de liga na cinética de precipitação dos nitretos nos AID, o Cr, Mo e W aceleram a sua cinética de precipitação. Da mesma maneira, o Mo e o W estendem o campo de precipitação destas fases para temperaturas mais elevadas [59]. O Ni aumenta a fração de austenita e, portanto, diminui e retarda a precipitação de nitretos. Já o efeito do N deve ser visto com maior cuidado. Como este é um elemento fortemente austenitizante, pode chegar a retardar e diminuir a precipitação de nitretos [35,96]. Mas, por outro lado, este elemento faz parte do nitreto, e portanto, pode ter o efeito contrário [63,97]. O CrN foi reportado depois do Cr_2N e dissolve alguma quantidade de ferro [98]. No caso do AID UNS S31803, a qualquer temperatura, o CrN é termodinamicamente menos estável que o Cr_2N e menos estável que a austenita em temperaturas abaixo de 820°C . Porém, a precipitação de placas de CrN foi verificada no interior da ferrita na ZAC de soldas desta liga [39,94]

A precipitação de nitretos de cromo pode levar à diminuição da resistência à corrosão dos AID, sendo que, ao redor destes precipitados pode iniciar um tipo de corrosão localizada [99,100]. O teor de cromo da matriz ferrítica adjacente aos nitretos é aproximadamente 3% menor que no restante da matriz [100]. Como a difusão do cromo na ferrita é facilitada, esta diferença tende a diminuir para velocidades de resfriamento menores durante a soldagem. Este pequeno empobrecimento em Cr não parece justificar totalmente a corrosão localizada gerada nestas regiões. Portanto, outros fenômenos como a corrosão galvânica entre a zona empobrecida e a matriz, o desarranjo interfacial nitreto-matriz ou os esforços internos podem contribuir para que a corrosão localizada aconteça [101].

LONDOÑO [2] em seu trabalho observou que as microestruturas com as maiores frações de γ_2 intragranular (AID UNS S32304 e UNS S32205 soldados com energias de 0,6 e 0,8 kJ/mm) apresentaram frações finais menores de Cr_2N . Isto pode ser devido ao fato das regiões dos grãos de ferrita, onde ainda poderiam subsistir os nitretos, terem sido povoados por γ_2 intragranulares. Desta forma, verifica-se o possível efeito benéfico da γ_2 intragranular quanto à redução na quantidade de nitretos, que são fases ricas em cromo. Porém, deve-se tomar cuidado com esta afirmação, pois existem dados na literatura que reportam efeitos deletérios da γ_2 intragranular na resistência à corrosão.

Ao mesmo tempo, acredita-se que o nitreto de cromo por si mesmo não é prejudicial para a resistência à corrosão, e sim a região empobrecida em cromo ao seu redor. Portanto, se as condições de reaquecimento da ZACTE são tais que não se consegue a dissolução dos nitretos, mas permite uma certa homogeneização na composição química da ferrita ao redor dos nitretos, a resistência à corrosão não deve ser tão seriamente afetada. Porém, os nitretos podem ser locais para início da propagação de trincas.

As propriedades mecânicas dos AID também podem ser afetadas pela precipitação dos nitretos. Esta precipitação pode levar a uma redução significativa da tenacidade [11,102,87,88,91]. Em corpos de prova Charpy de AID testados a baixas temperaturas (-200, -20°C), fraturas por clivagem tem sido observadas na presença de Cr_2N [103,104,105]. A dureza deste precipitado é em torno de 1300 Vickers [106].

3.5.2. Fase Sigma

Em 1927, a partir de um estudo com ligas Fe-Cr-Ni, BAIN e GRIFFITHS [107] estabeleceram a existência de uma fase muito frágil, chamada de “constituente B” (brittleness). Posteriormente, em 1936, JETTE e FOOTE [108] denominaram este composto de fase sigma. A faixa de temperatura de precipitação de fase sigma é em torno de 650 a 1000°C e depende da composição química da liga. Nos AID, a ferrita é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma [95,109]. A ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase sigma, por exemplo, cromo, molibdênio e silício. Segundo MAEHARA et al. [110] a precipitação da

fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição geralmente ocorre através de uma reação eutetóide, formando sigma e austenita secundária, esta com teores mais baixos dos elementos Cr e Mo. Como há formação de fase sigma, esta deixa a matriz ferrítica sem os seus principais estabilizadores, e como há níquel dissolvido, a fase austenítica torna-se mais estável ocorrendo uma transformação isotrópica da matriz de ferro: $\delta \rightarrow \gamma$. A reação ocorre por nucleação e crescimento, apresentando uma curva de transformação em “C”.

Não é a difusão o fator que controla a precipitação da fase sigma, mas sim o rearranjo atômico em pequena escala para formar a complexa estrutura desta fase [111]. No entanto, há outros pesquisadores que consideram que a nucleação e crescimento da fase sigma são controlados por difusão [112]. O local preferencial para a nucleação da fase sigma nos AID são as interfaces α/γ e nos contornos de grão ferríticos. Devido ao pequeno desarranjo atômico que gera a relação de orientação adotada entre a fase sigma e a austenita [113], a fase sigma nucleia epitaxialmente na austenita e cresce para a ferrita.

A Figura 3.9 ilustra o diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (temperatura-tempo-transformação) para o aço UNS S31803, indicando que a maior cinética de precipitação se dá a 850°C. É mostrado de forma esquemática duas curvas para os teores de fase sigma de 1 e 6%.

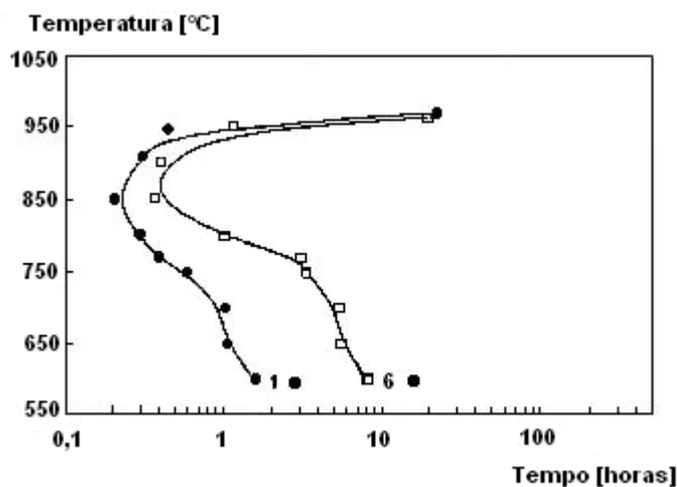


Figura 3.9. Diagrama TTT de precipitação de fase sigma no AID UNS S31803 [114].

Há quatro tipos de reações de decomposição de ferrita para a formação de fase sigma nos aços inoxidáveis duplex, a saber: precipitação contínua, precipitação descontínua, eutetóide lamelar e eutetóide divorciado [115].

Para temperaturas de transformação mais baixas, a morfologia da fase sigma é lamelar, decorrente do crescimento competitivo. Para temperaturas mais elevadas, a morfologia é não lamelar, produto de uma reação eutetóide divorciado [115]. Além das reações de eutetóide divorciado, a precipitação contínua e descontínua se caracteriza por ser uma morfologia de partículas isoladas [116]. Na precipitação contínua há formação de fase sigma e ferrita empobrecida de cromo e molibdênio. Na

eutetóide lamelar e divorciado a ferrita se decompõe em fase sigma e austenita secundária [117,118]. Essa mudança de morfologia está associada ao potencial termodinâmico disponível para criar interfaces σ/γ . Em temperaturas mais elevadas, o potencial termodinâmico é menor devido a uma diminuição da supersaturação da ferrita com relação à precipitação de sigma [119].

A formação da fase sigma pode ser a partir da austenita, sendo este fenômeno mais lento e ocorre quando a fração de austenita é grande [120].

As adições de W e Cu aos AID podem acelerar a cinética de precipitação de fases intermetálicas como σ e χ , dependendo do teor adicionado. KONDO et al. [29] concluíram que para pequenas adições de W (até 1%) a cinética de precipitação da fase sigma foi incrementada no caso de envelhecimentos de curta duração. No entanto, esta precipitação foi suprimida para conteúdos intermediários de W (1-3%). Este fenômeno está associado à mudança do mecanismo de precipitação da fase sigma. Isto é, para teores de W entre 0 e 1%, a nucleação acontece nas interfaces α/γ , mas para teores maiores de W, a nucleação da fase sigma ocorre no interior dos grãos de α . Molibdênio também causa uma maior precipitação da fase sigma em relação ao tungstênio. Contudo, a substituição do Mo pelo W na liga pode diminuir consideravelmente a quantidade de fase σ formada [26]. A fase χ é metaestável e sua nucleação é mais rápida, podendo se transformar posteriormente para fase sigma em temperaturas mais baixas.

O níquel acelera a cinética de precipitação da fase σ , o que pode ser atribuído à redução da fração de ferrita (o Ni é um elemento austenitizante) e, conseqüentemente, ao aumento da concentração dos elementos formadores da fase σ (Cr e Mo) na ferrita [121,63,110]. Durante o resfriamento, elementos estabilizadores da ferrita (Cr e Mo) difundem da ferrita para fase sigma, sendo que os teores de cromo decrescem levemente na ferrita e os teores de molibdênio decrescem de maneira mais acentuada no interior da ferrita. Isto indica que o molibdênio é o principal elemento que controla a precipitação da fase sigma, embora a difusão do cromo seja tão rápida quanto à difusão do molibdênio a 900°C [122,123]. É importante salientar que a fase sigma não consome cromo e molibdênio somente da ferrita, mas também da austenita primária [123].

PINTO [124], em seu trabalho, verificou um aumento da fração austenítica com a precipitação de fase sigma, sendo que o aumento da austenita ocorre em função da diminuição dos elementos ferritizantes na ferrita ao redor da fase σ , de modo que essa ferrita, empobrecida de Cr e Mo, transforma-se em austenita secundária (γ_2).

LOPES [1] observou que pequenas quantidades de fases fragilizantes já são suficientes para promover variações na taxa de propagação de trinca por fadiga no material. Outra observação importante é a redução da tenacidade à fratura do material. MAGNABOSCO [61], em seu trabalho, estudou a precipitação de fase sigma durante o envelhecimento a 850°C, constatando-se que durante o envelhecimento do aço inoxidável duplex UNS S31803 a 850°C, ocorre formação de fase sigma através de precipitação a partir da ferrita, gerando fase sigma de morfologia maciça e ferrita secundária, sendo que este é o mecanismo principal em tempos de até 10 minutos. No entanto, se o

envelhecimento a 850°C se dá por tempos superiores a 30 minutos, a formação de sigma ocorre tanto pela decomposição eutetóide da ferrita (gerando austenita secundária) quanto pela precipitação direta da ferrita presente, havendo também crescimento de sigma a partir da austenita e ferrita presentes. Em tempos superiores a 5 horas, além dos mecanismos já descritos pode ocorrer nucleação e crescimento de sigma a partir da austenita. Após 100 horas de envelhecimento a 850°C, as únicas fases presentes no aço UNS S31803 são austenita e sigma, e após 1008 horas de envelhecimento a 850°C, além de austenita e sigma existe nitreto de cromo do tipo Cr₂N neste aço duplex.

SIEURIN e SANDSTROM [125] observaram que menores taxas de resfriamento promoveram maior precipitação de fase sigma. Quando a velocidade de resfriamento é elevada, esta é suficiente para evitar a precipitação de fases intermetálicas frágeis, tais como a fase sigma. NILSSON e WILSON [102] têm afirmado que para frações volumétricas de fase σ menores de 4%, o valor de tenacidade convencionalmente aceitado entre os usuários dos AID de 27 J/cm² é facilmente alcançado.

Estudos recentes mostraram que a fratura frágil em aço inoxidável duplex UNS S31803 ocorre para frações volumétricas de fase sigma superiores a 5% e que frações volumétricas inferiores a 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil em ensaio Charpy [61].

A precipitação da fase sigma reduz a resistência à corrosão dos AID. Esta fase provoca um empobrecimento do teor de cromo na ferrita adjacente, diminuindo a resistência à corrosão. A presença desta fase pode aumentar a velocidade de corrosão de um AID em até oito vezes [115]. Quando submetido a ambientes ácidos (HNO₃, H₂SO₄), o ataque preferencial da matriz empobrecida em Cr e Mo perto das partículas de fase sigma tem sido uma das explicações mais comuns para este comportamento [126, 127]. POTGIETER [128], mostra em seu trabalho que o aço UNS S31803 com frações volumétricas crescentes de sigma apresenta redução proporcional na resistência à corrosão por pite. A resistência à corrosão sob tensão também é reduzida pela precipitação de fase sigma [129].

As propriedades mecânicas dos AID também são seriamente prejudicadas com a precipitação da fase sigma. O limite de escoamento e o limite de resistência à tração aumentam ligeiramente, mas o alongamento pode cair de 40% para 7%, com a precipitação desta fase [109,130,131]. A tenacidade também é bastante afetada pela precipitação da fase sigma. A precipitação de 1% de fase sigma faz a energia absorvida no ensaio Charpy cair 50% do valor inicial [132]. A dureza é aumentada a níveis significativos quando a fração de fase sigma chega a 2%. Estudos verificaram que a dureza da fase sigma pode chegar a 940 HV ou 68 HRC [89].

Mesmo após a precipitação da fase sigma no material, ela pode ser dissolvida com procedimentos de intenso aquecimento do material. O período de tratamento e a temperatura utilizada serão determinados de acordo com o material a ser tratado. Isso também serve para dissolução de outras fases que aparecem nesses tipos de material [18].

3.5.3. Austenita Secundária

Nos AID, durante o resfriamento, parte da fase ferrítica se transforma em austenita primária (γ_1). Caso este resfriamento seja muito rápido, a formação de γ_1 pode ser prejudicada, obtendo-se uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita. Desta forma, durante o reaquecimento, seja por um tratamento isotérmico ou por reaquecimento devido ao processo de soldagem, a austenita secundária (γ_2) precipita a partir da ferrita [2].

Segundo NILSSON [133], no metal de solda de AID são distinguidos dois tipos de γ_2 . Uma delas é formada nas interfaces α/γ , na faixa de temperatura de 800 a 900°C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de γ , porém com diferente composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000°C. Segundo este autor, o processo de nucleação e crescimento desta austenita acicular mostra uma cinética de curva em “C”, indicando que a transformação é controlada por difusão.

Os teores de Cr, Mo e N da γ_2 formada no metal de solda de um AID são menores que os da austenita previamente existente na microestrutura [133,134]. Acredita-se que a precipitação cooperativa do Cr_2N e da γ_2 tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da γ_2 , dado que o nitreto retira estes elementos da α , que posteriormente transformar-se-á em γ_2 . Desta maneira, a precipitação da γ_2 pode levar a uma diminuição na resistência à corrosão localizada [102]. Por outro lado, devido à excelente tenacidade da γ , a precipitação da γ_2 causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AID [135].

Outra pesquisa que submeteu o AID SAF 2205 a tratamentos isotérmicos (800 e 900°C) encontrou a precipitação cooperativa de M_{23}C_6 e γ_2 . Foram observadas duas morfologias diferentes [136]:

- Na primeira delas tem-se a precipitação lamelar de carbonetos e γ a partir da interface γ/α , dando origem à reação eutetóide $\alpha \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma_2$. A precipitação dos carbonetos retira Cr da α , e desta forma a α empobrecida em Cr transforma para γ_2 , transformação que, por sua vez, rejeita Cr para a α adjacente, permitindo o crescimento dos carbonetos. Estabelecendo-se, portanto, o crescimento cooperativo das duas fases. Posteriormente, devido ao reduzido teor de carbono nos AID, a precipitação de carbonetos é limitada, dando origem a uma segunda reação eutetóide do tipo $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$ [136,137,138]. Esta morfologia é mostrada na Figura 3.10.

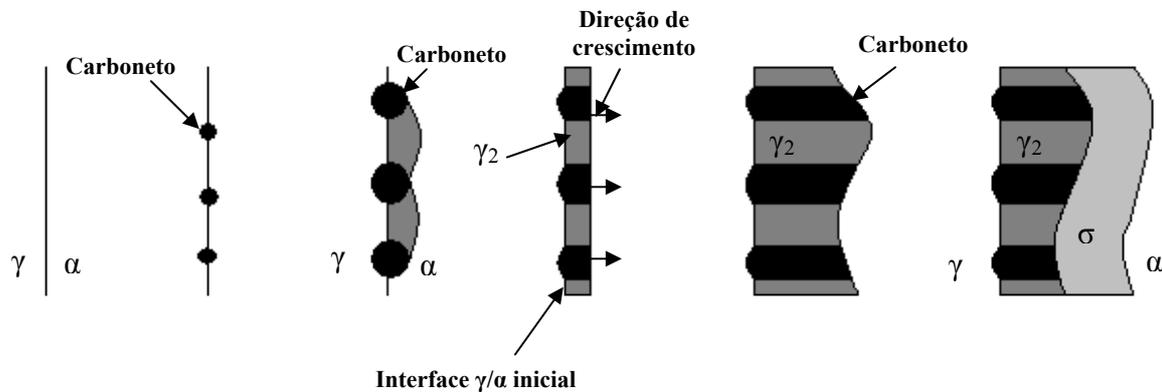


Figura 3.10. Ilustração da precipitação de $M_{23}C_6$ e γ_2 a partir da interface, seguida de precipitação de σ [136].

- A outra morfologia observada nesta pesquisa foi a precipitação de carbonetos no formato de larva na interface original γ/α , seguida do crescimento de γ_2 dentro da α . Uma morfologia similar a esta última foi reportada por KURODA e MATSUDA em diversas regiões da ZAC simulada do AID Fe-25Cr-4,6Ni-2Mo envelhecida a 650°C por 72000 s [139]. Esta morfologia é mostrada na Figura 3.11.

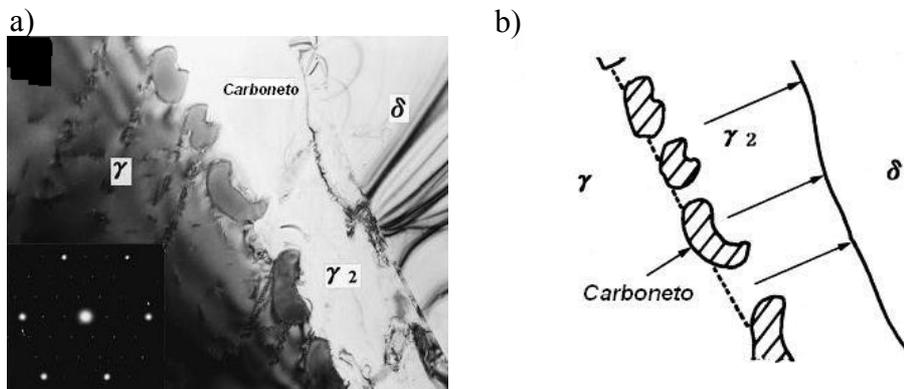


Figura 3.11. Precipitação de $M_{23}C_6$ na interface γ/α seguida do crescimento de γ_2 no AID SAF 2205 envelhecido a 800°C por 1 hora. Em (a) a micrografia eletrônica de transmissão com os carbonetos na forma de “larva” precipitados na interface original γ/α e o crescimento da γ_2 , em (b) o diagrama esquemático da microestrutura [136].

NILSSON et al. [140] em estudo realizado no metal de solda de diversos AISD, alguns deles contendo Cu e/ou W verificaram que a tendência de formar γ_2 é altamente dependente da composição química. As ligas com adições de W e Cu ou somente W apresentaram uma maior tendência à formação de γ_2 . Comportamento explicado do ponto de vista termodinâmico pelo aumento na energia de ativação para a precipitação desta fase, causado pela adição destes elementos químicos. No entanto, não se descarta a possibilidade do Cu e W influenciarem na nucleação da γ_2 . Há duas diferentes morfologias da γ_2 intragranular:

- Tipo Widmanstätten com cantos agudos - em alguns casos estas partículas contêm uma espécie de nervura central [141]. Vale à pena ressaltar que tem sido verificada uma menor concentração de Cr nestas partículas macladas quando comparadas com outros tipos de γ_2 ;
- Tipo globular - na descrição das diferentes morfologias da austenita nos AID é usualmente empregada [142] a classificação morfológica de DUBÉ apud AARONSON [143] para a ferrita nos aços de baixo carbono. O sistema de classificação engloba as seguintes morfologias: alotrimórfica no contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten, Widmanstätten serrilhadas, idiomórficas, Widmanstätten intergranulares e estrutura massiva. Esta classificação considera a austenita como matriz, de modo que pode ser feita uma analogia em relação aos AID. As mais comumente reportadas para γ nos AID são: alotrimórfica no contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten e Widmanstätten intergranular que serão descritas (Figura 3.12).

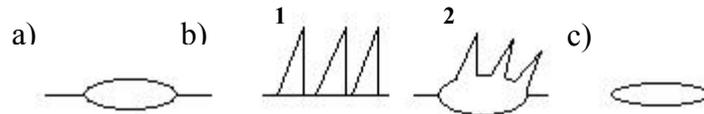


Figura 3.12. Classificação de morfologia proposto por DUBÉ. a) morfologia alotrimórfica no contorno de grão. b.1) placas laterais primárias. b.2) placas laterais secundárias. c) Widmanstätten intergranular [143].

a - Alotrimórfica no contorno de grão: nucleia nos contornos de grão da austenita e cresce preferencialmente ao longo destes contornos bastante rápido, mas engrossa mais devagar. É a primeira ferrita a precipitar ao longo de praticamente todos os contornos de grão das austenitas.

b - Placas laterais de Widmanstätten: têm um formato de placas ou agulhas bastante finas, as quais crescem dentro da austenita, a partir dos contornos de grão da austenita ou das ferritas alotrimórficas de contorno de grão. Estas placas têm uma orientação preferencial com relação à matriz de austenita (plano $\{111\}\gamma$). A relação de orientação entre a ferrita e a austenita é do tipo Kurdjumov-Sachs (K-S). Podem ser diferenciados dois tipos:

- 1 - Placas laterais primárias: crescem diretamente a partir do contorno de grão.
- 2 - Placas laterais secundárias: se desenvolvem a partir de outra morfologia da mesma fase, geralmente a partir de ferritas alotrimórficas de contorno de grão.

c - Widmanstätten intergranulares: podem ser placas ou agulhas formadas no interior dos grãos de austenita. A sua precipitação é favorecida por grandes tamanhos de grão austeníticos, baixas temperaturas de transformação e baixos teores de carbono. Similarmente às outras estruturas do tipo Widmanstätten, apresentam orientação preferencial e relação de orientação com a austenita.

A classificação morfológica de DUBÉ pode descrever as partículas de austenita formadas nos contornos de grão nos estágios iniciais da reação. LONDOÑO [2] em seu trabalho observou que no caso das partículas formadas no interior dos grãos, a classificação de Dubé e Aaronson não é

suficiente para uma descrição adequada das morfologias encontradas, visto que essa classificação apenas se refere a agulhas e idiomorfos intergranulares. No que diz respeito aos precipitados intragranulares, apesar da existência de algumas morfologias bastante específicas (como as partículas em forma de flechas), não é possível elaborar classificação exata e abrangente de todas as morfologias possíveis nesta situação.

ATAMERT e KING [134] propuseram três tipos de nucleação do γ_2 nos AID: heterogênea a partir de inclusões, nucleação simpática e nucleação autocalítica. Na primeira, as inclusões são como um substrato inerte para a nucleação. A nucleação simpática consiste em uma nucleação a partir de outras partículas de γ_2 . A nucleação catalítica consiste em novas placas de γ_2 que nucleiam dentro do campo de tensões e de difusão das partículas existentes. Este mecanismo mostra-se dominante no caso em que a energia de ativação para a nucleação homogênea é baixa [2].

LONDOÑO [2] verificou maior tendência de formação de austenita secundária em energia de soldagem de 0,6 kJ/mm, bem como crescimento do teor de austenita Widmanstätten e alotrimórficas. Maiores energias de soldagem resultaram em pouca presença de austenita secundária.

SOUTHWICK e HONEYCOMBE [75] estudando os AID reportaram a precipitação de austenita mediante um processo de cisalhamento do tipo martensítico em temperaturas abaixo de 650°C. Acima desta temperatura seriam formadas partículas de γ com morfologia do tipo Widmanstätten.

NILSSON et al. [133] trabalhando com aços duplex soldados, concluíram que a austenita secundária formada nas diversas transformações de fase ocorridas na zona afetada pelo calor (ZAC) é mais suscetível ao ataque por pite que as fases ferrita e austenita originais devido ao seu baixo teor de nitrogênio.

3.5.4. Fase Chi

Esta fase intermetálica de natureza frágil precipita também a temperaturas entre 400°C e 950°C em AID e em quantidades menores que a fase sigma, além da sua precipitação ocorrer para tempos mais curtos. Esta fase apresenta composição Fe-25%Cr-2%Ni-15 a 20%Mo-1%Mn [144]. É considerada como uma fase metaestável formada nas interfaces ferrita/austenita como na ferrita, agindo como agente facilitador para a formação de fase sigma, decompondo-se completamente nela após longos tempos de exposição.

Para tempos um pouco mais curtos de envelhecimento, a sequência de nucleação, como função do tempo de envelhecimento, é: contornos de grão, contornos de maclas incoerentes e após um longo tempo de envelhecimento, ocorre a nucleação intragranular [145]. É uma fase rica em cromo e molibdênio. Também tem efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, mas devido a sua coexistência com a fase sigma, estes efeitos são difíceis de serem separados [146,147]. A alta porcentagem de Mo presente na fase χ , muitas vezes por volta de 20%, faz com que

essa fase apareça com contraste maior do que a fase σ , quando observadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) [63]. A Figura 3.13 ilustra a presença de fase sigma e *chi* no aço inoxidável duplex UNS S31803.

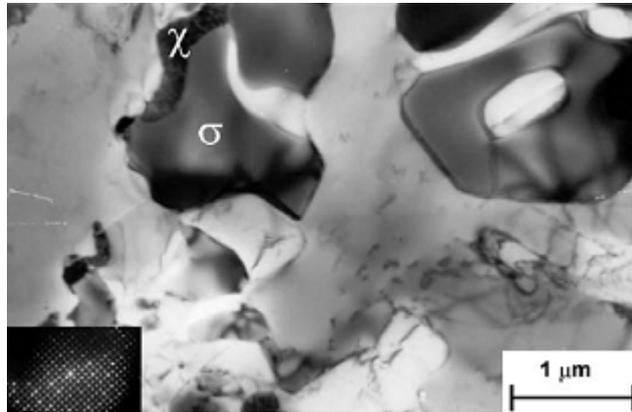


Figura 3.13. Micrografia mostrando fase σ e χ no aço inoxidável duplex UNS S31803 por MET [148].

3.5.5. Fase R e Laves

A fase R possui estrutura romboédrica, rica em molibdênio, precipita no intervalo de temperatura entre 550 e 800°C, nas interfaces austenita/ferrita e, às vezes, no interior do grão ferrítico. Também diminui a tenacidade dos AID, sendo que esta fase antecede a formação da fase sigma [149].

A fase *laves* foi identificada como sendo o menor microconstituente em aços inoxidáveis contendo molibdênio [145]. As maiores quantidades destas fases são encontradas para longos tempos de envelhecimento a 815°C [150].

3.5.6. Fase G

A fase G, com dimensões da ordem de 2 a 10 nm de diâmetro, se apresenta finamente dispersa em concentrações de mais de 1021 partículas/m³, sendo definida como um siliceto complexo que apenas se identifica via difração de raios-X [36].

MILLER et al. [151] verificaram que estes precipitados intermetálicos não são observados na austenita, mas na matriz ferrítica se distribuem de modo bimodal e randomicamente, associados com discordâncias nos aços inoxidáveis duplex envelhecidos.

A decomposição da ferrita em fases rica em cromo (α') e rica em ferro (α), segundo HERTZMAN et al. [152], em longos tempos de envelhecimento no "gap" de miscibilidade apresenta uma cinética lenta, acompanhada de variações composicionais devido a uma decomposição espinoidal que favorece a precipitação de fase G pela presença de discordâncias que são pólos de nucleação e precipitação. Dentro deste "gap" de miscibilidade, dois domínios existem, refletindo em diferentes caminhos possíveis para alcançar o estado de equilíbrio: a nucleação e crescimento e a decomposição

espinoidal, da solução sólida α em direção a estas fases, ricas em ferro (α) e rica em cromo (α') [36]. O processo de precipitação da fase G é controlado pela concomitante reação de $\alpha \rightarrow \alpha + \alpha'$, por isso definido como um processo secundário. A precipitação desta fase prejudica a tenacidade e eleva a dureza, decrescendo a ductilidade e alterando a resistência [153]. A fase G pode se formar devido a duas prováveis etapas:

- Com o enriquecimento de α em Fe e α' em Cr via um processo de difusão e um fluxo contrário de Si em α e Ni em α' devido a um processo de decomposição espinoidal, a fase G se forma em função da instabilidade termodinâmica da ferrita e auxiliada pelas discordâncias da matriz;
- Com a agregação dos elementos Ni, Si, Mo, Mn no interdomínio α/α' , uma composição química crítica é gerada, a qual a precipitação de G acontece isoestruturalmente nas posições atômicas com distância inferiores às distâncias atômicas dos átomos da rede [154].

3.5.7. Fase α'

A formação desta fase consiste na separação da ferrita em α (rica em ferro) e α' (rica em cromo). Esta se dá tanto por nucleação e crescimento quanto por decomposição espinoidal (aproximadamente 300°C), sendo a natureza da transformação dependente da composição química e da temperatura. A fragilização devido à precipitação ocorre entre 420 e 540°C, no qual há aumento de dureza. GATTRELL et al. [155] afirmam que esta fase causa maior suscetibilidade à corrosão, sendo que é devido à baixa mobilidade de discordâncias e a criação de vazios próximos a estas fases, na matriz ferrítica, pois uma diminuição do conteúdo de cromo ocorre ao redor da mesma.

A espectroscopia Mössbauer é frequentemente usada para analisar a decomposição da ferrita por volta de 475°C pela facilidade em detectar separadamente α' (não magnética) e α (magnética). Entretanto, em aços inoxidáveis dupla fase, a fase γ paramagnética (austenita) limita a detecção de α' , conforme LEMOINE et AL. [156]. Também é possível distinguir α e α' por microscopia eletrônica de transmissão [53].

A formação da fase α' de forma finamente dispersa na ferrita original pode provocar o endurecimento e redução da tenacidade [157]. SOLOMON e DEVINE [16] encontraram uma drástica redução da tenacidade (avaliada por energia absorvida no ensaio Charpy à temperatura ambiente) e o aumento de dureza devido à presença de α' como pode ser visto na Figura 3.14.

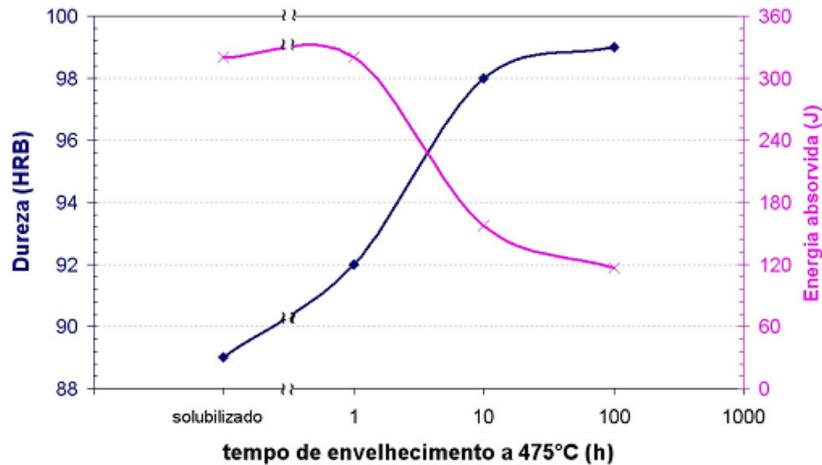


Figura 3.14. Energia absorvida em ensaio de impacto Charpy à temperatura ambiente e dureza Rockwell B de amostras de aço inoxidável duplex U50, solubilizado e envelhecido a 475°C nos tempos indicados [16].

No entanto, foi observado em outro trabalho [158] utilizando o aço duplex UNS S31803 que também para tempo de envelhecimento de 475°C houve uma diminuição da dureza depois de atingir um pico máximo, sendo que pode ser provavelmente relacionado com a coalescência da fase α' inicialmente formada.

Provavelmente, a fragilização à 475°C é afetada pela precipitação da fase G, pois a fase pobre em cromo é mais evidenciada nas vizinhanças da fase G, diminuindo a resistência à corrosão nesta região [159]. IACOVIELLO et al. [53] verificaram que maiores teores de ferrita proporcionam menor resistência à corrosão localizada.

3.5.8. Carbonetos

Precipitam no intervalo de temperaturas entre 950°C e 1050°C carbonetos do tipo M_7C_3 . Estes são predominantemente observados nas interfaces ferrita/austenita, mas também se encontram nos contornos ferrita/ferrita e austenita/austenita. A sua formação também precede a formação de fase sigma [49]. Esta precipitação pode ser evitada se o resfriamento for conduzido nesta região em menos de 10 minutos, via de regra. Quando abaixo de 950°C, o carboneto que precipita é o $M_{23}C_6$, necessitando de menos de 1 minuto para precipitar-se a 800°C [16]. Estes carbonetos precipitam em contornos ferrita/ferrita e austenita/austenita e em menor escala em ferrita/austenita [36]. O M inclui cromo, ferro e molibdênio com algum níquel [136], mas de forma geral a maior proporção em peso é de cromo. Os carbonetos podem ser originados por uma precipitação lamelar que pode ser formado por uma reação eutetóide: $\delta \leftrightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$ [136]. Estes carbonetos formam de forma rápida devido à segregação ao longo dos espaços, onde ocorrem as nucleações iniciais e também devido à rápida difusão dos átomos de carbono [160]. É amplamente reconhecido que o nitrogênio retarda a precipitação de $M_{23}C_6$. Acredita-se que isto esteja relacionado com a dificuldade para nuclear estes carbonetos, devido à sua solubilidade zero de nitrogênio. Além disso, cálculos *ab initio* mostraram que

a estrutura do $M_{23}C_6$ é desestabilizada se alguns átomos de carbono são substituídos por átomos de nitrogênio [161]. Este comportamento é mostrado na Figura 3.15.

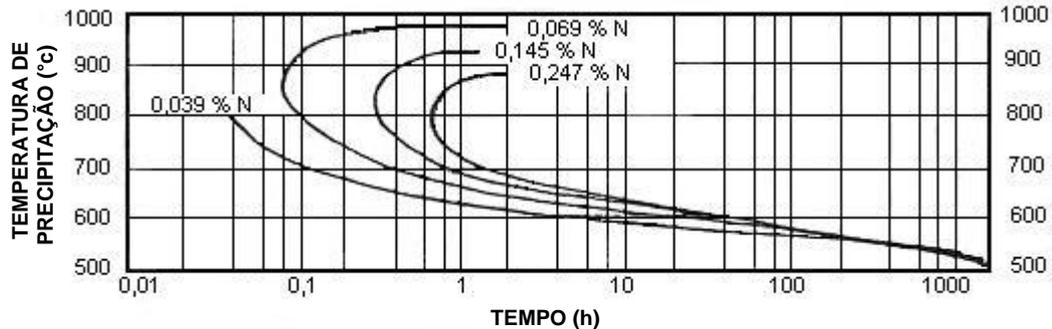


Figura 3.15. Efeito da porcentagem de nitrogênio na precipitação de $M_{23}C_6$ em ligas de aços inoxidáveis [162].

Se a fração da austenita for diminuída, a fração de carbonetos de cromo pode vir a ser maior, sendo que isto é explicado pela maior solubilidade do carbono na austenita. Desta forma, no caso da microestrutura na ZACTE, onde a fração da austenita pode vir a ser reduzida, pode-se esperar frações maiores de $M_{23}C_6$ [2].

No entanto, com as novas técnicas de descarburização empregadas, os teores de carbono encontrados nos aços inoxidáveis duplex são diminutos [63].

3.6. Transferência de Calor

Na soldagem a arco elétrico, o calor necessário para fundir os metais de base e de adição é gerado pelo arco elétrico. A energia de soldagem determina não só o volume da poça de fusão, como também o seu tempo de solidificação, as velocidades de resfriamento e temperaturas na junta soldada. Na soldagem por fusão, particularmente, trabalha-se com fontes de calor de elevada temperatura, concentradas e, portanto, de elevada intensidade, as quais, ao serem deslocadas ao longo da junta, resultam na formação da solda pela fusão e solidificação localizadas da junta. Esta transferência de calor da fonte para a junta causa alterações de temperatura na solda e nas regiões adjacentes do metal base, que dependem da forma com que o calor é difundido para o restante do material sendo soldado.

3.6.1. Eficiência, Ciclo e Repartição Térmica

Nem toda a energia gerada pelo arco elétrico é transmitida para o metal de base. Uma parte é dissipada por radiação e por convecção para o meio circundante. Por este motivo, define-se o rendimento térmico do processo de soldagem (η) como a razão entre a energia efetivamente transmitida (energia nominal) para o metal de base (E_N) e a energia gerada pelo arco elétrico (E_i).

A energia de soldagem é um parâmetro cuja medida é simples, mas deve ser selecionada de forma correta, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico. A energia nominal (E_N) pode ser definida pela Equação 3.4, sendo que U é a tensão da soldagem, I é a corrente de soldagem e V_s é a velocidade de soldagem:

$$E_N = \frac{U \cdot I}{V_s} \quad \text{Eq. 3.4}$$

Processos de elevada densidade de energia, como feixe de elétrons, possuem algumas vantagens, como: alta produtividade, baixa contaminação, alta relação penetração/largura, reduzida tensão residual e distorção e a possibilidade de automação [14]. No entanto, as frações das fases são afetadas durante o processo de soldagem. Neste processo, o teor de ferrita é maior que 90% nas soldas no UNS S31803 [163]. CAPELLO et al. [164] verificaram que na soldagem a laser no UNS S31803 o balanceamento das fases é perdida devido à elevada velocidade de resfriamento, sendo que a estrutura original pode ser recuperada com tratamento térmico posterior. Isto pode ser realizado a uma temperatura de 1050°C, além de diminuir as tensões residuais trativas [165].

O processo eletrodo revestido ainda é o mais utilizado no Brasil, sendo de baixo custo, versátil, podendo soldar em locais de difícil acesso e com presença de ventos, possuindo efeito metalúrgico, dentre outros. A eficiência térmica para o processo eletrodo revestido está entre 0,8 e 0,9 [166]. Esta dispersão de valores pode ser devida às diferenças nos arranjos e técnicas experimentais utilizadas. Alguns autores reportam que η diminui com o aumento da corrente de soldagem [167,168]. Este efeito pode ser explicado por uma perda maior de energia através da superfície da peça soldada. Por outro lado, uma diminuição no comprimento do arco acarreta em um aumento de η [169].

A história térmica de uma junta soldada é composta por uma repartição térmica e infinitos ciclos térmicos de soldagem. Esta é determinada pelas propriedades físicas do material, pela temperatura inicial do metal de base, pela geometria da junta, pela energia de soldagem líquida, pelo formato da fonte de calor, etc. O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo, para um dado ponto da junta soldada. Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico são: a temperatura de pico (T_p), tempo de permanência (t_c) e velocidade de resfriamento (Φ) acima da temperatura crítica (T_c). T_p é a temperatura máxima atingida em um dado ponto, sendo que indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais neste ponto. Depende das condições de soldagem, da geometria, propriedades térmicas da peça, temperatura inicial e da distância do ponto considerado à fonte de calor. Na Figura 3.16 é mostrada uma representação de ciclo térmico.

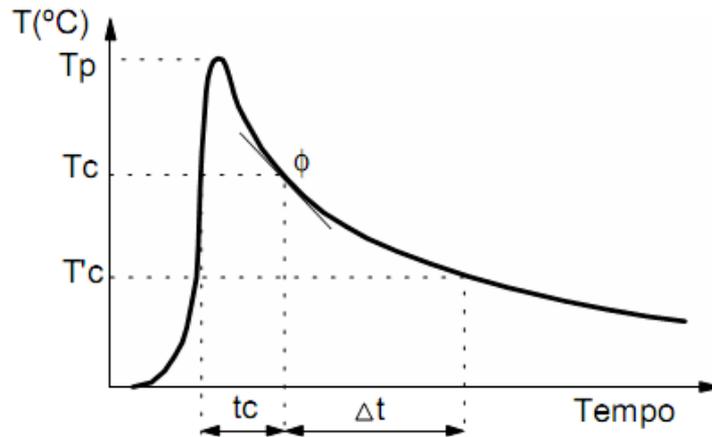


Figura 3.16. Representação esquemática do ciclo térmico em um passe [170].

O tempo de permanência acima de T_c pode ser um parâmetro importante para materiais em que a dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos pode ocorrer. Velocidade de resfriamento é importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, que podem sofrer transformações de fase durante o resfriamento. Em uma dada temperatura, a velocidade de resfriamento é dada pela inclinação da curva de ciclo térmico nesta temperatura. O parâmetro Φ pode ser medido diretamente por termopares ou estimada através de modelos matemáticos. [170].

TERASAKI e GOOCH [171] verificaram que para os aços inoxidáveis duplex o tempo que contem a ferrita delta (δ) é considerado o de resfriamento no intervalo de temperaturas desde 1200°C até 800°C ($t_{12/8}$), usando-se a mesma equação do $t_{8/5}$. Nos aços duplex este $t_{12/8}$ deve ser controlado de tal maneira que não seja tão curto, que iniba a transformação de ferrita em austenita, nem tão longo que favoreça a precipitação de fases intermetálicas.

Por repartição térmica entende-se a variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância ao centro do cordão de solda. Ela determina a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC). Do ponto de vista de fluxo de calor, a região crítica de uma junta soldada é a poça de fusão. O fluxo de massa presente nesta região é suficiente para que o fluxo de calor por convecção seja estabelecido. Devido à complexidade dos fenômenos envolvidos no fluxo de calor na poça de fusão, os modelos que visam descrevê-los são bastante elaborados. Já para o estudo da ZAC, são geralmente usados modelos mais simples. A Figura 3.17 ilustra a repartição térmica para o caso de dois níveis de energia distintos, sendo que E representa a energia de soldagem.

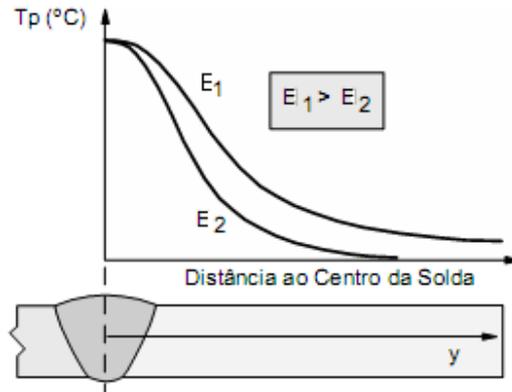


Figura 3.17. Representação esquemática de repartição térmica [170].

No começo e no final da soldagem tem-se um regime térmico transiente. Em algum momento após o começo do processo e antes do seu final, a distribuição de temperaturas é estacionária, ou em equilíbrio térmico, em relação às coordenadas móveis com origem no centro da fonte de calor [172]. O calor é dissipado principalmente por condução, sendo que as perdas por radiação e convecção podem ser desprezadas em chapas finas [173]. As variações de temperatura associadas com a operação de soldagem podem ser modeladas a partir de soluções adequadas da equação de balanço de energia de acordo com a Equação 3.5:

$$\rho \frac{\partial}{\partial t}(cT) + \rho \vec{v} \cdot \nabla(cT) = \nabla \cdot (k\nabla T) + s \quad \text{Eq. 3.5}$$

Onde ρ é a massa específica do material, c é o calor específico, T é a temperatura, t é o tempo, v é a velocidade, k é a condutividade térmica e s é o calor gerado.

ROSENTHAL [174] propôs diversas soluções para esta equação. Entre elas, destacam-se as dadas para o fluxo bidimensional, tridimensional e intermediário de calor, onde são desprezadas as perdas de energia por convecção e radiação através da superfície. Estas soluções permitem obter com uma boa aproximação as condições de fluxo de calor na soldagem de uma chapa, seja fina, média ou grossa. No caso de fluxo bidimensional, admite-se uma fonte de calor linear. Já para fluxo tridimensional ela é pontual. A solução é válida pra regime quase-estacionário. Com esta simplificação, o problema torna-se independente do tempo. O formato da peça é simplificado para uma chapa de comprimento, largura e, em alguns casos, espessura infinitos. Elimina-se, desta forma, a necessidade de se especificar condições de contorno nas bordas, o que dificultaria a solução do problema. A variação das propriedades físicas com a temperatura é desprezada, adotando-se valores médios.

Foi definido por ADAMS [175,176] o termo adimensional (τ) definido pela Equação 3.6:

$$\tau = d \sqrt{\frac{\rho C_p (T_c - T_o)}{q_L}} \quad \text{Eq. 3.6}$$

Onde d é a espessura, ρ é a massa específica do material, T_c é a temperatura crítica, T_o é a temperatura de preaquecimento, q_L é a energia líquida e C_p é a capacidade térmica.

A chapa é considerada grossa quando $\tau > 0.9$ e fina para $\tau < 0.6$. Na condição intermediária de $0.9 > \tau > 0.6$, o fluxo de calor muda de preponderantemente tridimensional em temperaturas elevadas, para bidimensional em temperaturas mais baixas. Uma divisão arbitrária entre chapa fina e grossa em $\tau = 0.75$ não leva a erros superiores a 15% no cálculo das velocidades de resfriamento.

As condições de fluxo de calor na soldagem determinam os ciclos térmicos experimentados pelas diferentes regiões da junta soldada. Dependendo do material e do seu estado inicial, estes ciclos térmicos podem ocorrer diversas mudanças microestruturais, podendo acarretar modificações nas suas propriedades.

3.6.2. Influência dos Parâmetros Operacionais

As diversas variáveis de uma operação de soldagem podem afetar o fluxo de calor na peça e, portanto, os ciclos térmicos associados. A influência de algumas destas variáveis é discutida abaixo:

- Condutividade térmica da peça: materiais de menor condutividade térmica dissipam o calor por condução mais lentamente, tendendo a apresentar gradientes térmicos mais abruptos no aquecimento e menores velocidades de resfriamento. Nestes materiais, a energia térmica é melhor aproveitada para a fusão localizada necessária à soldagem. Por outro lado, materiais de elevada condutividade térmica, como o cobre e o alumínio, dissipam rapidamente o calor, dificultando a fusão localizada e exigindo, em geral, fontes de calor mais intensas ou, em certos casos, a utilização de preaquecimento para a obtenção de uma fusão adequada.

- Espessura da junta: para uma mesma condição de soldagem, uma junta de maior espessura permite um escoamento mais fácil do calor por condução. Assim, quanto mais espessa a junta, mais rapidamente esta tenderá a se resfriar durante a soldagem. Para soldagem de penetração total, onde o fluxo de calor é predominantemente bidimensional, a velocidade de resfriamento no centro da chapa varia com o quadrado da espessura da junta. Quando a espessura da junta torna-se muito maior do que as dimensões da poça, um fluxo tridimensional de calor passa a predominar e a velocidade de resfriamento torna-se praticamente independente da espessura.

- Geometria da junta: é outro fator que influencia a velocidade de resfriamento de uma solda de forma importante. Por exemplo, esta velocidade será maior na soldagem de juntas em T do que em juntas de topo, quando as variáveis do processo, inclusive a espessura dos componentes da junta, forem semelhantes.

- Energia de soldagem: a velocidade de resfriamento da solda tende a diminuir e a repartição térmica a ficar mais aberta com um aumento na energia de soldagem. Esta influencia na microestrutura formada e tamanho de grão.
- Intensidade de corrente: o aumento da corrente provoca uma maior extensão da ZAC sem mudar formato das isoterms.
- Velocidade de soldagem: a maior velocidade de soldagem deixa as isoterms com formato de elipses mais alongadas, sendo que para menor velocidade, as isoterms possuem formato de círculos.
- Temperatura de preaquecimento: a temperatura inicial em que toda a peça ou a parte desta onde a solda será realizada é colocada antes do início da operação. Como a energia de soldagem, a utilização de preaquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas), e nos gradientes térmicos.

Do ponto de vista operacional, estes três últimos parâmetros são aqueles em que o responsável pela operação de soldagem tem uma maior liberdade para atuar. Isto é muito importante, pois a seleção adequada destes permite um maior controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, portanto, sobre a sua microestrutura e propriedades.

3.7. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

Grande parte dos AID envolve processo de fabricação por soldagem. Com isto, um adequado procedimento é primordial para não haver perda das propriedades deste material. Praticamente todos os processos de soldagem a arco convencionais podem ser usados na soldagem de AID. Por outro lado, o uso de processos com uma fonte de energia de alta densidade, como o feixe de elétrons ou o laser, tem a sua aplicação limitada. Nestes casos a precipitação da austenita é impedida devido às elevadas velocidades de resfriamento da junta [113,177]. O mesmo acontece nos processos de soldagem por resistência e por atrito. Com o intuito de facilitar a formação de austenita na ZF geralmente são usados metais de adição com um teor de Ni de 2,5 a 3,5% acima do teor do metal de base. Um dos problemas é manter a relação de austenita/ferrita na microestrutura. Com o uso destas adições e o controle da diluição, os teores de ferrita podem ser mantidos ao redor de 50%. Uma outra forma de controlar o teor de austenita da ZF é mediante a introdução de nitrogênio na poça de fusão através do metal de adição ou do gás de proteção. Em soldagens manuais, a energia de soldagem tem menos influência quando comparado com o efeito da composição [35]. Para aplicações práticas em juntas soldadas, uma adequada proporção de ferrita na ZF deve ser na faixa de 30 a 70%, de modo a aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão [65].

Nos aços inoxidáveis duplex, a presença de duas fases pode dificultar os processos de soldagem. A microestrutura varia desde a zona de fusão onde ocorrem fenômenos de solidificação até o metal adjacente à solda na zona afetada pelo calor, onde ocorrem transformações no estado sólido

[49]. As mudanças microestruturais que ocorrem durante o aquecimento e o resfriamento de uma solda de um AID devem ser controladas, de modo que as propriedades da junta sejam as melhores possíveis. A composição química da ZF pode ser mudada através do metal de adição e/ou do gás de proteção. Por outro lado, a história térmica determinará basicamente a microestrutura da ZAC dos AID e, eventualmente, da ZF.

A Figura 3.18 apresenta algumas das modificações microestruturais ocorridas na junta soldada de um AID relacionando a repartição térmica com o diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni.

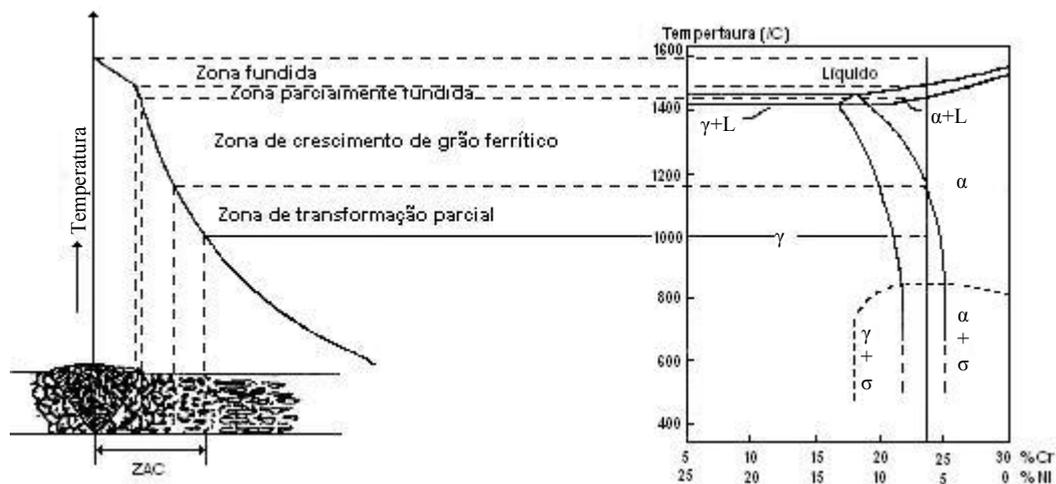


Figura 3.18. Diagrama com mudanças microestruturais de um AID [178].

Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor da junta, dependendo da espessura da chapa. Como consequência, promove a precipitação de austenita, balanceando em parte a microestrutura. Da mesma maneira, pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão, dependendo da temperatura máxima atingida na ZAC. Na situação contrária, uma energia de soldagem baixa leva a uma velocidade de resfriamento elevada. Assim, a precipitação de austenita é dificultada, gerando uma fração elevada de ferrita, o que pela sua vez acarreta a precipitação de uma grande quantidade de nitretos de cromo no interior da ferrita. Em ambos os casos têm-se como resultado uma severa diminuição na tenacidade e na resistência à corrosão do material [2].

Em geral, preaquecimento e pós-aquecimento nas soldagens dos AID não são recomendados [179]. No entanto, controle ideal da energia e da temperatura de interpasse durante a soldagem são requeridas para a correta razão α/γ nas soldas dos AID. A temperatura de interpasse não deve exceder 250°C, sendo que na prática esta temperatura pode ainda ser considerada alta, muitas vezes sendo utilizada temperatura abaixo de 150°C. A energia de soldagem deve estar na faixa de 5 a 25 kJ/cm para o aço inoxidável duplex UNS S31803, sendo que quanto maior a temperatura de interpasse maior a precipitação de fases intermetálicas.

MENEZES et al. [180] analisaram em seu trabalho a influência da energia na soldagem do UNS S31803. Verificaram a baixa influência da energia de soldagem no metal base. No metal de solda houve um aumento do teor de ferrita para energias mais baixas e depois uma tendência do decréscimo da ferrita com o aumento da energia de soldagem, pois à medida que se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento, sendo justamente esse retardo no resfriamento o responsável pela nucleação e crescimento da austenita. Na ZAC, observaram também um aumento da fração de ferrita, posterior decréscimo e um novo aumento para energia de soldagem maior. Este comportamento no 1º trecho se deve pelo fato de que a energia de soldagem menor foi tão baixa que não foi capaz de promover uma intensa dissolução da austenita primária. O comportamento observado para maior energia é pelo fato da área de exposição ao campo ferrítico ser maior. Observaram também uma maior extensão da zona afetada pelo calor a temperaturas elevadas (ZACTE) para maiores energias de soldagem.

A relação Cr_{eq}/Ni_{eq} pode ser uma estimativa para verificar a tendência de formar austenita ou ferrita. Existem diversos diagramas que são utilizados na soldagem. O diagrama de HULL [181], que foi obtido a partir de estruturas fundidas resfriadas rapidamente, leva em conta uma grande quantidade de elementos de liga. Por outro lado, o diagrama do ESPY [182] não leva em conta tantos elementos de liga como o anterior, mas em compensação, avalia muito bem o efeito do nitrogênio, que é um dos elementos de liga mais importantes nos AID, sendo, portanto, o mais aplicado. O diagrama WRC-1992 [183], que é um dos diagramas com mais ampla utilização em soldagem, é bastante simplificado, levando em conta somente o efeito de alguns elementos de liga [2]. O diagrama de SCHAEFFLER é um dos mais tradicionais para avaliar a microestrutura do metal de solda. DE LONG [184] modificou este diagrama, de modo a verificar o efeito do nitrogênio, que é um dos elementos mais importantes do aço inoxidável duplex.

3.7.1. ZAC

A ZAC dos AID pode ser dividida em duas sub-regiões [101,178]: a região submetida a temperaturas elevadas (ZACTE) e a região submetida a temperaturas baixas (ZACTB). A primeira é delimitada pelas temperaturas *solvus* da ferrita, e a temperatura *solidus* da liga, onde o aço está completamente ferritizado. A segunda apresenta como limite superior a temperatura *solvus* da ferrita. Nesta última região da ZAC, o AID permanece no campo bifásico, porém com uma fração volumétrica final de austenita que pode ser bem diferente da do metal de base original. O balanço microestrutural é determinado pelas condições de aquecimento e de resfriamento. GIRALDO [49] em seu trabalho verificou que a condição de resfriamento é mais significativa na precipitação de fases. A evolução da microestrutura da ZAC é mais complicada e depende de muitos fatores, incluindo a

microestrutura original do metal base, o tempo de duração da temperatura de pico e a taxa de aquecimento e resfriamento [185].

3.7.2. ZACTE

A extensão da ZACTE é determinada pelos parâmetros de soldagem, pela geometria da junta e pela composição química do AID ou AISD. Na ZACTE podem ser distinguidos três diferentes estágios, como mostrado na Figura 3.19. O estágio I descreve o aquecimento até a temperatura *solvus* da ferrita. A cinética da dissolução da austenita depende da taxa de aquecimento. Se a velocidade de aquecimento for muito elevada, a dissolução da austenita pode ser impedida, inclusive em temperaturas acima da *solvus* da ferrita [101,186]. Alguns precipitados como nitretos, carbonetos, ou intermetálicos também podem dissolver durante o aquecimento, dependendo da taxa de aquecimento.

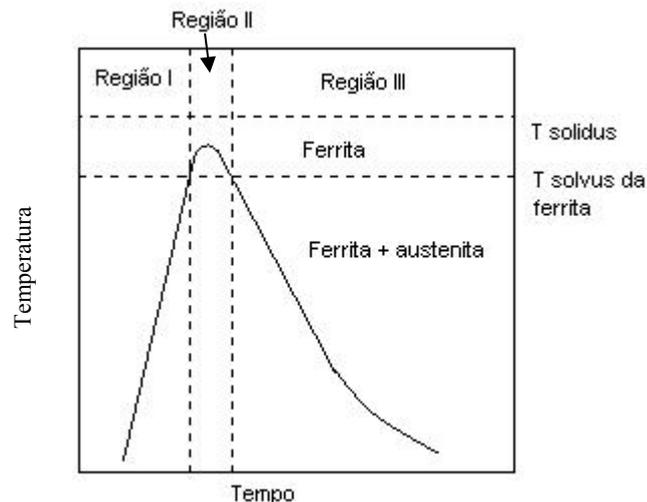


Figura 3.19. Ciclo térmico da ZAC para temperatura acima da *solvus* da ferrita [187].

Durante o estágio II o material encontra-se dentro do campo ferrítico. Os precipitados e a austenita continuam dissolvendo, porém com a cinética acelerada pela temperatura mais elevada. Caso a velocidade de aquecimento não seja muito alta, estas transformações se completam, restando somente a ferrita. A partir deste momento, os grãos de ferrita começarão a crescer e coalescer. O crescimento de grão depende da temperatura e do tempo de permanência do material acima da temperatura *solvus* da ferrita, podendo provocar queda da tenacidade [11].

O estágio III consiste no resfriamento desde a temperatura *solvus* da ferrita até a temperatura ambiente. As mudanças microestruturais incluem a reformação de austenita e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionado ao tempo de resfriamento $t_{1/2/8}$ [49]. Com altas velocidades de resfriamento a austenita precipitada nos contornos de grão da ferrita pode ser descontínua. À medida que a velocidade de resfriamento diminui, a austenita nos contornos torna-se cada vez mais contínua. A partir da saturação dos sítios para nucleação nos

contornos de grão, a austenita cresce em direção ao centro do grão de ferrita, como austenita de Widmanstätten. Para velocidades de resfriamento mais baixas pode ocorrer a precipitação de austenita intragranular.

3.7.3. ZACTB

Abaixo da temperatura solvus da ferrita, que delimita o começo da ZACTB, encontra-se a temperatura onde as frações volumétricas de ferrita e austenita são as de equilíbrio ($T_{\alpha/\gamma}$). Além disso, podem ser definidas as faixas de temperaturas de precipitação de algumas fases de interesse [188].

No estágio I tem-se a dissolução parcial da austenita e, dependendo da velocidade de resfriamento, a sua posterior precipitação. Neste caso, os grãos de austenita não dissolvidos inibem o crescimento de grão ferrítico [101]. Já durante o resfriamento posterior, a austenita cresce continuamente a partir das ilhas intergranulares de austenita não dissolvidas [177]. A fração final de austenita nesta zona é maior que na ZACTE, portanto a precipitação intragranular de nitretos é significativamente menor.

O estágio II é delimitado pelas temperaturas máxima e mínima de precipitação das fases de interesse. A precipitação destas fases depende da cinética da transformação e do tempo de permanência nesta faixa. Nesta faixa de temperatura, a fração volumétrica de austenita e ferrita permanecem praticamente inalterados.

3.7.4. Zona Fundida

Durante a solidificação da poça de fusão, o crescimento epitaxial e competitivo [189,190] a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida, produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na ZF. Assim, o tamanho de grão da ZACTE tem uma influência direta na microestrutura da ZF. Posteriormente, durante o resfriamento, similar ao que acontece na ZACTE, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases possíveis. Os mecanismos das transformações no estado sólido dentro da ZF são basicamente os mesmos descritos para a ZAC [177]. O balanço de fases é afetado pela composição química, metal de adição e condições térmicas.

Durante o resfriamento no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita em temperaturas menores que as da linha *solvus* da ferrita. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita. Quando esta relação é baixa, a transformação começa em temperaturas levemente abaixo do intervalo de solidificação. Nestas temperaturas, a difusão é bem rápida propiciando uma fração de austenita elevada. Quando a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a precipitação de austenita começa em temperaturas baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento [191].

De forma geral, velocidades de resfriamento menores provocam maior fração volumétrica de austenita, aumentando desta forma, a tenacidade no metal de solda. A morfologia da austenita, tal como Widmanstätten ou intragranular, é dependente do tamanho de grão ferrítico e velocidade de resfriamento [178]. A utilização de energia de soldagem baixa proporciona uma elevada velocidade de resfriamento, sendo interessante a adição de elementos austenizantes para provocar um balanceamento adequado das fases ferrita e austenita.

Na soldagem multipasse, há formação de austenita secundária devido ao reaquecimento e refinamento da microestrutura [192]. A ZF apresenta uma maior quantidade de austenita intragranular. Este fato pode ser explicado pela maior quantidade de inclusões na ZF, facilitando a nucleação deste tipo de austenita [134].

Durante a soldagem pode haver o problema de fragilização por hidrogênio. YOUNG et al. [64] verificaram que alguns corpos de prova de UNS S31803 soldados que apresentaram um maior teor de ferrita resultaram em uma maior suscetibilidade às trincas por hidrogênio do que os que tiveram maior teor de austenita, pois esta é mais resistente a este tipo de fragilização. A evolução da taxa de hidrogênio no aço inoxidável duplex depende da geometria, temperatura e microestrutura. A ferrita e austenita possuem diferentes coeficientes de difusão de hidrogênio, sendo que a difusão do hidrogênio na ferrita é cinco vezes maior do que na austenita [193]. Em relação à solubilidade do hidrogênio, esta é aproximadamente 30 vezes maior na austenita do que na ferrita em temperatura ambiente [194].

3.7.5. Soldagem Multipasse

Durante a soldagem multipasse, tanto a ZF como a ZAC são reaquecidas. Isto pode levar a mudanças microestruturais nestas duas regiões, que dependem da microestrutura gerada em cada região pelos ciclos térmicos precedentes. O reaquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma e fase R [11,92,93,195,196]. Por outro lado, a fração de austenita da ZAC aumenta quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos. O reaquecimento da ZACTE em temperaturas elevadas pode levar ao crescimento da austenita intergranular e à precipitação de austenita intragranular [197,198]. Da mesma maneira, os nitretos são parcial ou totalmente dissolvidos, gerando um aumento no teor de nitrogênio na matriz. Como resultado, a precipitação da austenita é favorecida. Já no reaquecimento em temperaturas mais baixas, ao redor de 900°C, pode ocorrer a precipitação de nitretos de cromo tanto na ZACTE como na ZACTB [134,100,101,186].

No primeiro passe, a temperatura máxima atingida e a velocidade de resfriamento são maiores que para os passes seguintes, no caso do ponto a ser analisado estiver próximo do primeiro passe. Observa-se uma diminuição sucessiva devido à variação da temperatura inicial, além do aumento da distância do ponto com relação ao centro da solda. A velocidade de resfriamento também diminui devido aos passes anteriores terem o mesmo efeito da temperatura de preaquecimento da chapa [49]. A

tendência de um material para formar γ depende da sua composição química, isto é, da relação entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos, representada pela relação Cr_{eq}/Ni_{eq} .

Foi verificado em pesquisas anteriores um aumento muito pequeno, por não dizer desprezível, na fração final de austenita com o aumento da energia de soldagem para chapas finas. Isto é, no caso da soldagem multipasse, o aumento da energia da soldagem tem uma influência mínima na fração final de austenita na ZACTE da raiz da solda. Este comentário não deve ser generalizado e deve-se tomar bastante cuidado quando se solda chapas muito grossas com energias de soldagem muito baixas. Nestes casos, mudanças nas energias de soldagem poderão ter um efeito significativo na fração final de austenita [2]. Foi observada também uma tendência de maior aumento da fração da austenita do 1º para o 2º passe para energias mais baixas. Para energias mais elevadas, o aumento da fração volumétrica austenítica foi mais evidenciado do 2º para o 3º passe na ZACTE.

LONDOÑO [2] observou em seu estudo uma leve tendência do aumento da energia absorvida, à medida que a junta multipasse é preenchida e com a maior energia de soldagem. Isto pode ser explicado pela maior precipitação de austenita secundária que acontece para esta energia de soldagem. Em todas as ligas, com exceção da UNS S32550, foram alcançadas tenacidades comparáveis com a do metal de base, após o terceiro passe. Já no caso do AISD UNS S32550, a tenacidade final foi de aproximadamente 50% do seu valor inicial. De forma geral, também foi evidenciada a influência da energia de soldagem no crescimento de grão, sendo que quanto maior a energia submetida ao material, maior crescimento de grão na ZACTE.

Neste mesmo trabalho, a energia de soldagem influenciou as morfologias predominantes da γ_2 . Para as energias de soldagem menores (0,6 e 0,8 kJ/mm) verificou-se o crescimento das γ alotrimórficas e de Widmanstätten e a precipitação de γ_2 intragranulares. Por outro lado, para a energia de soldagem maior (1,0 kJ/mm), somente foi registrado o crescimento das austenitas alotrimórficas e de Widmanstätten e redução da austenita intragranular.

FEDELE [199] observou em seu trabalho que houve um aumento da fração da austenita na zona fundida e na zona afetada pelo calor do passe de raiz das juntas soldadas com as energias de 0,6 e 1,0 kJ/mm, após a deposição do segundo passe no aço inoxidável duplex UNS S31083. Este comportamento é mais acentuado na ZAC para energia de 1,0 kJ/mm. Neste mesmo trabalho, foi observada uma queda da tenacidade da ZAC em relação ao metal base em aproximadamente 55%. Esse fato pode ser explicado considerando as quantidades reduzidas de austenita das zonas afetadas pelo calor em relação às daquelas do metal-base. Na energia de soldagem maior pode ter ocorrido a precipitação de fases fragilizantes, uma vez que os ciclos térmicos acusaram temperaturas suficientes para tal, de forma a compensar o efeito da maior fração de austenita.

Na ZACTB, a fração volumétrica das fases e as estruturas dos grãos permanecem inalteradas, de modo que na soldagem multipasse, o contínuo reaquecimento geralmente promove um aumento da fração de austenita.

Para obter uma resistência à corrosão ótima no passe de raiz de uma solda multipasse, recomenda-se o uso da técnica do passe frio. Esta técnica consiste no emprego de uma energia de soldagem elevada no passe de raiz e uma baixa no segundo passe. Com isto, se obtém uma fração volumétrica elevada de austenita e pouca precipitação de nitretos, tanto na ZF como na ZAC do passe de raiz. Assim, durante o reaquecimento do passe de raiz causado pela aplicação do segundo passe, a precipitação de austenita intragranular, ou de outras fases, na ZF e ZAC do passe de raiz será diminuída [200].

O aumento do número de passes pode levar a uma melhora da resistência à corrosão da junta soldada quando usada uma energia de soldagem baixa. No caso da energia de soldagem ser elevada, a resistência à corrosão não muda com o número de passes [100,186].

Com a utilização de um metal de adição com elevado teor de níquel, pode ser suprimida a utilização de tratamentos térmicos, de forma a diminuir os custos relacionados ao processo. FEDELE [199] observou que os resultados do ensaio de suscetibilidade à corrosão por pites mostraram que a taxa de corrosão da ZAC do passe de raiz da junta de 0,6 kJ/mm é pequena e diminui ainda mais após a deposição do segundo passe. Já a junta soldada com 1,0 kJ/mm apresentou um comportamento contrário. A taxa de corrosão da ZAC do passe de raiz desta junta é maior do que a da ZAC do passe de raiz da junta de 0,6 kJ/mm, e aumentou bastante com a deposição do segundo passe. O autor sugere que a explicação para a inversão de comportamento da taxa de corrosão da junta de 1,0 kJ/mm em relação à junta de 0,6 kJ/mm, após a deposição do segundo passe, esteja nos ciclos térmicos. Com a deposição do segundo passe, os precipitados formados durante o resfriamento do primeiro dissolvem-se parcialmente devido às altas temperaturas atingidas. Porém, devido à menor velocidade de resfriamento da junta de 1,0 kJ/mm, a quantidade de novos precipitados tende a ser maior devido à maior quantidade de interfaces de ferrita/austenita. Já a junta de 0,6 kJ/mm apresentou maior velocidade de resfriamento, portanto, tende a possuir uma menor quantidade de precipitados.

No caso de soldagem multipasse, o controle da temperatura entre os passes é mais crítico ainda. Caso esta temperatura esteja muito acima de 100°C, pode ocorrer a precipitação de α' , γ_2 e fases intermetálicas [173]. A fase α' pode acarretar uma perda de tenacidade no material. A presença de γ_2 e de fases intermetálicas podem prejudicar a resistência à corrosão localizada e a tenacidade dos AID devido à possível existência de regiões pobres em cromo.

Desta forma, os AID são ligas relativamente recentes, os conhecimentos que se tem sobre a sua metalurgia e a sua aplicação à soldagem são vastos, isto devido principalmente à ampla utilização destes materiais na indústria de base, o que tem impulsionado fortemente a pesquisa neste campo. Porém, o conhecimento que se tem até o momento não é suficiente para explicar os fenômenos observados, com o qual o projeto de procedimentos de soldagem para estas ligas por parte dos engenheiros não é um assunto trivial, de modo a analisar o efeito da variação da energia de soldagem pela alteração da corrente ou velocidade de soldagem, de modo que o Laboratório de Engenharia de Soldagem-UFC já verificou em diversos trabalhos a influência destes parâmetros na geometria e

diluição dos corpos de prova soldados. Desta forma, este trabalho encara os problemas da soldabilidade dos AID desde dois flancos. Inicialmente o fundamental, no qual se estudam alguns aspectos fundamentais sobre as transformações de fase envolvidas. Mas o tema também é abordado desde um ponto de vista prático, de modo tal que os resultados obtidos na primeira parte são aplicados para explicar alguns dos fenômenos observados na prática. Assim, o conhecimento adquirido com esta pesquisa vem a facilitar as tomadas de decisões dos engenheiros quanto à elaboração de procedimentos de soldagem para uma gama bastante ampla de AID.

CAPÍTULO IV

4. EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E METODOLOGIA

A seguir serão apresentados os equipamentos, os materiais e a metodologia empregada neste trabalho.

4.1. Equipamentos

Os cortes das chapas empregadas nas três etapas do trabalho foram feitos com uma máquina de serra mostrada na Figura 4.1.



Figura 4.1. Máquina horizontal com operação manual e gravitacional série 3000-Modelo St-3720.

Para obtenção das menores amostras deste trabalho utilizou-se a *CUT-OFF* da marca *RISITER* e modelo *CMR-60* (Figura 4.2).



Figura 4.2. Máquina *CUT-OFF* para corte das amostras.

A soldagem foi realizada utilizando a fonte multiprocesso Inversal 300 (Figura 4.3) com sistema de aquisição de corrente e tensão de soldagem, com frequência de 9600 MHz.

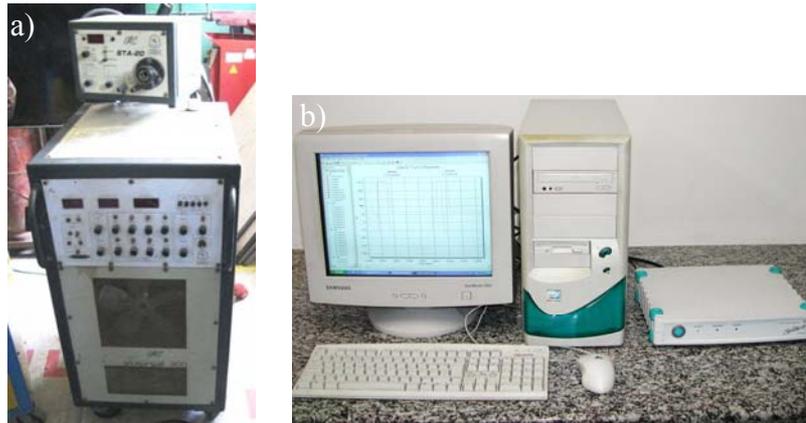


Figura 4.3. a) Fonte de soldagem multiprocesso Inversal 300; b) Sistema de aquisição.

O controle da temperatura de interpasse foi realizado utilizando um termopar (Figura 4.4). O ressecamento do eletrodo revestido foi realizado a 300°C durante 2 horas e, posteriormente, foi colocado em uma estufa à temperatura de manutenção de 125°C que é recomendado pelo fabricante (Figura 4.5).



Figura 4.4. Controle da temperatura de interpasse com utilização do termopar.



Figura 4.5. Estufa para a secagem dos eletrodos revestidos.

O procedimento de preparação das amostras para a caracterização metalográfica dos AID soldados em todas as etapas deste trabalho consistiu no lixamento de 80 até 1200 *mesh* e polimento manual com pasta de diamante na sequência 6, 3 e 1 μm de tamanho médio de partícula, utilizando

lubrificação com água destilada e limpeza adequada da amostra entre os polimentos. A Figura 4.6 mostra o equipamento em que foi realizado o lixamento e polimento de todas as amostras deste trabalho.



Figura 4.6. Lixadeira e politriz da marca AROTEC-Modelo AROPOL E.

A caracterização metalúrgica das amostras soldadas foi feita por microscopia ótica utilizando o microscópio da marca *OLYMPUS* de modelo GX41. O registro das fotos foi realizado com a ajuda do software *Image Pro-Plus 6.0.0.260* que é acoplado ao microscópio (Figura 4.7).



Figura 4.7. Microscópio para o registro de fotos.

A fração volumétrica de ferrita foi determinada com o auxílio do ferritoscópio *FISCHER*, calibrado com o auxílio de padrões, tendo resolução de detecção 0,1% de ferrita calibrado para medição direta de fração volumétrica de 0 a 48% de ferrita. Vinte medições foram realizadas em cada face da amostra do material como recebido, como mostrado na Figura 4.8, utilizando o ferritoscópio (Figura 4.9). As medidas também foram realizadas nos corpos de prova soldados na seção transversal. Este equipamento não necessita de ataques de revelação da microestrutura, nem de técnicas de análise de imagens, sendo uma análise magnética, além da área de análise ser maior. A utilização desta técnica para obtenção da fração volumétrica de ferrita é bastante confiável e foi utilizado em diversos

trabalhos [36,41,47,48, 49,116,196].

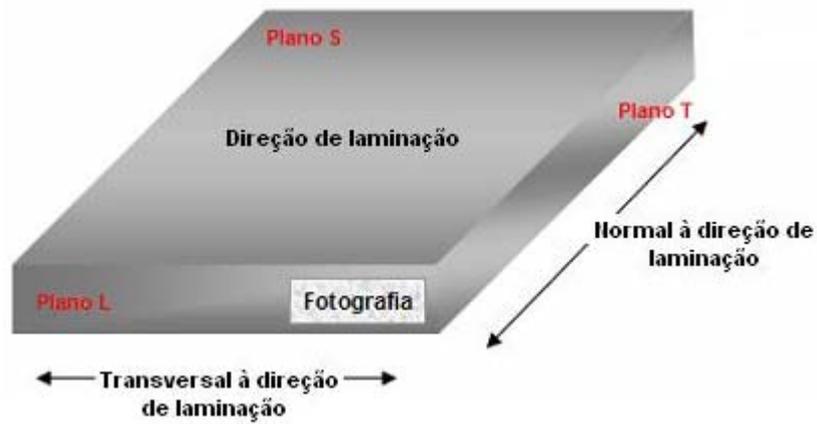


Figura 4.8. Desenho esquemático das seções a serem analisadas pelo ferritoscópio.



Figura 4.9. Ferritoscópio FISCHER modelo Ferritscope MP3OE-S.

As medições de microdureza realizadas no trabalho foram feitas com a utilização de carga 100 g, segundo a norma ASTM E384-99 [201] com o microdurômetro mostrado na Figura 4.10.



Figura 4.10. Microdurômetro SHIMADZU modelo HMV-2.

Para a realização do ensaio de Impacto Charpy, os corpos de prova foram fresados e retificados, sendo que o entalhe foi feito em uma máquina de brochamento da Time Inc. Group, modelo L71-UV (Figura 4.11a). A máquina de ensaio Charpy utilizada foi com capacidade máxima de 150 J.

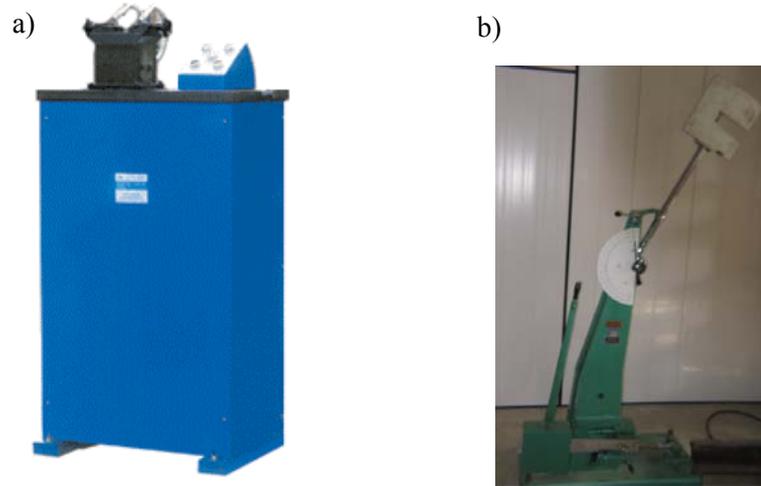


Figura 4.11. a) Máquina de brochamento; b) Máquina de ensaio de impacto Charpy.

4.2. Materiais

A soldagem da 1ª Etapa foi realizada no metal base ASTM A 516 Gr. 60 com as dimensões 150x100x13 mm com a composição química mostrada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química do ASTM A 516 Gr. 60.

Material	Composição Química (% em peso)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Al	Cu	Mo	Ni
ASTM 516 Gr.60	0,18	0,99	0,023	0,008	0,20	0,004	0,041	-	-	-

O eletrodo revestido utilizado como metal de adição foi o AWS E2209-17 (Sandvik 22.9.3.LR) com diâmetro de 4,0 mm, indicado pelo fabricante, de modo a ter boa resistência à corrosão intergranular, por pites e sob tensão em ambientes contendo H₂S e cloretos (Figura 4.12). Este eletrodo é rutílico básico indicado para serviços a temperaturas acima de 250°C [202]. A resistência por pite equivalente (PRE) é 35 no mínimo, sendo que o recomendado é que seja maior que 33.



Figura 4.12. Eletrodos revestidos AWS E2209-17 (Sandvik 22.9.3.LR).

Na Tabela 4.2 é mostrada a composição química do metal base utilizado na 2^a e 3^a Etapas e do metal de adição AWS E2209-17.

Tabela 4.2. Composição química do AID UNS S31803 e metal de adição AWS E2209-17.

Material	Composição Química (% em peso)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	N
Metal base	0,017	1,450	0,025	0,001	0,430	22,120	5,580	0,210	3,080	0,160
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

O reagente para o ataque do aço inoxidável duplex foi o Behara (Tabela 4.3), que é um dos mais indicados para diferenciar as fases presentes (austenita e ferrita).

Tabela 4.3. Composição do reagente metalográfico utilizado descrito por Behara.

Componente	Composição
Água destilada	100 mL
Ácido clorídrico (HCL) P.A.	30 mL
Metabissulfito de potássio (K ₂ S ₂ O ₅)	0,4 a 1,5 g

O tempo de imersão do ataque variou de acordo com a concentração do metabissulfito de potássio e foi interrompido com água corrente, sendo que a superfície de observação foi secada através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliada por jato de ar quente.

4.3. Metodologia

O trabalho foi dividido em três etapas principais: a) Estudo exploratório para soldagens com o eletrodo revestido; b) soldagem em chapas de aço inoxidável duplex e c) soldagem multipasse em juntas preparadas em chapas de aço inoxidável. A fim de facilitar a compreensão da metodologia empregada, a Figura 4.13 apresenta uma síntese das etapas realizadas, bem como de todas as atividades desenvolvidas.

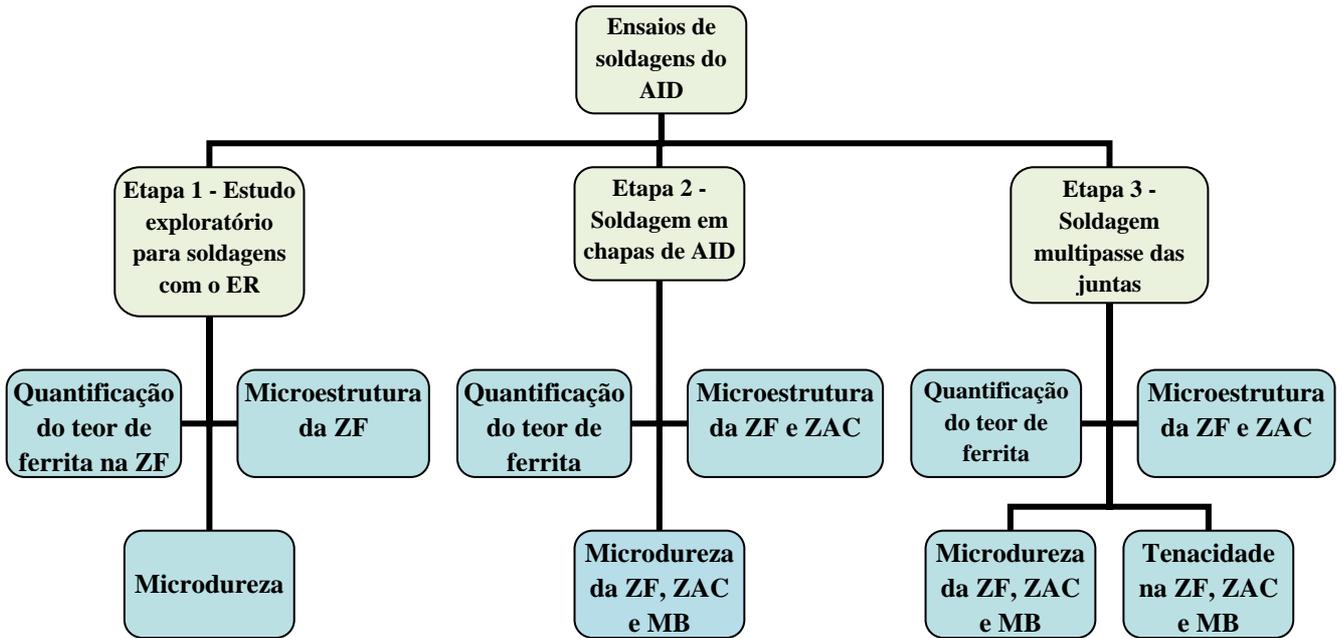


Figura 4.13. Organograma das atividades realizadas no trabalho.

4.3.1. Etapa 1 - Estudo Exploratório para Soldagens com o Eletrodo Revestido

Nesta etapa foi realizado um estudo exploratório, de modo que as energias de soldagem empregadas foram variadas de forma a permanecer na faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm que é recomendada pela literatura, de modo a evitar precipitações de fases que poderiam comprometer de forma significativa as propriedades mecânicas e resistência à corrosão [2]. Com isto, esta etapa teve como objetivo estudar a influência da energia de soldagem, bem como de forma intrínseca, variáveis como corrente e velocidade de soldagem na morfologia da microestrutura, no balanceamento de fases e na microdureza do metal de solda.

As soldagens de revestimento em duas camadas foram feitas no aço estrutural ASTM A516 Gr. 60 em chapas de dimensões 150x100x13 mm, empregando o eletrodo revestido AWS E2209-17. Foram definidas cinco energias de soldagem: 6, 10, 15, 20 e 24 kJ/cm com utilização de três níveis de corrente: 100, 135 e 160 A. e sete velocidades de soldagem: 8.5, 10, 13, 15, 20, 25 e 32 cm/min. Foi realizado soldagem multipasse manual com sobreposição de 30 a 50% na 1ª camada com a energia de soldagem especificada para cada corpo de prova. Posteriormente, foi realizada a soldagem da 2ª camada com os mesmos parâmetros de soldagem da camada anterior. Desta forma, a 1ª camada serviu para diminuir a diluição que seria provocada pelo contato direto entre a 2ª camada e o metal base, sendo uma camada intermediária, além de se aproximar das condições de soldagem em aço inoxidável duplex. A utilização desta metodologia visava também avaliar os efeitos da variação da energia, pelas alterações da corrente e da velocidade de soldagem, sobre o balanceamento das fases e morfologia, além da microdureza do metal de solda. Houve um controle da temperatura de interpasse em 135°C

com a utilização de um termopar. Foi evitado o preaquecimento e pós-aquecimento, de modo a minimizar formação de fases intermetálicas e diminuir o tempo de soldagem, para aproximar da condição real de operação.

São mostrados na Tabela 4.4 os parâmetros de soldagem do aço estrutural ASTM A516 Gr. 60 com a utilização do eletrodo AWS 2209-17.

Tabela 4.4. Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.

Corpo de prova	Energia de soldagem (kJ/cm)	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C3	24	160	10
C4	15	135	13
C5	24	135	8,5
C6	6	135	32
C7	10	135	20
C8	6	100	25
C9	10	100	15

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V e $\eta_{\text{térmico}}$ 0,8.

A variação da energia pela alteração da corrente de soldagem foi feita nas soldagens dos corpos de prova C1, C2 e C3. No entanto, para avaliar este efeito não foi possível realizar estudos para energias menores, pois a corrente mínima indicado para o eletrodo é de 100 A e mesmo utilizando velocidades de soldagem maiores, a variação das energias seria muito pequena, não possuindo resultados suficientes para análise. Posteriormente, utilizando a corrente intermediária de 135 A realizaram-se as soldagens dos corpos de prova C4, C5, C6 e C7 para avaliar o efeito da velocidade de soldagem nas propriedades e microestrutura da zona fundida. Para verificar se o comportamento era o mesmo ocorrido para o nível de corrente mais baixo, foram realizados mais dois ensaios (C8 e C9) para a corrente média de 100 A. Teve-se o cuidado de manter a mesma largura depositada em todas as condições.

Na Figura 4.14 são mostrados como foram depositados os cordões de aço inoxidável sobre o aço estrutural ASTM 516 Gr. 60.

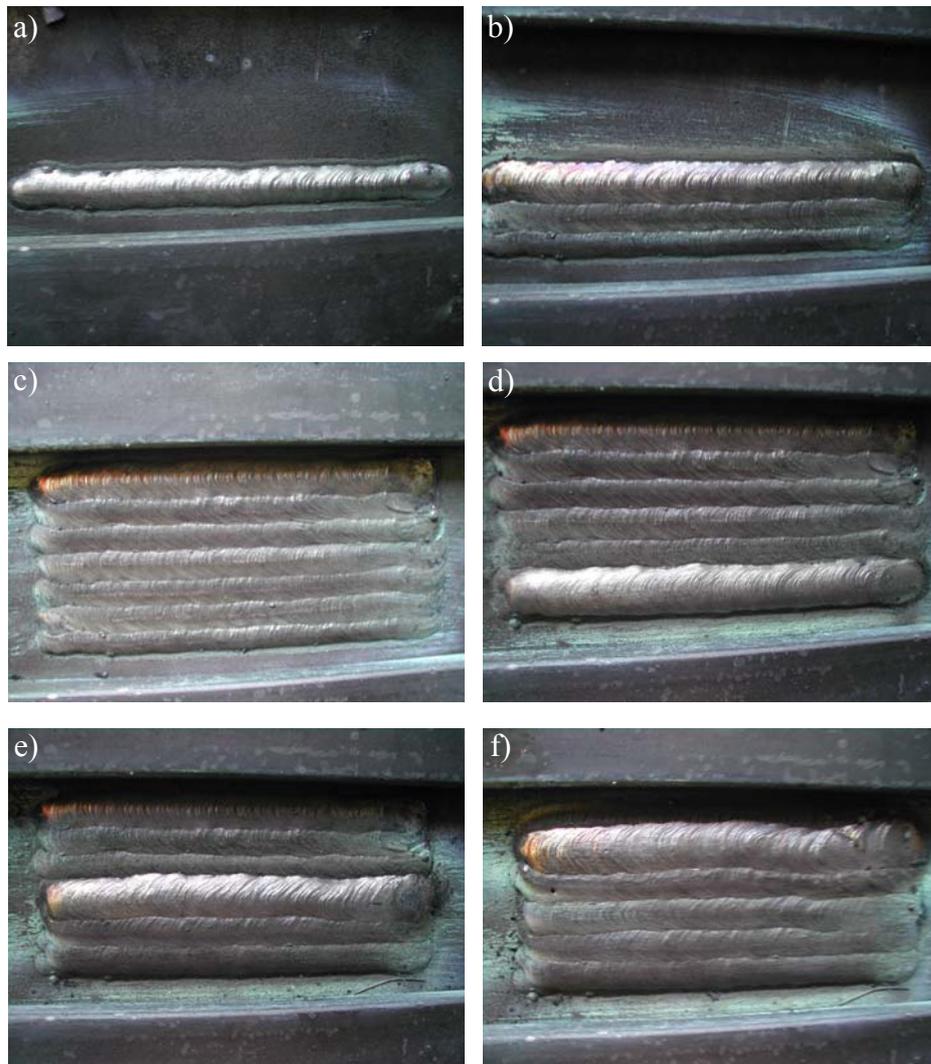


Figura 4.14. Sequência dos passes para $V_s = 20$ cm/min, $I = 135$ A e $E = 10$ kJ/cm. a) soldagem do 1º cordão da 1ª camada; b) soldagem do 3º cordão da 1ª camada; c) soldagem do 7º cordão da 1ª camada; d) soldagem do 1º cordão da 2ª camada; e) soldagem do 3º cordão da 2ª camada; f) soldagem do 5º cordão da 2ª camada.

Na Figura 4.15 é mostrado o sistema de restrição que foi utilizado para minimizar a deformação do corpo de prova imposto pelo ciclo térmico, principalmente para energias mais elevadas. O objetivo de se restringir a chapa durante as soldagens foi de aproximar das condições reais de soldagem.

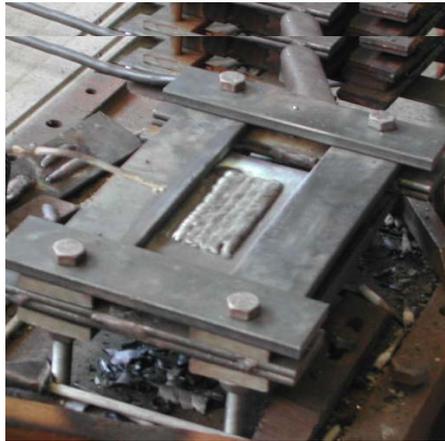


Figura 4.15. Sistema de restrição para a realização das soldagens.

Foi feita uma caracterização microestrutural com análise metalográfica de modo a avaliar a microestrutura presente no metal de solda para os diferentes níveis de energia, além da quantificação da fase ferrítica por meio do ferritoscópio. Primeiramente, foi realizado o corte da seção transversal na terça parte inicial e final dos cordões de solda, como mostrado na Figura 4.16.

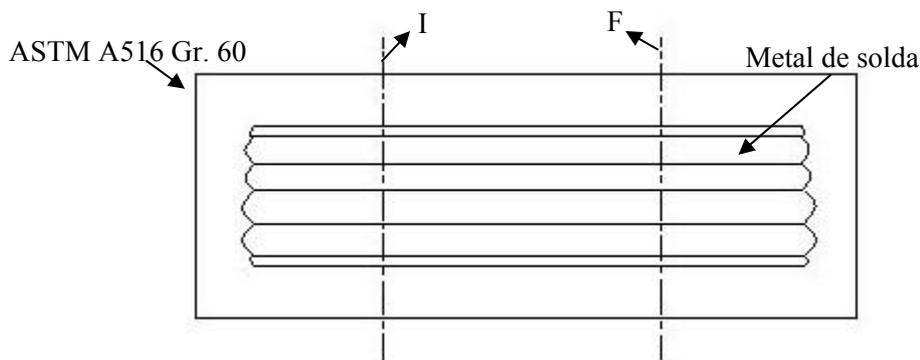


Figura 4.16. Desenho esquemático das regiões de corte.

As medidas para avaliação do teor de ferrita foram realizadas ao longo da seção transversal, de modo que a superfície foi lixada com 80 *mesh* para verificar a fração volumétrica de ferrita dos cordões da 1ª camada e 2ª camada para avaliar o efeito da sobreposição dos passes laterais e da 2ª camada em relação à 1ª camada, de modo que em cada cordão foram realizadas 20 medições. O nível de significância dos parâmetros de soldagem foi avaliado utilizando o software *Statistica* versão 7.0 realizando a análise de variância ANOVA. Foi analisado o valor de *p* que é obtido pelo software, de modo que se este valor é maior que o nível de significância de 5%, a hipótese nula deve ser aceita, que indica que a combinação dos fatores não é significativa ou, de outra maneira, não há suficiente evidência de que a combinação de efeitos influencie.

Em seguida foi realizado o lixamento de 100 até 600 *mesh* e realizadas macrografias da seção soldada de todos os corpos de prova para análise do perfil dos cordões de solda. Depois foi dado

continuidade ao lixamento de 1200 *mesh* e polimento com pastas de diamante de 6, 3 e 1 μm e consequente ataque com Behara para caracterização do metal de solda. Para a realização do ataque químico teve-se o cuidado de isolar o metal base do metal de solda, pois sem o isolamento observou-se uma reação química durante o ataque, podendo ser proveniente da liberação do elemento ferro, prejudicando na eficiência do ataque e contaminação do reagente. Nesta etapa também foi realizada a quantificação de fases por meio de um software SVRNA que realiza a quantificação por meio de fotos captadas da microestrutura. Para cada cordão de solda foram realizadas pelo menos 20 fotos para um menor erro no levantamento de dados. A quantificação de austenita Widmanstätten foi feita de forma qualitativa, no qual foram analisados diversos campos em cada cordão de solda, de modo a verificar se havia presença ou não de austenita Widmanstätten.

Para melhor análise do ensaio de microdureza das amostras, foram realizadas medidas ao longo da 2ª camada. Os pontos em vermelho no metal de solda da 2ª camada da Figura 4.17 ilustram as regiões em que foram medidas as microdurezas. São observados três pontos vermelhos em cada cordão de solda (início, meio e fim do cordão), de modo que em cada região desta foram feitas em média 20 impressões. As linhas em vertical indicam as posições que foram feitos os perfis de microdureza até alcançar o metal base. A carga utilizada para este ensaio foi de 0,98 N com aplicação durante 15 s.

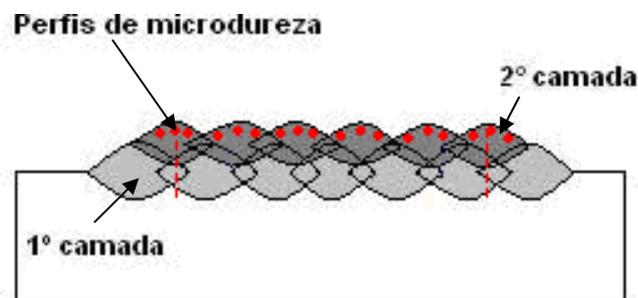


Figura 4.17. Ilustração das regiões de medições dos perfis de microdureza no metal de solda.

Os critérios de aceitação dos corpos de prova soldados nesta Etapa 1 em relação ao percentual de ferrita no metal de solda (30 a 70%) e microdureza inferior a 310 HV.

4.3.2. Etapa 2 - Soldagem em Chapas de Aço Inoxidável Duplex

Primeiramente, foi feita a caracterização do material duplex UNS S31803 na condição como recebido. Todos os corpos de prova foram cortados nas dimensões de 150x100x13 mm. A caracterização consistiu em determinar os percentuais de fases presentes, microestrutura e microdureza.

Nesta etapa foi avaliado o efeito da soldagem na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC) no aço inoxidável duplex UNS S31803. Nos ensaios dessa fase foram utilizadas

condições da etapa anterior que resultaram nos resultados mais satisfatórios. As condições soldadas nesta etapa foram as C1, C2, C4 e C5. As soldagens foram realizadas com a deposição de duas camadas com sobreposição de 30 a 50% entre os passes laterais, sendo que a temperatura de interpasse foi mantida a 135°C. Em todas as soldagens utilizou-se o mesmo sistema de restrição (Figura 4.15) apresentado na Etapa 1. Na Tabela 4.5 são mostrados os parâmetros de soldagem para as condições da Etapa 2.

Tabela 4.5. Parâmetros de soldagem.

Corpo de prova	Energia de soldagem (kJ/cm)	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C4	15	135	13
C5	24	135	8,5

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V e $\eta_{\text{térmico}}$ 0,8.

Na Figura 4.18 é mostrada a sequência da soldagem realizada para uma das condições soldadas.

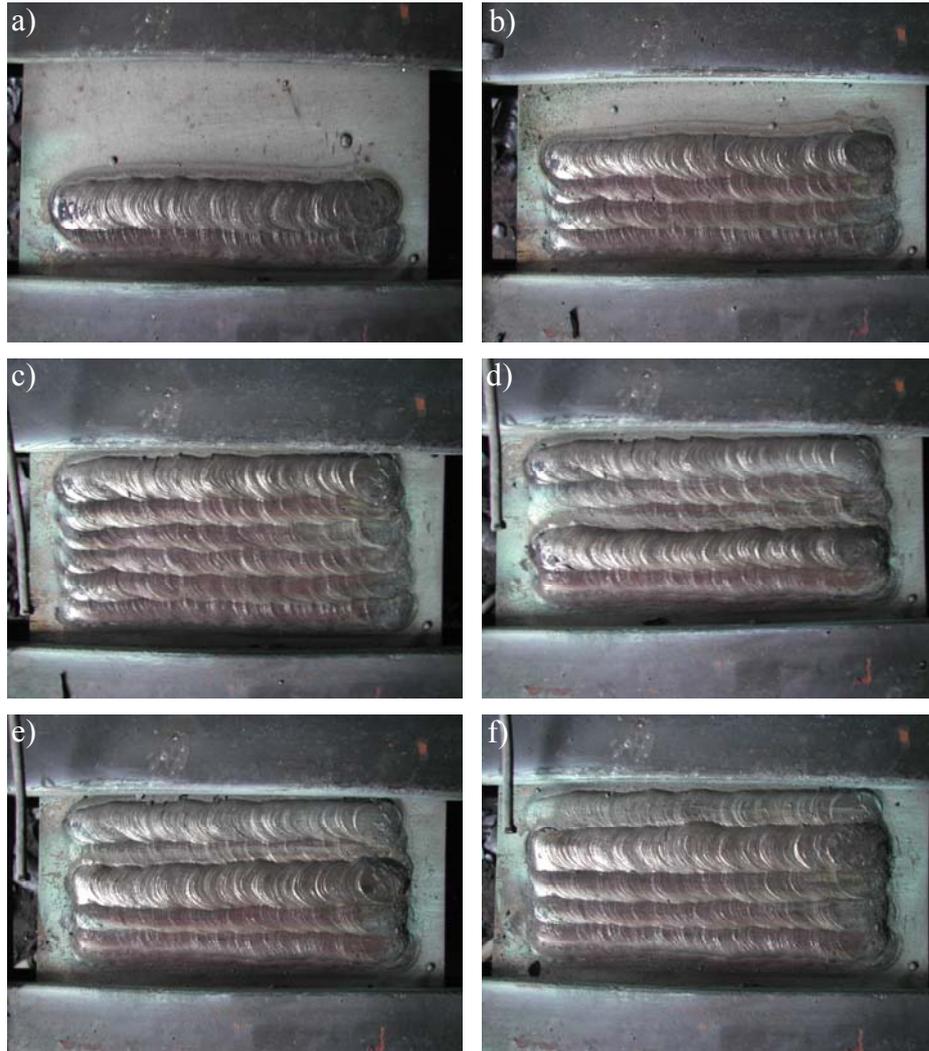


Figura 4.18. Sequência dos passes para $V_s = 13$ cm/min, $I = 135$ A e $E = 15$ kJ/cm. a) soldagem do 2º cordão da 1ª camada; b) soldagem do 4º cordão da 1ª camada; c) soldagem do 6º cordão da 1ª camada; d) soldagem do 2º cordão da 2ª camada; e) soldagem do 3º cordão da 2ª camada; f) soldagem do 4º cordão da 2ª camada.

Foi realizada a caracterização metalúrgica de modo a avaliar a microestrutura existente e percentual de ferrita, além da microdureza. Esta etapa tem como objetivo avaliar o efeito das energias de soldagem empregadas na microestrutura, no balanceamento de fases e nas propriedades mecânicas da ZAC e do metal de solda.

Após lixamento até 600 *mesh*, foram realizadas macrografias da seção transversal dos corpos de prova soldados para verificar a geometria dos cordões soldados. Posteriormente, foram feitas as medições pelo ferritoscópio do teor de ferrita no metal de solda e ZAC para verificar a mudança de comportamento para diferentes condições de soldagem. A preparação metalográfica foi realizada com continuidade no lixamento até 1200 *mesh* e posterior polimento de 6, 3 e 1 μ m. O ataque químico realizado foi com Behara com tempo de exposição de 15 segundos para revelar a microestrutura em toda a amostra. Foi verificada a microestrutura formada no metal de solda e ZAC, de modo a observar a influência da soldagem multipasse na morfologia da austenita formada e teor de ferrita.

Foram realizadas as medições de microdureza utilizando carga de 100 g durante 15 s, de modo a verificar as mudanças dos valores de microdureza ao longo do metal de solda da 2^a camada, que é a região mais importante na aplicação de revestimento. Também foi realizado o perfil de microdureza na direção vertical desde o metal de solda na 2^a camada até o metal base, sendo que estas impressões foram realizadas em duas regiões distintas, uma no primeiro cordão de solda e outra, no último cordão soldado. Em relação à obtenção dos perfis de microdureza foi estabelecida a mesma metodologia da etapa anterior (Figura 4.17). Os critérios de aceitação nesta Etapa 2 foram em relação ao percentual de ferrita no metal de solda (30 a 70%), microestrutura refinada na ZAC e microdureza inferior a 310 HV)

4.3.3. Etapa 3 - Soldagem Multipasse das Juntas

Nesta etapa foram soldados os corpos de prova com soldagem multipasse, de modo a verificar a influência dos ciclos térmicos na junta soldada avaliando as modificações na microestrutura, no balanceamento de fases e propriedades mecânicas (microdureza e tenacidade). Foram utilizados níveis de energias de soldagem e números de corpos de prova baseados nas melhores condições de exploração obtido na etapa anterior. Foram utilizadas energias diferentes no passe de raiz e preenchimento de acordo com a Tabela 4.6 e adequados ciclos térmicos de modo a obter boas propriedades mecânicas. Os parâmetros de soldagem para o preenchimento da junta para todas as condições foram as mesmas das etapas anteriores. A temperatura de preaquecimento foi de 25°C. A temperatura de interpasse entre o 1^o e 2^o passe foi de 60°C, entre o 2^o e o 3^o foi de 100°C e entre os passes seguintes foi de 135°C. O aumento da temperatura de interpasse pode ser justificado pela redução da eficiência térmica do processo, à medida que o chanfro fica menos profundo.

Tabela 4.6. Parâmetros de soldagem da junta.

Corpo de prova	Preenchimento			Passe de raiz			Observações	
	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	Uso de Restrição	Modo de Preenchimento
C1R	15	100	10	4,8	80	25	sim	I
C1S	15	100	10	4,8	80	25	não	I
C2R	20	135	10	5,04	95	28	sim	I
C2S	20	135	10	5,04	95	28	não	I
C4R	15	135	13	5,04	95	28	sim	I
C4R	15	135	13	5,04	95	28	sim	II

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V e $\eta_{\text{térmico}}$ 0,8; R - restrição; S- sem restrição.

As soldagens foram realizadas em chanfros de 30°, com as dimensões mostradas na Figura 4.19. Na Figura 4.20 é mostrado como foi feito o preenchimento para a maioria das juntas, de modo que para a condição C4 foram utilizadas duas formas de preenchimento, I (Figura 4.20) e II (Figura 4.21), para avaliação do efeito do procedimento de preenchimento nas propriedades e microestrutura em toda a junta. Foi verificado o efeito da utilização do sistema de restrição para as condições C1 e C2 nas propriedades mecânicas e na forma de solidificação do metal de solda. Pretendia-se com a restrição induzir a formação de austenita Widmanstätten, que por sua vez pode modificar as propriedades mecânicas da junta soldada.

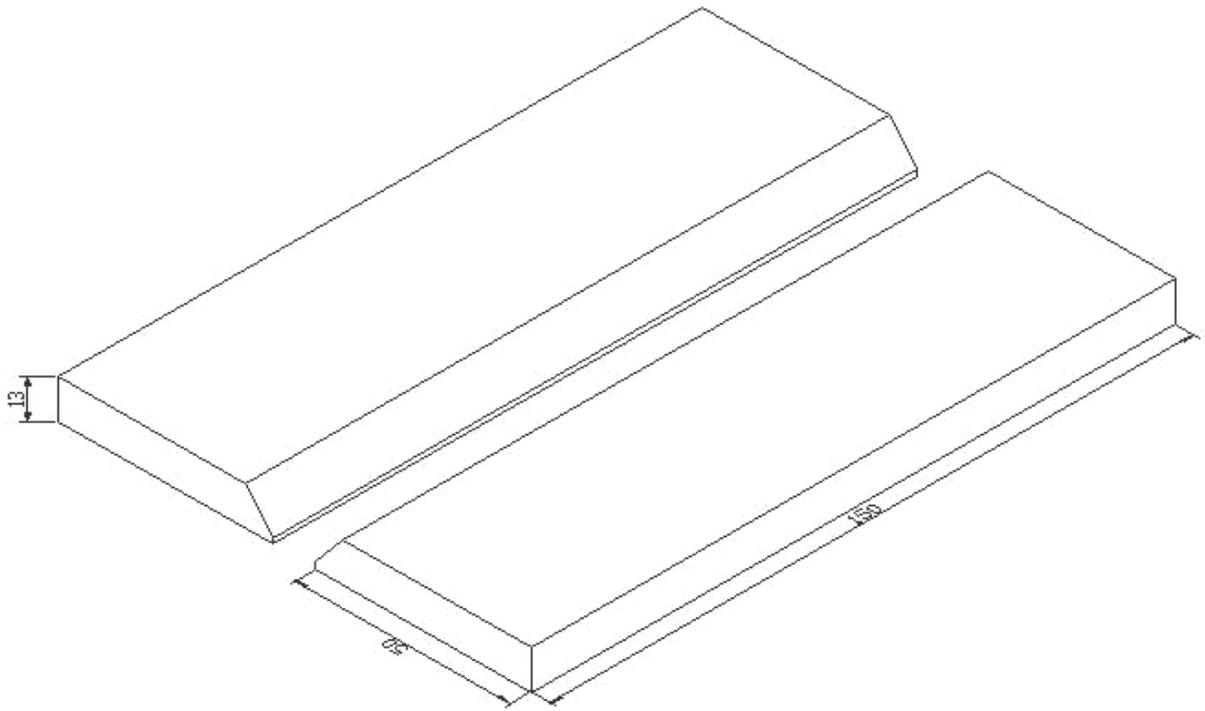


Figura 4.19. Ilustração da geometria da junta fabricada.

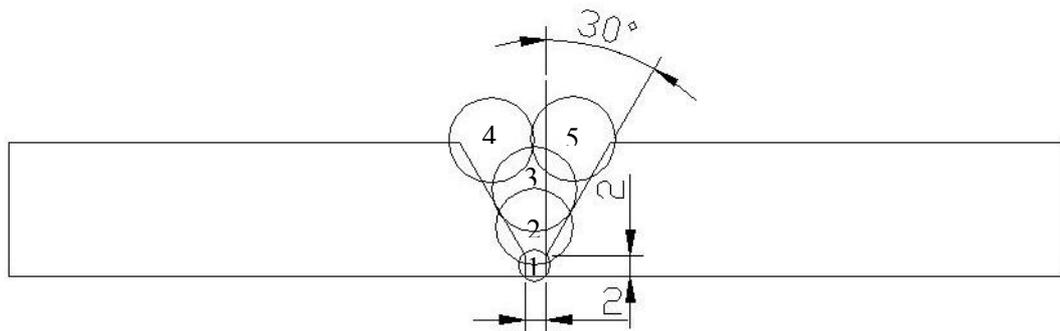


Figura 4.20. Ilustração do preenchimento da junta para o procedimento I.

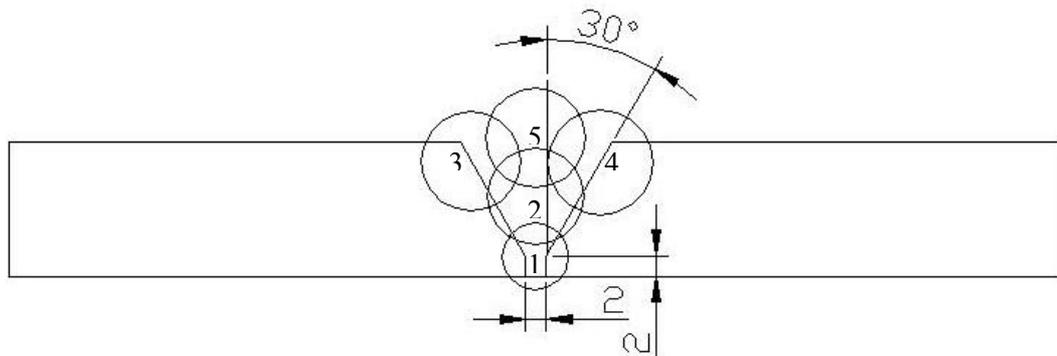


Figura 4.21. Ilustração de preenchimento da junta para o procedimento II.

Nesta etapa foi feita uma análise microestrutural da ZF e da ZAC de modo a analisar mudanças provenientes do ciclo térmico na microestrutura. Com esta etapa foi possível uma análise

quantitativa e qualitativa das fases presentes de modo a prever mudanças nas propriedades. A usinagem dos corpos de prova Charpy obedeceram a norma ASTM E23 [203].

As dimensões de todos os corpos de prova para ensaio de impacto Charpy foram de forma reduzida: 5x5x55 mm, com entalhe em “V”, segundo a norma ASTM E 23-02a na temperatura de -40°C, resfriado pela utilização de nitrogênio líquido. Esta temperatura foi escolhida para avaliar a influência da precipitação de fases frágeis na tenacidade segundo a norma ASTM A 923-03 [204]. Foram separados quatro corpos de prova Charpy para verificação de energia absorvida na ZAC e quatro do metal base (Figura 4.23). As condições que foram realizadas este ensaio foram C1R, C2R e C2S. O ensaio nas condições C1R e C2R serviram para analisar a influência da variação da energia de soldagem na energia absorvida no impacto. O ensaio de impacto também foi realizado na condição C2S para avaliar o efeito da restrição na soldagem em comparação com a condição C2R. A orientação do plano da trinca foi paralela à direção de laminação, sendo a região mais crítica [64]. Foram realizados entalhes na região do metal base como recebido, e ZAC e ZF nos materiais soldados. Para o posicionamento do entalhe foi feito um ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 8 V_{cc} por 1 minuto para melhor visualização da região soldada.

A Figura 4.22 mostra as posições dos corpos de prova retirados das chapas soldadas para a realização dos ensaios Charpy e de microdureza. A Figura 4.23 ilustra o posicionamento dos entalhes nas regiões do metal de solda e da ZAC. No metal de solda, o entalhe ficou na posição central na superfície quando o preenchimento foi de acordo com o procedimento II, e no centro do último cordão de acabamento depositado para o preenchimento I. Em relação à ZAC, o entalhe ficou na posição do lado no qual foi depositado o penúltimo cordão de solda. Nos quatro corpos de prova, para cada condição, o entalhe ficou na mesma posição para haver maior reprodutibilidade nos resultados. Posteriormente, análises macroscópicas foram realizadas na região da fratura. Para a realização do ensaio de impacto foi utilizada a norma ABNT NM 281-2 [205].

Em cada condição soldada, também houve separação de amostra para análise microestrutural ao longo da seção transversal, de forma a analisar o metal de solda e ZAC (Figura 4.23). Também foi realizado levantamento de perfis de microdureza ao longo do metal de solda desde o passe de acabamento até o passe de raiz. Também foi realizado microdureza do metal de solda na última camada depositada até o metal base (Figura 4.24).

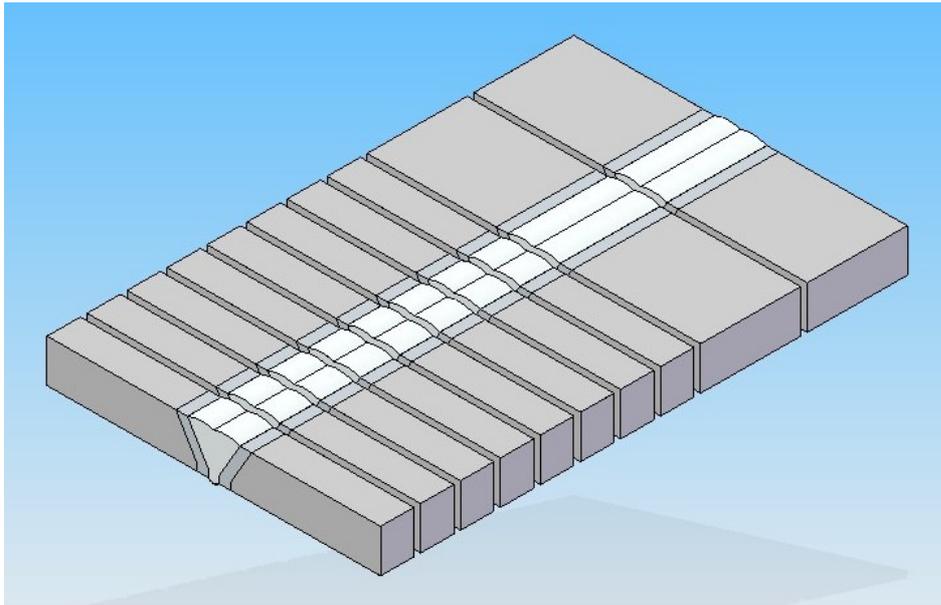


Figura 4.22. Corte para avaliação das propriedades mecânicas e metalúrgicas.

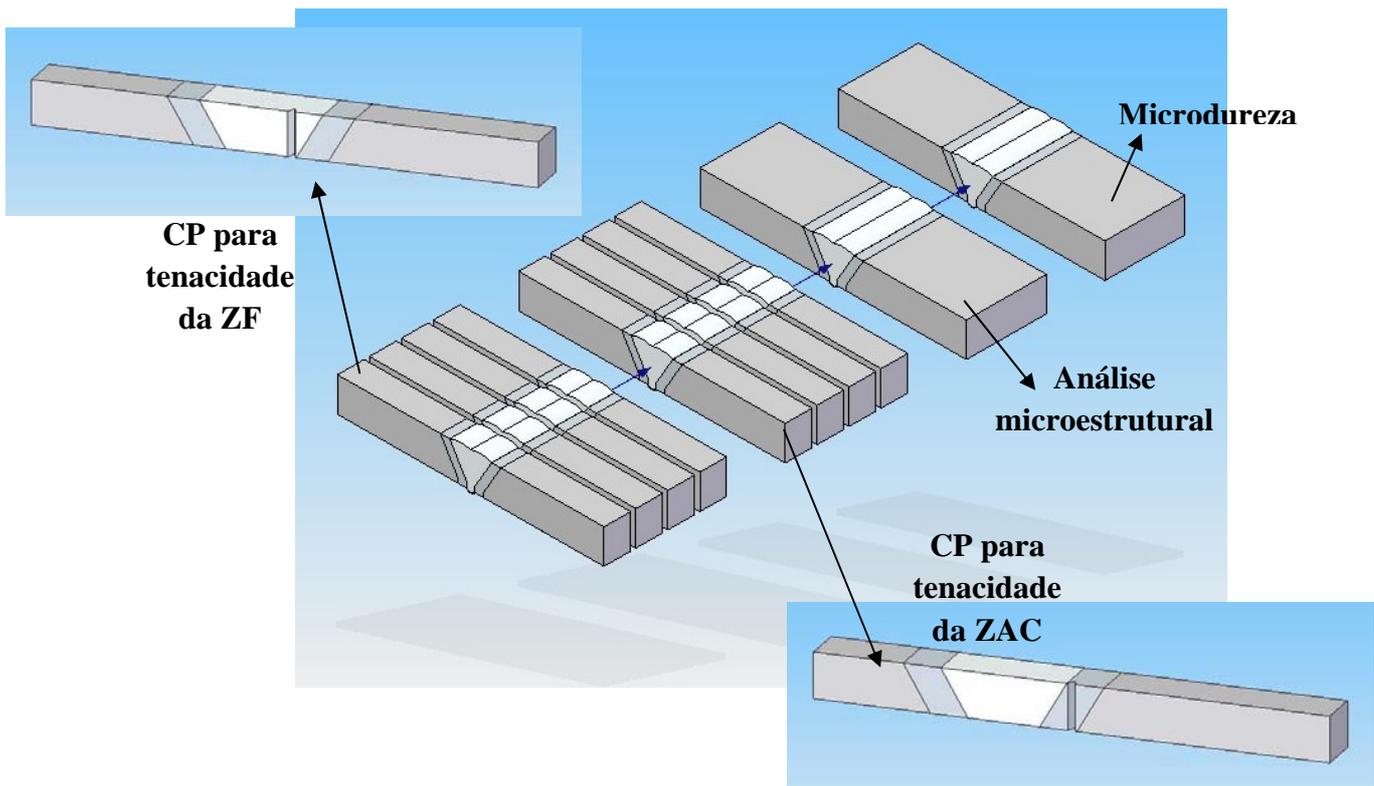


Figura 4.23. Divisão dos corpos de prova para caracterização.

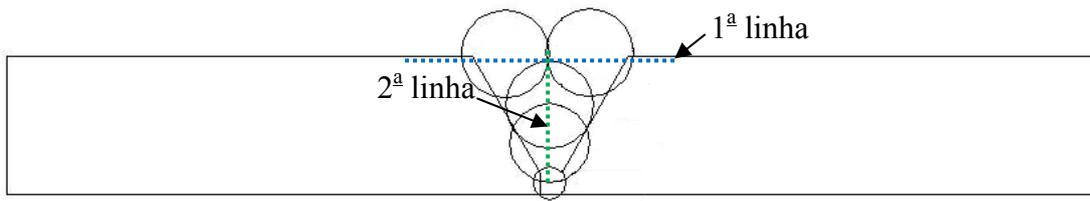


Figura 4.24. Ilustração das linhas de microdureza.

Os critérios de aceitação da Etapa 3 foram em relação ao percentual de ferrita (30 a 70%), ZAC mais refinada, microdureza inferior a 310 HV e energia absorvida de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF.

CAPÍTULO V

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 1

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados das três etapas de ensaios experimentais realizadas no trabalho.

5.1. ETAPA 1 - Estudo Exploratório para Soldagens com o Eletrodo Revestido

Nesta Etapa foram realizados estudos relacionados aos efeitos da energia de soldagem, variada através da corrente e da velocidade de soldagem, sobre o balanceamento das fases presentes, microestrutura e microdureza do metal de solda.

Informações importantes para este material são os valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} e índice de resistência à corrosão por pites PRE. Existem diversas equações para o cálculo do cromo e níquel equivalentes, sendo importante para servir como indicativo para prever a maior formação de austenita. Expressões mais gerais para o cálculo do cromo e do níquel equivalente foram propostas por SCHNEIDER [206]. SCHAEFFLER [207] é um dos diagramas mais tradicionais e utilizados. ESPY [182] é um dos mais utilizados para aços inoxidáveis duplex. Na Tabela 5.1 é mostrado o cálculo de Cr_{eq} e Ni_{eq} proposto por meio de alguns métodos.

Tabela 5.1. Valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} e Cr_{eq}/Ni_{eq} .

Diagrama	Schneider ¹			Espy ²			Schaeffler ³			De Long ⁴		
	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}
UNS S31803	27,6	10,88	2,537	25,85	10,88	2,377	25,85	6,82	3,79	25,85	11,62	2,225

Notas: 1 - $Cr_{eq} = \%Cr + 2\%Si + 1,5\%Mo + 5\%V + 5\%Al + 1,75\%Nb + 1,5Ti + 0,75\%W$;
 $Ni_{eq} = \%Ni + \%Co + 0,5\%Mn + 0,3\%Cu + 25\%N + 30\%C$;
 2 - $Cr_{eq} = \%Cr + 1,5\%Si + \%Mo + 3\%Al + 0,5\%Nb + 5\%V$;
 $Ni_{eq} = \%Ni + 0,87\%Mn + 30\%C + 0,33\%Cu + x(\%N - 0,045)$;
 Onde para $\%N$ 0,0-0,2 $x=30$, para $\%N$ 0,21-0,25 $x=22$ e para $\%N$ 0,26-0,35 $x=20$;
 3 - $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$;
 $Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$;
 4 - $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$;
 $Ni_{eq} = \%Ni + 30(\%C + \%N) + 0,5\%Mn$.

Sabendo os valores de cromo e níquel equivalentes e analisando as seções isotérmicas do ternário Fe-Cr-Ni, pode-se estudar a tendência de formação da fase austenítica, bem como o desenvolvimento da estrutura duplex. Sabe-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura. Para os valores do cromo e níquel equivalentes calculados e a

temperatura de solubilização a que o material foi submetido (1100°C), pode-se verificar que à temperatura ambiente há a tendência de balanceamento entre as fases, conforme foi comprovado pelo ferritoscópio. O diagrama de seção térmica na Figura 5.1 aponta que para o cromo e níquel equivalentes calculados, percebe-se a tendência de que a microestrutura em temperatura ambiente deva apresentar-se ferrita e austenita.

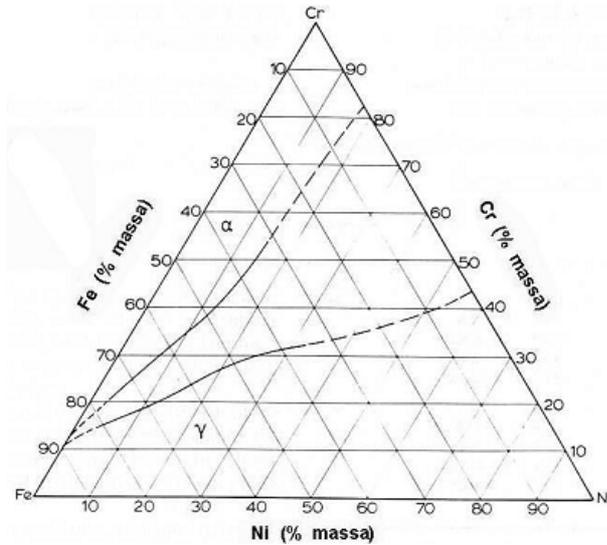


Figura 5.1. Seção isotérmica a 1100°C do ternário Fe-Cr-Ni [79].

Outro resultado importante é a diluição, pois na 1ª camada o metal de solda pode ter difusão de elementos de liga do metal base, como carbono, entre outros, podendo modificar microestrutura e propriedades do material. Com isto, a avaliação para a escolha das melhores condições foi feita de acordo com os resultados obtidos da 2ª camada do metal de solda para minimizar a influência do metal base. Foi feita a macrografia de todos os corpos de provas como mostrado na Figura 5.2.

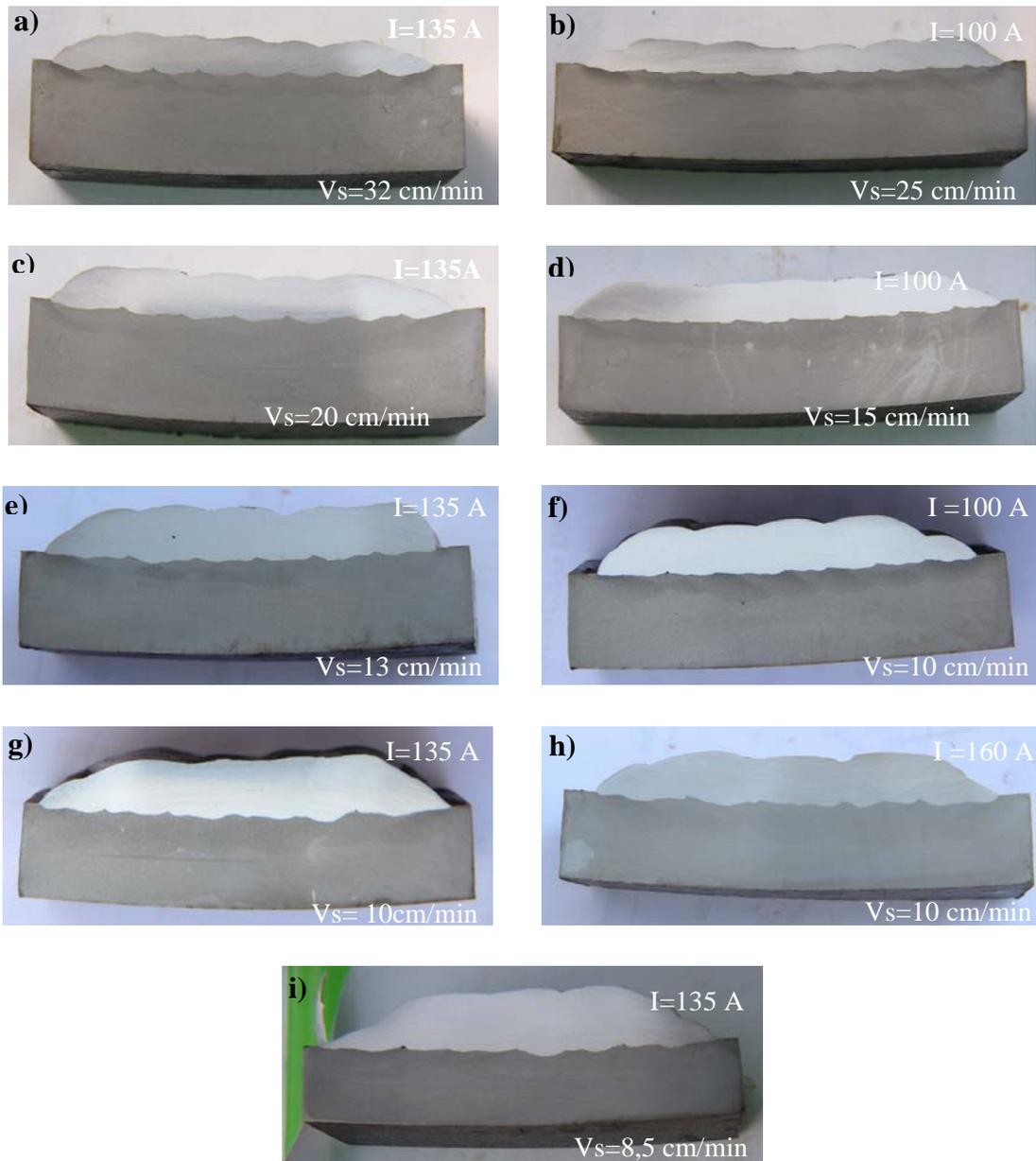


Figura 5.2. Macrografia das seções soldadas no aço ASTM A561 Gr.60 com eletrodo AWS 2209-17 dos corpos de provas com energias: a) 6 kJ/cm; b) 6 kJ/cm; c) 10 kJ/cm; d) 10 kJ/cm; e) 15 kJ/cm; f) 15 kJ/cm; g) 20 kJ/cm; h) 24 kJ/cm e i) 24 kJ/cm.

De forma geral, os corpos de prova soldados com mesma energia apresentaram perfis geométricos similares.

5.1.1. Quantificação do Teor de Ferrita

A seguir serão apresentados os resultados das medições dos teores de ferrita no metal de solda realizadas com o ferritoscópio. Os percentuais de ferrita foram medidos ao longo da seção transversal de cada cordão de solda, nas duas camadas depositadas.

5.1.1.1. Avaliação do Teor de Ferrita ao Longo do Comprimento do Cordão de Solda

Na Figura 5.3 é mostrada, a diferença dos teores de ferrita para cada condição de soldagem, de acordo com a posição de medição do ferritoscópio. Vale salientar que as medidas apresentadas no gráfico não levaram em consideração o erro do equipamento. Foi realizada a média do teor de ferrita ao longo de toda a 2ª camada para cada condição.

Observa-se que a influência de ser realizada a quantificação de ferrita no início (I) ou final (F) do cordão de solda não teve efeito significativo, de modo que as medidas realizadas no início representam aquelas feitas na seção transversal na primeira terça parte do corpo de prova. Este comportamento foi observado para a maioria dos corpos de prova, com exceção da condição C6 que houve um efeito significativo, sendo que neste ensaio esta diferença ocorreu nos primeiros cordões soldados, no qual a peça estava mais fria, pois não houve preaquecimento, ocorrendo um maior equilíbrio das medições para os passes seguintes, como será apresentado posteriormente na Figura 5.7. Alguns corpos de prova obtiveram um leve aumento do teor de ferrita, mas não significativo, para as medições realizadas no início do cordão de solda, com exceção do corpo de prova soldado na condição C2 que obteve nível mais baixo de ferrita nas medidas realizadas na seção transversal inicial. Este resultado pode ser atribuído ao fato de que no início da solda, a peça está em uma temperatura mais baixa do que no final do cordão de solda, proporcionando uma maior taxa de resfriamento. Estas maiores taxas de resfriamento podem provocar uma maior formação de ferrita durante a solidificação de modo a retardar a formação da fase austenítica.

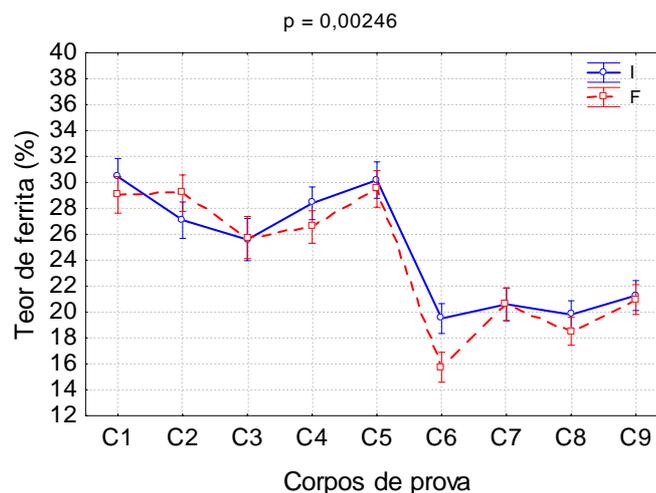


Figura 5.3. Influência da posição do cordão de solda no teor de ferrita.

Diante deste resultado, uma vez verificada a pequena influência da posição do cordão de solda na medição do teor de ferrita, nos resultados seguintes não será colocada distinção entre a medição do teor de ferrita no início ou final do cordão de solda, de modo que os resultados seguintes dos percentuais de ferrita foram realizados no final do cordão de solda (Figura 4.16).

5.1.1.2. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda

Foi feita pelo ferritoscópio a quantificação do teor de ferrita para cada condição de soldagem, de modo a verificar a influência dos passes laterais nas transformações ocorridas no metal de solda. As medidas foram realizadas na seção transversal da 2ª camada, ao longo dos passes dos cordões de solda que a compõem, abrangendo toda a superfície depositada. Na sequência são mostrados os teores de ferrita ao longo do cordão de solda de todas as condições.

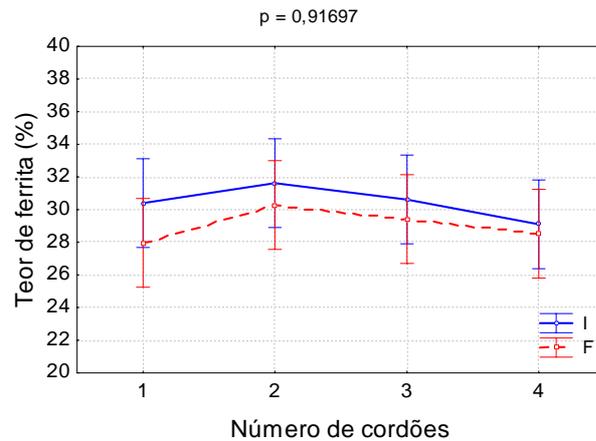


Figura 5.4. Influência dos passes laterais de acordo com a posição do metal de solda para condição C1 (I = 100 A e Vs = 10 cm/min). I- medições realizadas no início do corpo de prova; F- medições realizadas no final do corpo de prova.

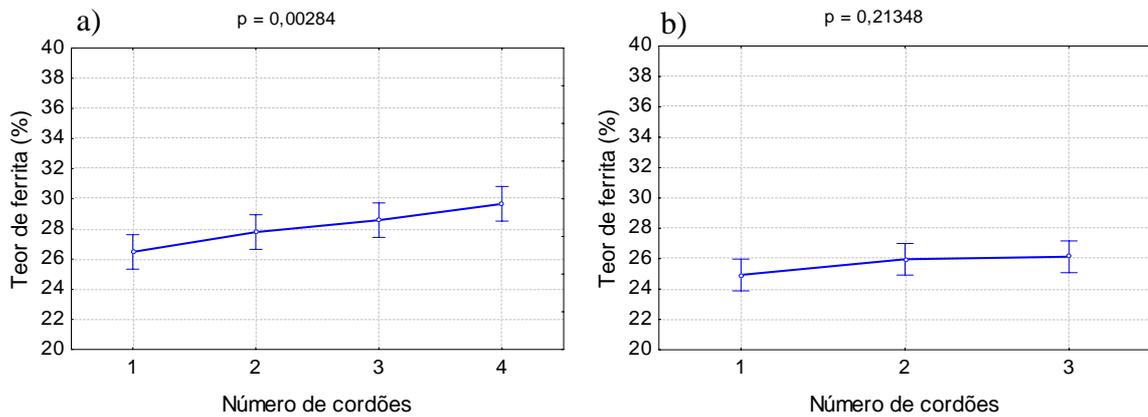


Figura 5.5. Influência dos passes laterais para condição: a) C2 (I = 135 A e Vs = 10 cm/min); b) C3 (I = 160 A e Vs = 10 cm/min).

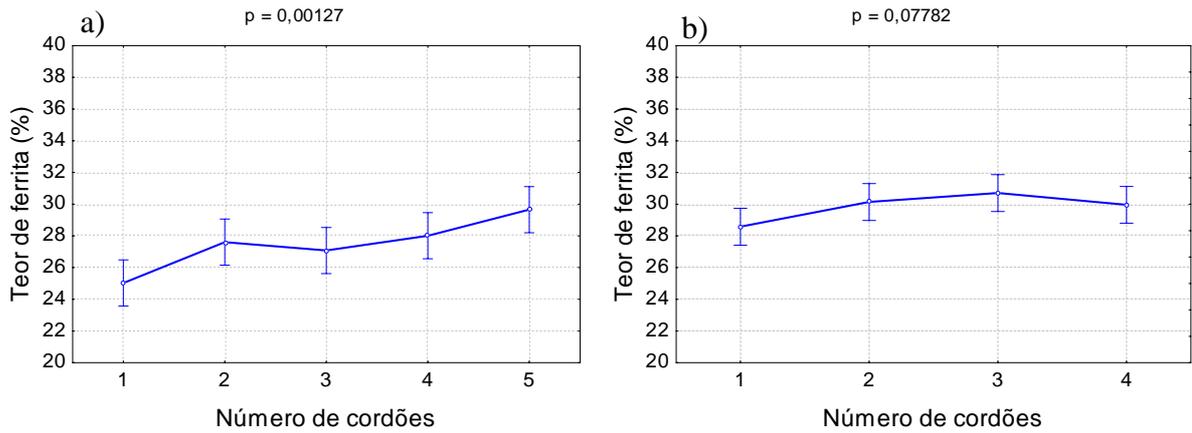


Figura 5.6. Influência dos passes laterais para condição: a) C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min); b) C5 ($I = 135$ A e $V_s = 8,5$ cm/min).

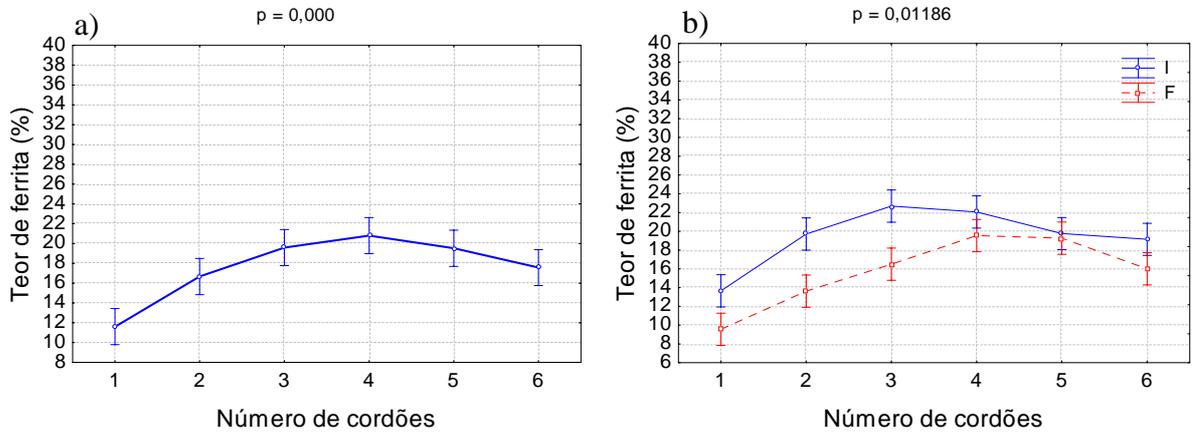


Figura 5.7. a) Influência dos passes laterais para condição C6 ($I = 135$ A e $V_s = 32$ cm/min); b) Influência dos passes laterais e posição do cordão de solda na condição C6.

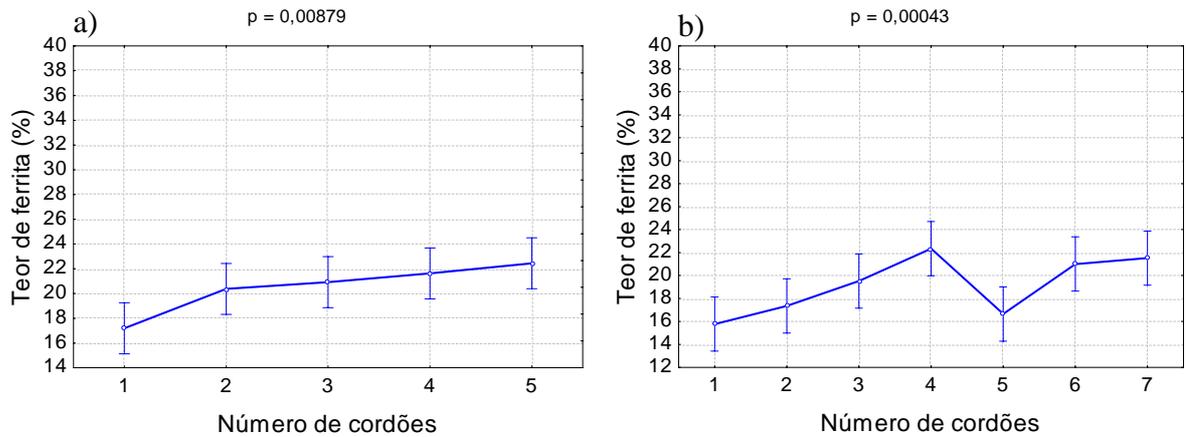


Figura 5.8. Influência dos passes laterais para condição: a) C7 ($I = 135$ A e $V_s = 20$ cm/min); b) C8 ($I = 100$ A e $V_s = 25$ cm/min).

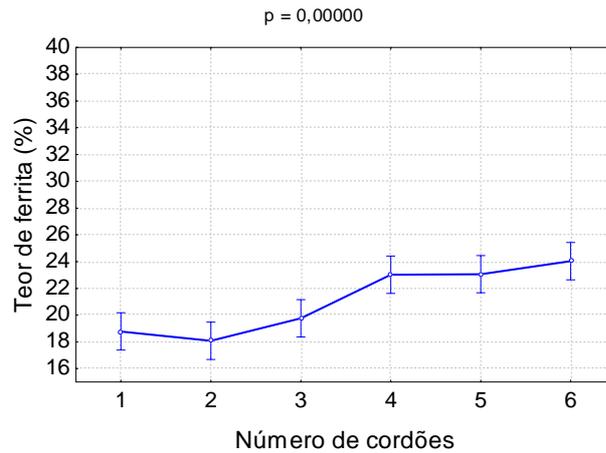


Figura 5.9. Influência dos passes laterais para condição C9 (I = 100 A e Vs = 15 cm/min).

Segundo o fabricante do eletrodo utilizado no trabalho, o teor de ferrita no metal de solda aceitável deve ficar na faixa de 30 a 40% [208]. Teores excessivamente altos de ferrita causam fragilidade, enquanto ausência dessa fase causa perda de resistência à fissuração por corrosão sob tensão. No trabalho foi observado um baixo teor de ferrita no metal de solda, no qual se deve principalmente à ocorrência da soldagem multipasse que facilita a formação da austenita, além da presença de elementos austenizantes no metal de adição. É importante salientar que este baixo teor de ferrita não se deve exclusivamente à formação de austenita, mas também à presença de outras fases, como: nitretos, carbonetos, sigma e principalmente austenita secundária. Os valores médios de ferrita nas regiões analisadas variaram de 10 a 34%, aproximadamente.

A análise quantitativa foi também realizada utilizando um programa chamado SVRNA, que por meio de captura de imagens quantifica as fases presentes em cada campo analisado, de modo a comparar com os resultados medidos pelo ferritoscópio. Para efeito de comparação serão apresentados os resultados para a condição C4. Na Tabela 5.2 são mostrados os valores médios do teor de ferrita para cada cordão soldado da 2ª camada.

Tabela 5.2. Teores médios percentuais de ferrita para a condição C4.

Método	1º cordão	2º cordão	3º cordão	4º cordão	5º cordão
Ferritoscópio	25,03	27,61	27,08	28,01	29,66
SVRNA	26,03	28,86	28,63	29,77	31,06

É observado na Tabela 5.2 que os valores da quantificação realizada pelo programa SVRNA está condizente com os resultados obtidos pelo ferritoscópio, bem como o perfil do crescimento do teor de ferrita ao longo dos passes laterais. Na Figura 5.10 são mostradas algumas micrografias, nas quais foram feitas as quantificações de fases. A fase de cor azul é austenita e a cor preta, ferrita. Vale salientar que este padrão é definido pelo programa.

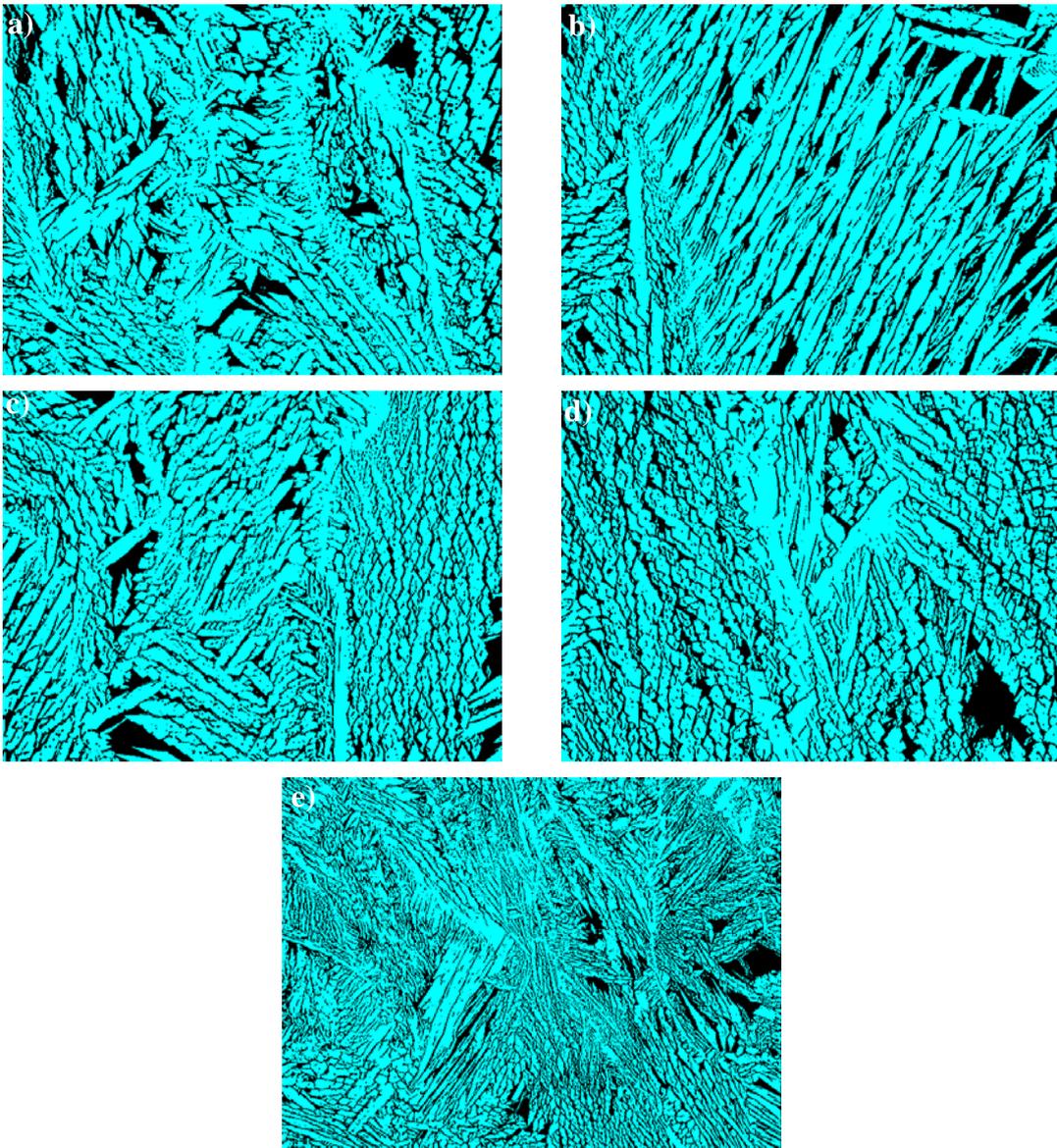


Figura 5.10. Micrografia para quantificação de fases para a condição C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min). a) 1º cordão soldado com valor de 26,36% de ferrita; b) 2º cordão soldado com valor de 28,10% de ferrita; c) 3º cordão soldado com valor de 27,45% de ferrita; d) 4º cordão soldado com valor de 29,72% de ferrita; e) 5º cordão soldado com valor de 31,76% de ferrita.

De forma geral, em relação à modificação do teor de ferrita, esta aumenta ao longo da varredura, realizada do primeiro até o último cordão de solda em uma determinada seção. O primeiro cordão de solda sofre influência do ciclo térmico dos passes laterais seguintes, ocorrendo aquecimento e resfriamento subsequentes, promovendo uma maior formação da fase austenítica. O último cordão de solda não sofre influência de passes subsequentes, sendo que de forma geral a fração de fase austenítica é menor em comparação com os primeiros cordões. Além disso, os cordões soldados com menores valores de energias possuem uma área de deposição menor, principalmente em relação à largura do cordão depositado, podendo ter um efeito mais homogêneo dos passes laterais em relação à morfologia da microestrutura, sendo que para energias mais elevadas a área que não é afetada pelo passe subsequente é maior.

Na condição C8, houve no quinto cordão uma queda brusca do teor de ferrita, de modo que este comportamento pode ser explicado pelo fato da grande variação de tensão na soldagem deste corpo de prova chegando a níveis de 40 V, no qual diminui a velocidade de resfriamento, facilitando a formação de austenita. Soldar com um arco longo faz aumentar a captura de nitrogênio do ar, faz reduzir o teor de cromo e por sua vez o teor de ferrita. No oscilograma da Figura 5.11a é mostrado o nível de tensão no cordão de número 5 que apresentou uma elevada tensão e a Figura 5.11b é mostrado o 3º cordão que apresentou nível de tensão mais baixo.

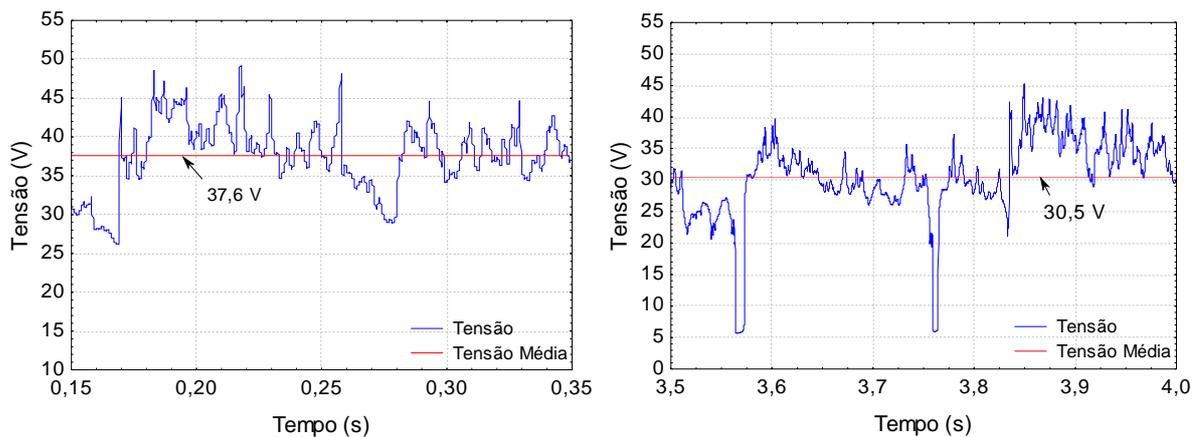


Figura 5.11. Oscilograma de tensão x tempo para o corpo de prova C8 ($I = 100\text{ A}$ e $V_s = 25\text{ cm/min}$): a) no 5º cordão; b) no 3º cordão.

5.1.1.3. Avaliação do Teor de Ferrita nas Camadas Depositadas

A Figura 5.12 ilustra a diferença do teor de ferrita nas duas camadas depositadas no aço estrutural.

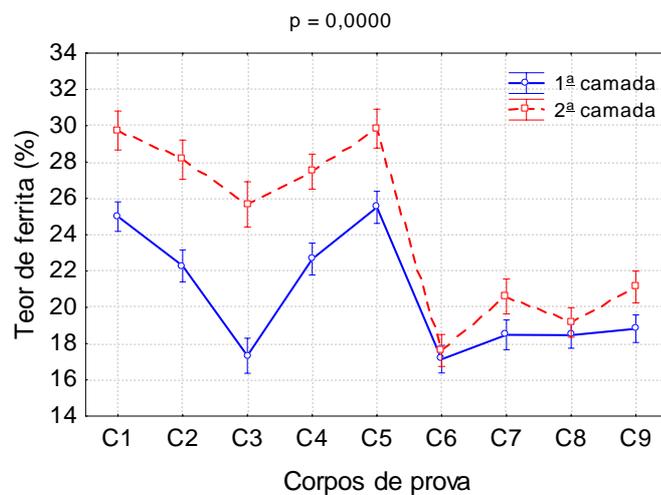


Figura 5.12. Influência da deposição de camadas no teor de ferrita no metal de solda.

Observa-se, que de forma geral, há um menor percentual de ferrita na 1ª camada em relação à 2ª camada para cada condição de soldagem. Isto é devido não somente à sobreposição provocada pelos passes laterais, mas também pela deposição da 2ª camada que provocaram um aumento da fração de austenita, mesmo com a difusão de elementos ferritizantes presentes no metal base. Além disso, devido à diluição, o carbono proveniente do metal base pode ter se ligado ao cromo proveniente da 1ª camada do metal de solda e deste modo, diminuir o teor do principal elemento ferritizante.

Analisando as condições com velocidade constante de 10 cm/min (C1, C2 e C3), a condição com menor corrente de soldagem de 100 A (C1) proporcionou um maior teor de ferrita. Menores correntes de soldagem promovem menores níveis de diluição, diminuindo desta forma, a migração de carbono para o metal de solda. A 2ª camada sofreu apenas a influência dos ciclos térmicos devido aos passes laterais possuindo desta forma uma menor fração de austenita quando comparado com a 1ª camada. Foi verificado nesses ensaios um perfil ou tendência similar dos teores de ferrita comparando as duas camadas. Energias mais elevadas (C1, C2, C3, C4 e C5) provocaram uma maior diferença entre os teores de ferrita entre 1ª e 2ª camada, porém para energias mais baixas (C6, C7, C8 e C9) houve uma maior aproximação dos valores obtidos. Esta diferença ocorreu devido às relações de energia, pois nas energias menores (6 e 10 kJ/cm), estas podem não terem sido suficientes para provocar uma maior precipitação de fase austenítica, diferente do que ocorreu para maiores energias, pois o aporte térmico é maior, provocando uma maior precipitação de austenita devido à baixa velocidade de resfriamento.

5.1.1.4. Efeito da Variação da Corrente e da Velocidade de Soldagem sobre o Balanceamento de Fases

Para avaliar o efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita na 2ª camada foram realizados os ensaios C1, C2 e C3 no qual se variou a energia alterando a corrente de soldagem em três níveis, respectivamente: 100, 135 e 160 A, como mostrado na Figura 5.13 com velocidade de soldagem constante.

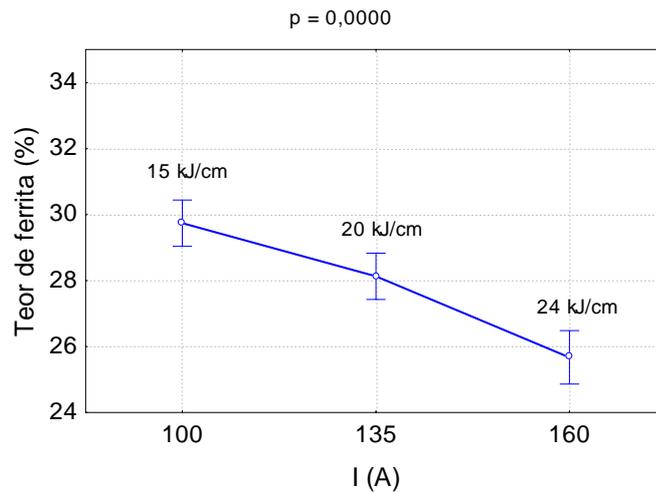


Figura 5.13. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.

É observado que elevadas energias de soldagem, para velocidade de soldagem constante, proporcionaram um menor teor de ferrita, com uma diferença aproximada de 4% em relação à condição de menor corrente. Este resultado está em consistência com a literatura [2,180,199]. Um aumento da corrente de soldagem, consequentemente aumento da energia de soldagem, proporciona uma menor velocidade de resfriamento, sendo que desta maneira há um maior tempo para a austenita nuclear e crescer.

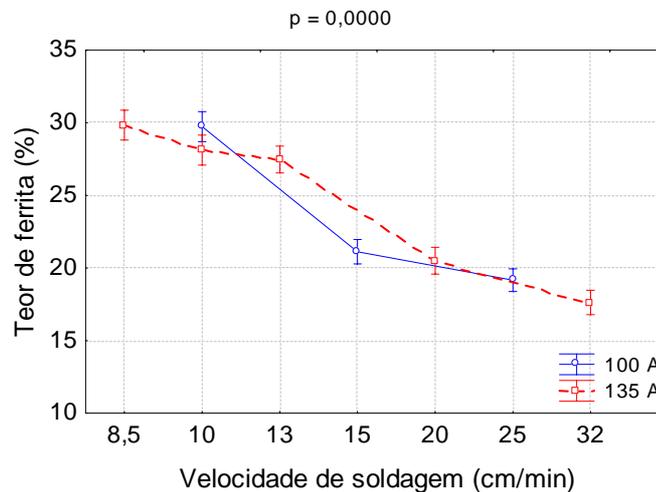


Figura 5.14. Efeito da velocidade de soldagem para corrente de 100 e 135 A.

A Figura 5.14 ilustra no gráfico o efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita do metal de solda, na 2ª camada. É observado para corrente constante de 135 A que com o aumento da velocidade de soldagem de 8,5 até 32 cm/min há uma queda significativa no teor de ferrita. O teor de ferrita caiu de 29,8 para 17,6%, aproximadamente. A variação mais significativa foi quando ocorreu variação da velocidade de soldagem de 13 para 20 cm/min, ou seja, quando a energia passou de 15

para 10 kJ/cm. Foram realizadas mudanças da velocidade de soldagem para três condições com corrente constante de 100 A, de modo a verificar se o comportamento seria o mesmo para nível de corrente mais baixo. Também foi observada uma queda mais significativa do teor de ferrita para o aumento de velocidade de soldagem de 10 até 25 cm/min, quando ocorre variação da energia de 15 para 10 kJ/cm. Para velocidade de 10 cm/min o teor médio de ferrita foi de 29,7% e para a velocidade de soldagem 25 cm/min foi observado um teor médio de ferrita de 19,1%.

Os resultados obtidos são opostos aos verificados para a variação da corrente. Aqui, ao se aumentar a energia pela redução da velocidade de soldagem, verificou-se uma redução do teor austenita (maior percentual de ferrita). No entanto, a realização da soldagem multipasse é bem complexa, não podendo ser analisada da mesma maneira que soldagem em simples depósito. Logo, não se pode afirmar que sempre uma maior taxa de resfriamento ocasionará uma maior formação de ferrita. Os efeitos da corrente e velocidade de soldagem também podem ocasionar resultados diferentes. MENEZES et al. [180] em seu trabalho verificou maior teor de ferrita quando aumentou a energia de 4 para 6 kJ/cm, sendo o mesmo observado na ZAC, sendo que nesta região o aporte térmico pode não ter sido suficiente para toda fase austenítica passar para ferrita delta durante aquecimento, além de energias mais altas proporcionarem um maior área de exposição ao campo ferrítico. KATAYAMA e MATSUNAWA [209,210], DAVID et al. [211], e BROOKS e THOMPSON [212] compararam microestruturas que se formam em baixas e altas velocidades de resfriamento. Os estudos deles mostraram resultados interessantes. Para ligas com baixas razões Cr/Ni, o teor de ferrita diminuiu com o aumento da taxa de resfriamento e para ligas com altas razões Cr/Ni o teor de ferrita aumentou com o crescimento da taxa de resfriamento, mas não houve o mapeamento completo das faixas.

ELMER et al. [213] verificaram que em geral, aços com baixas razões Cr/Ni solidificam com maior teor de austenita na matriz e o teor de ferrita diminui com a maior velocidade de resfriamento porque a redistribuição do soluto durante a solidificação é reduzida a estas altas taxas. Por outro lado, para elevadas razões Cr/Ni, o teor de ferrita aumenta com a maior taxa de resfriamento porque a transformação de ferrita delta para austenita possui menor tempo para ocorrer em elevadas taxas de resfriamento. Um outro fator que pode ter contribuído para a redução da relação Cr/Ni no metal de solda é a possível formação de carbonetos de cromo, havendo redução de cromo livre nas fases ferrita e austenita, pois não existem no metal de adição elementos como nióbio e titânio que poderiam contribuir para redução da formação de carbonetos de cromo.

Além disso, com a soldagem multipasse realizada, esta pode ter proporcionado a formação de austenita secundária a partir da ferrita delta para elevadas taxas de resfriamento, que ocorre principalmente em ligas com adição de nitrogênio [214].

No entanto, como será observado, há diferença na microestrutura quando há alteração da energia com variações da corrente ou da velocidade de soldagem. Alguns trabalhos [2], nos quais a

corrente foi alterada e utilizaram velocidade de soldagem constante em aço inoxidável duplex, os autores observaram que quanto maior a energia, maior a fração de fase austenítica. Por outro lado, outros trabalhos [199,65], nos quais se alterou a velocidade de soldagem com utilização de corrente constante, verificou-se que quanto maior a energia (velocidades mais baixas), maior o teor de ferrita na zona fundida, resultados similares aos encontrados para o aço duplex estudado neste trabalho.

Este comportamento pode também ser observado em outros aços inoxidáveis, como o ferrítico. DE LACERDA [215] verificou em seu trabalho que variando apenas a velocidade de soldagem, o aumento desta (por consequência redução da energia de soldagem) provocou um menor percentual de ferrita delta na matriz austenítica do metal de solda.

É observado que ocorre um efeito inverso em relação à variação da energia pela variação da velocidade de soldagem ou pela da corrente de soldagem na precipitação de austenita. Logo, é importante verificar em que ponto, dentre os estudados, que ocorre a inversão e a energia, no qual os níveis de ferrita são similares. Na Figura 5.15 é mostrada a variação do teor de ferrita com a alteração da corrente de soldagem para a velocidade constante de 10 cm/min. Também é mostrada a variação da velocidade de soldagem para a corrente de soldagem constante de 135 A. É observado que a energia de soldagem que serve como ponto de cruzamento entre as duas curvas é a de 20 kJ/cm. O aumento da energia de soldagem pelo acréscimo da corrente de soldagem proporcionou redução do percentual de ferrita na 2ª camada do metal de solda. No entanto, o aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem proporcionou um aumento do percentual de ferrita na 2ª camada do metal de solda.

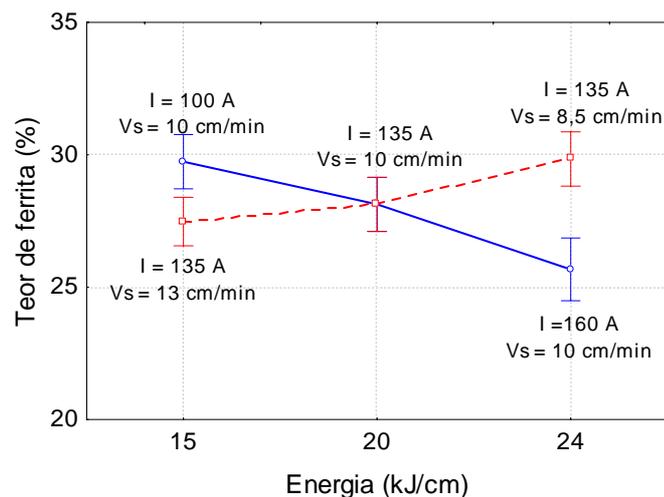


Figura 5.15. Influência dos parâmetros de soldagem no teor de ferrita.

5.1.1.5. Efeito da Energia de Soldagem no Teor de Ferrita

Para avaliar os teores de ferrita para cada energia de soldagem, é mostrada a Figura 5.16. É notório que não se pode afirmar que sempre uma baixa energia de soldagem proporciona um maior teor de ferrita, e que para energia de 24 kJ/cm, por exemplo, há uma diferença significativa no percentual de ferrita para uma mesma energia, mas com parâmetros de soldagem diferentes. De forma geral, as condições soldadas com energias mais baixas obtiveram menores percentuais de ferrita. Sabe-se que para condições, no qual há elevadas taxas de resfriamento (energias baixas), a formação de austenita primária é reduzida, havendo formação de ferrita metaestável. Logo, esta fase sofrendo reaquecimento provoca a formação de austenita secundária. Não é observado diferença significativa entre os resultados obtidos para a energia de 6 e 10 kJ/cm. As maiores diferenças de percentual de ferrita no metal de solda para a mesma energia de soldagem foram nas condições C3 e C5.

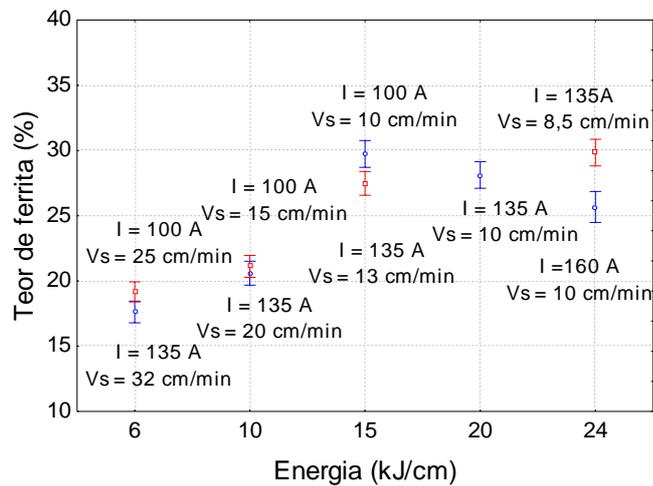


Figura 5.16. Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.

5.1.2. Microestrutura

Nesta etapa serão mostradas as morfologias da austenita precipitada, além do balanceamento das fases ferrítica e austenítica, de forma qualitativa, mostrando o efeito da sobreposição dos passes e da velocidade e corrente de soldagem.

5.1.2.1. Efeito dos Passes Laterais

A análise microestrutural foi feita na 2ª camada do metal de solda. Em todas as condições soldadas foi observado que houve uma tendência de maior teor de austenita no 1º cordão da 2ª camada do metal de solda em relações aos passes subsequentes.

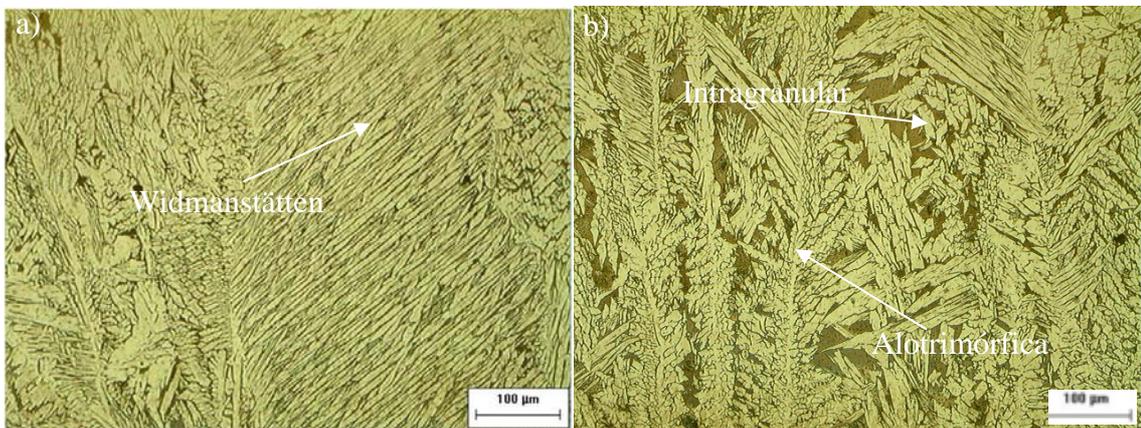


Figura 5.17. Microestrutura do metal de solda da condição C1 ($I = 100$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.

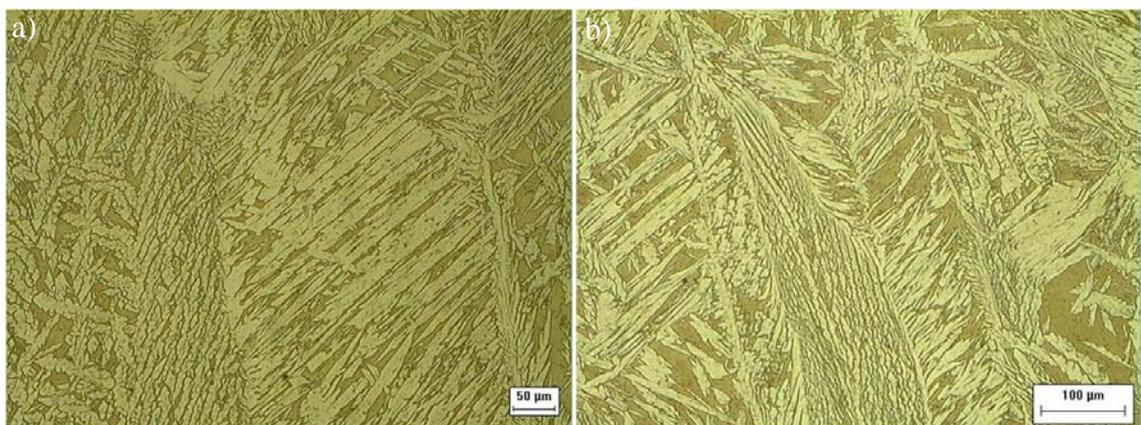


Figura 5.18. Microestrutura do metal de solda da condição C2 ($I = 135$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1º cordão; b) último cordão.

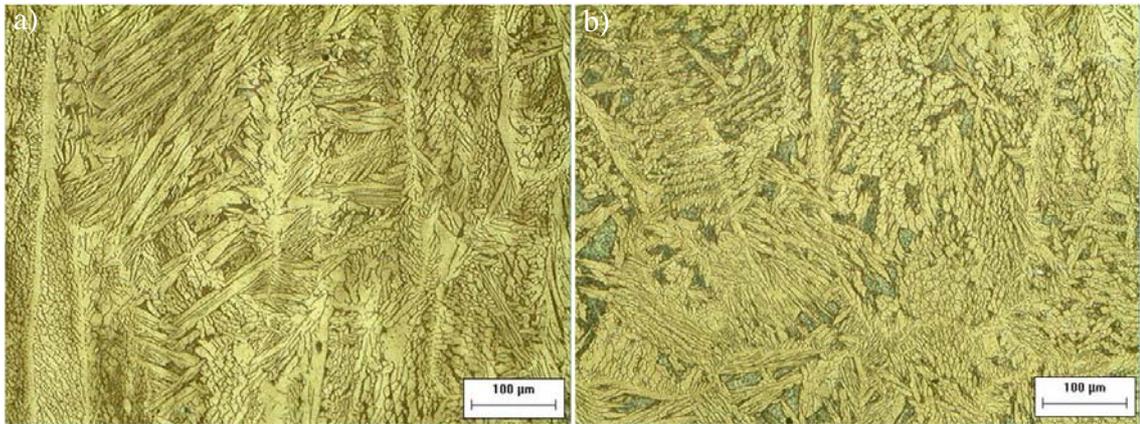


Figura 5.19. Microestrutura do metal de solda da condição C3 ($I = 160$ A e $V_s = 10$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

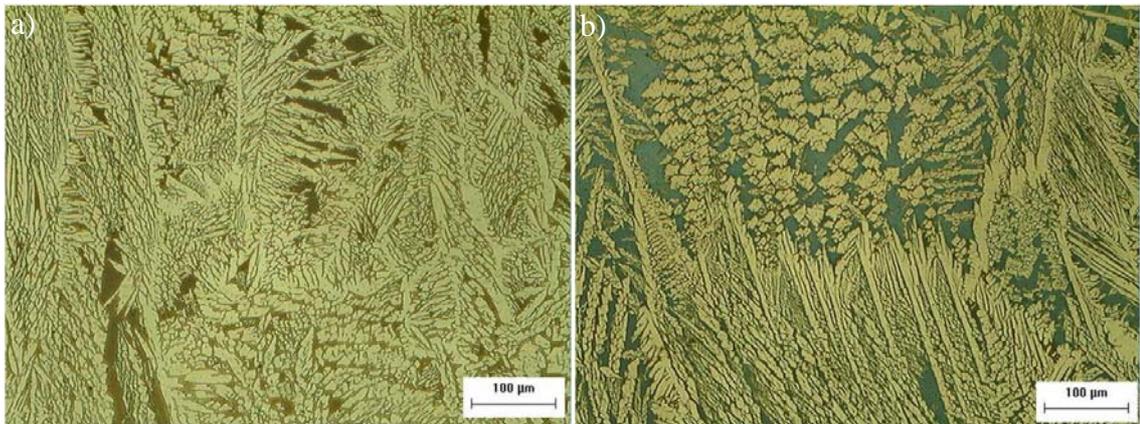


Figura 5.20. Microestrutura do metal de solda da condição C4 ($I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

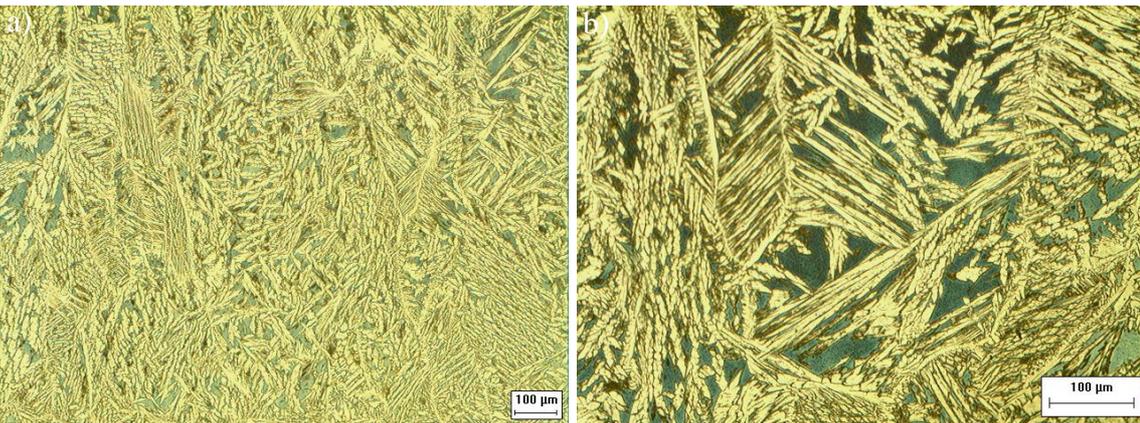


Figura 5.21. Microestrutura do metal de solda da condição C5 ($I = 135$ A e $V_s = 8,5$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

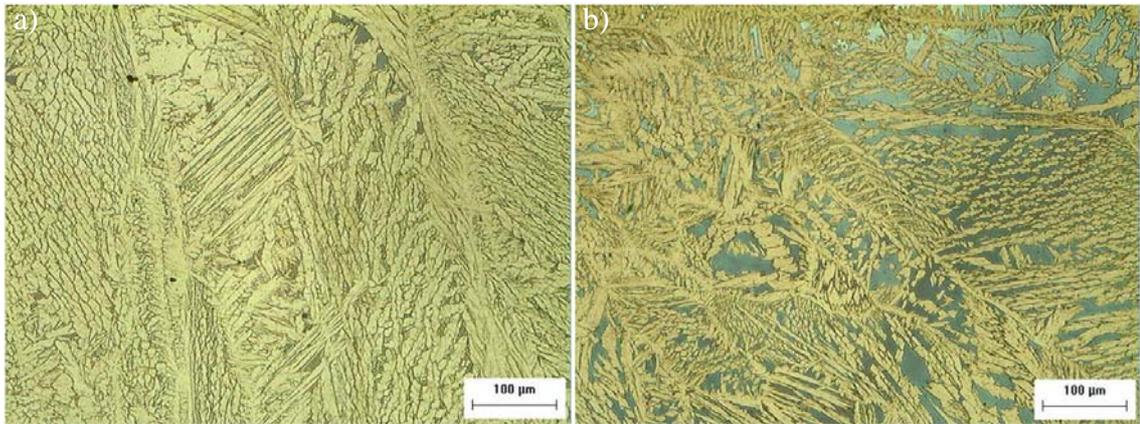


Figura 5.22. Microestrutura do metal de solda da condição C6 ($I = 135$ A e $V_s = 32$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

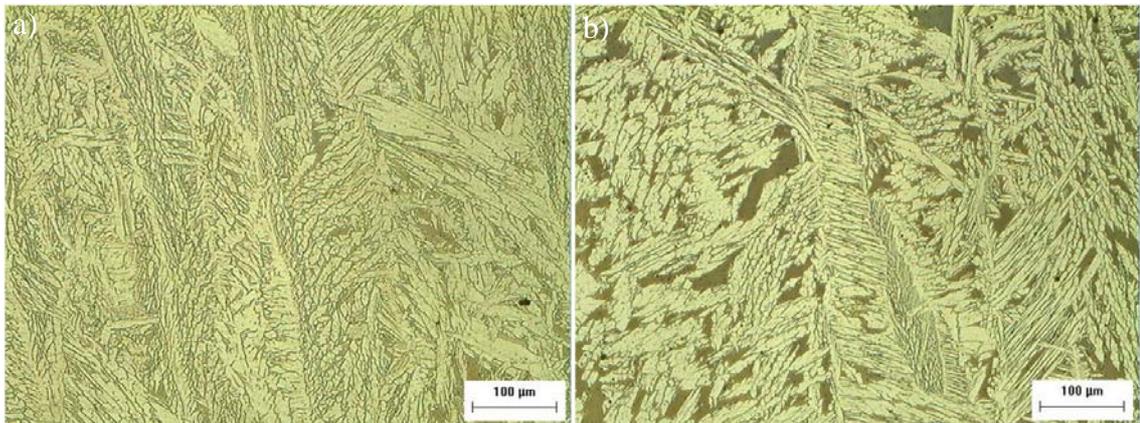


Figura 5.23. Microestrutura do metal de solda da condição C7 ($I = 135$ A e $V_s = 20$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

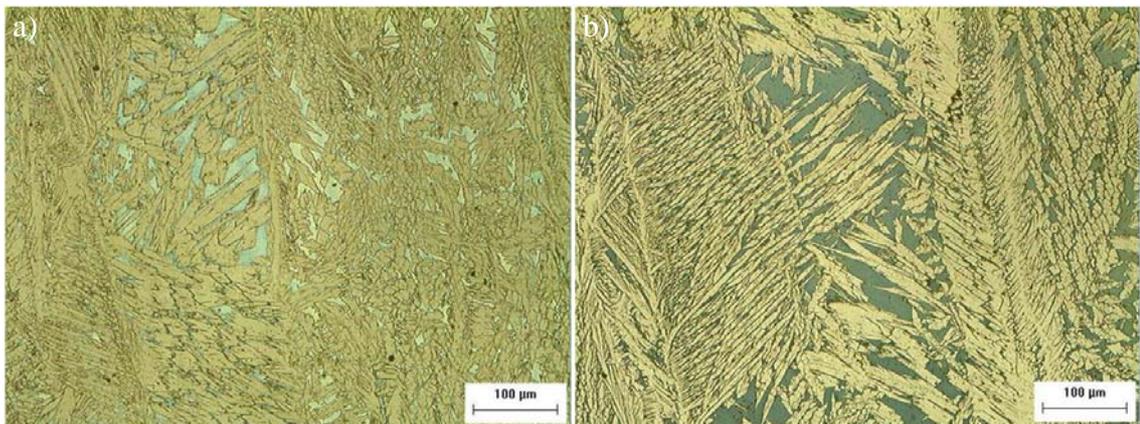


Figura 5.24. Microestrutura do metal de solda da condição C8 ($I = 100$ A e $V_s = 25$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

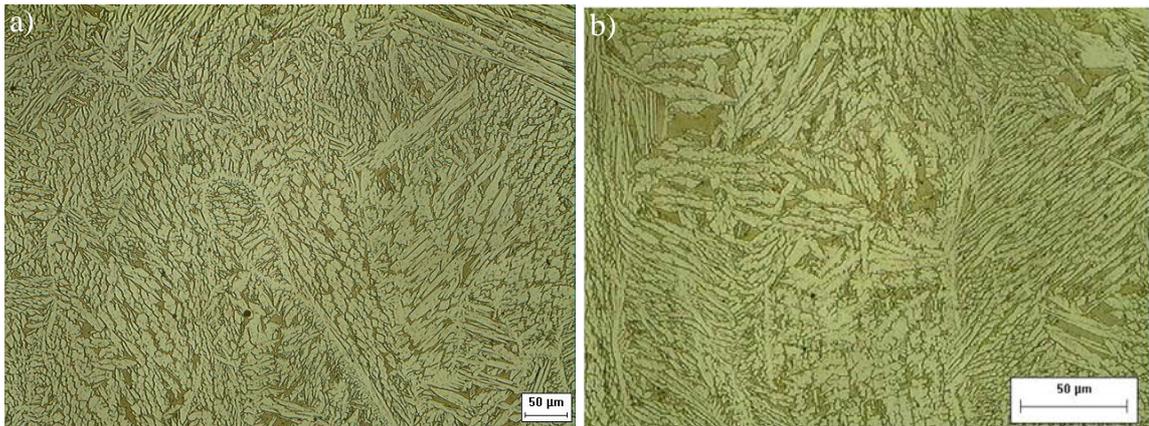


Figura 5.25. Microestrutura do metal de solda da condição C9 ($I = 100$ A e $V_s = 15$ cm/min). a) 1^o cordão; b) último cordão.

Outra observação importante é o efeito dos passes laterais que provoca um reaquecimento na zona afetada, proporcionando uma maior formação de austenita devido às menores taxas de resfriamento. Este comportamento foi observado em todos os casos. Este efeito é mostrado na Figura 5.26. Esta região afetada pelo ciclo térmico do passe lateral é basicamente austenita intragranular. A região ferritizada significa que esta sofreu influência da sobreposição do passe subsequente, atingindo nesta região temperatura elevada, atingindo o campo ferrítico. Durante a solidificação ocorre a precipitação de austenita nesta região afetada.

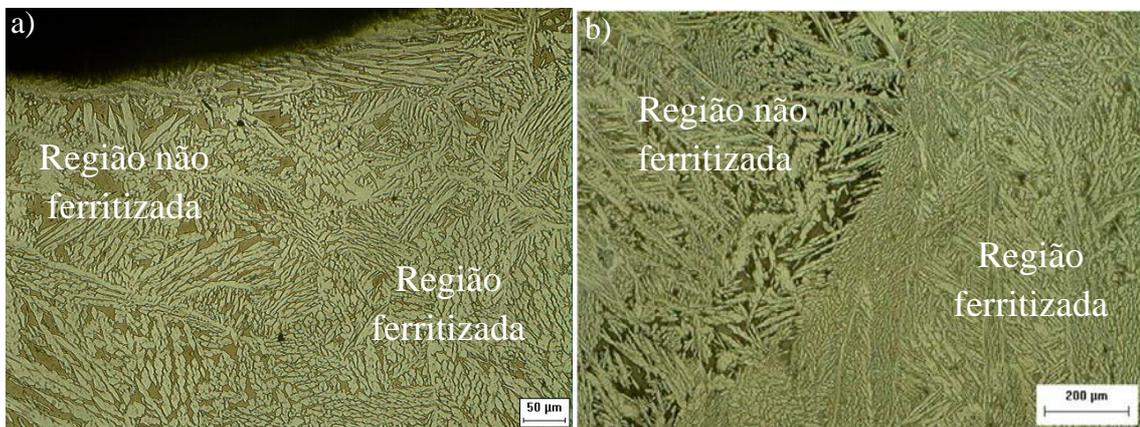


Figura 5.26. Microestrutura do metal de solda mostrando a influência dos passes laterais para condição: a) C8 ($I = 100$ A e $V_s = 25$ cm/min); b) C9 ($I = 100$ A e $V_s = 15$ cm/min).

A adição de elementos de liga e a diferença das velocidades de resfriamento na região do metal de solda afetam o equilíbrio do balanceamento de fases e, conseqüentemente, a microestrutura solidificada não tem as mesmas frações volumétricas do material como recebido.

Durante o aquecimento, a transformação da austenita para ferrita ocorre geralmente por difusão dos elementos de liga intersticiais e substitucionais. Destes elementos de liga, a difusão do nitrogênio controla esta transformação no aquecimento [82]. Esta difusão é afetada pelo ciclo térmico e pela partição dos elementos de liga entre os grãos ferríticos e austeníticos.

Na solidificação, três diferentes morfologias básicas de austenita foram observadas no metal de solda: alotrimórfica, Widmanstätten e intragranular. A austenita alotrimórfica, que é formada a altas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita delta durante o resfriamento, sendo formada possivelmente por um mecanismo de transformação difusional. Depois da austenita alotrimórfica formada, a morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotrimórfica pré-existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas [214]. Esta morfologia foi encontrada em grande quantidade na 2^a camada das condições soldadas, mas não houve percepção clara de modo significativo da variação da quantidade de austenita Widmanstätten ao longo de todo metal de solda.

De forma geral, nas condições em que houve variação da energia pela alteração da corrente de soldagem, o corpo de prova soldado com maior corrente (maior energia) obteve maior formação de Widmanstätten (Figura 5.29c), mas não ocorreu de forma significativa. Nas condições com variação da velocidade de soldagem, houve maior percepção de maiores frações de Widmanstätten para as situações com maior velocidade de soldagem, ou seja, menor energia (Figura 5.30c), mas essa diferença não foi tão brusca, além da heterogeneidade de morfologia ao longo do cordão de solda.

Os autores de alguns trabalhos verificaram que a adição de nitrogênio e soldagens realizadas em energias mais elevadas proporcionaram uma maior formação de Widmanstätten de placas laterais, pois o tempo de permanência a altas temperaturas é maior, de modo que a adição de nitrogênio facilita a formação de morfologia Widmanstätten [41,65]. Porém, outros pesquisadores verificaram que maiores taxas de resfriamento proporcionaram maior formação de Widmanstätten [72,73]. Foi verificado também em outro trabalho que quando a porcentagem de austenita é bem maior do que a de ferrita, a formação de fases provenientes de um possível processo martensítico (Widmanstätten) é maior, apesar de ser uma morfologia com baixo teor de carbono [216]. Logo, não existe um comportamento simples entre a energia de soldagem e a formação de austenita Widmanstätten, sendo de suma importância o estudo deste comportamento, pois esta microestrutura pode influenciar nas propriedades mecânicas do material.

Foi observada também a nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita (Figura 5.27). Estas são precipitadas a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, como foi verificado no trabalho de CHEN e YANG [214].

É observada uma grande heterogeneidade da microestrutura ao longo dos passes laterais no metal de solda, ou seja, em uma mesma micrografia é encontrada regiões com elevados teores de austenita e outras regiões que baixos teores, bem como diferentes morfologias de austenita. A quantificação de fases pelo ferritoscópio dá embasamento das fases como um todo, mas é necessário fazer a avaliação de forma mais específica da microestrutura (Figura 5.20b).

5.1.2.2. Efeito da Sobreposição de Camadas

Na primeira camada foi observado um elevado teor de austenita em todas as condições soldadas devido ao ciclo térmico proveniente dos passes laterais e da segunda camada. Na Figura 5.27 é mostrada a intersecção entre a 2^a e a 1^a camada e na Figura 5.28, a microestrutura da 1^a camada, não sendo observada Widmanstätten em grande quantidade, de forma que austenita intragranular foi mais abundante. Esta microestrutura foi formada nas regiões reaquecidas em maior quantidade, pois esta pode ser formada em condições com velocidade de resfriamento mais baixas. Além do efeito dos ciclos térmicos, tem-se a possível formação de carbonetos de cromo, no qual o carbono proveniente do aço estrutural pode reagir com o cromo existente no metal de solda. A diluição existente entre a primeira camada soldada e o aço estrutural promove a presença de carbono no metal de solda, de forma a diminuir a presença de cromo livre, sendo que este é um elemento fortemente ferritizante, o que pode contribuir também para o maior teor de austenita após a solidificação.

Trabalhos recentes realizados no Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará-ENGESOLDA [217, 218] reforçam a importância de se conhecer adequadamente os efeitos dos parâmetros de soldagem, com o intuito de controlar a energia de soldagem e de velocidade de resfriamento. Os resultados destes trabalhos mostraram que a variação da energia de soldagem com alterações da corrente resultou em cordões de soldas com características geométricas diferentes dos obtidos com a variação da energia, por alterações na velocidade de soldagem. Desta forma, soldas realizadas com a mesma energia de soldagem, porém com correntes e velocidades de soldagem distintas, apresentaram larguras, reforços, penetrações e diluições distintas. Este aspecto praticamente não é considerado nos estudos que envolvem energia de soldagem, particularmente nas soldagens dos aços inoxidáveis duplex. A maior diluição que ocorre, por exemplo, para as situações de maior energia proporcionadas por correntes de soldagem mais elevadas, promove maior migração de carbono e maior formação de carbonetos de cromo, provocando maior precipitação de austenita na 1^a camada em comparação com a 2^a camada.

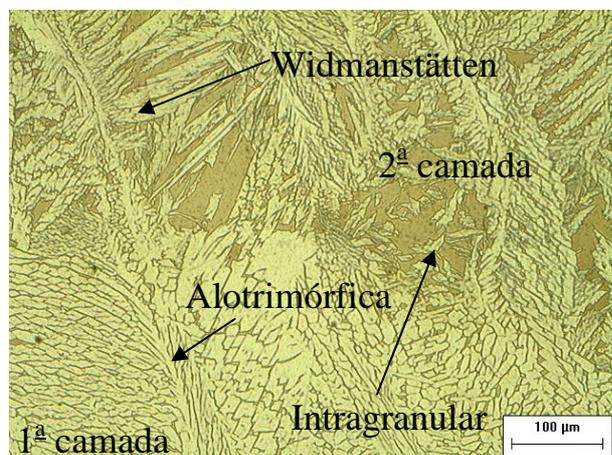


Figura 5.27. Microestrutura mostrando a intersecção entre a 1^a e a 2^a camada para energia 20 kJ/cm, $V_s = 10$ cm/min e $I = 135$ A.

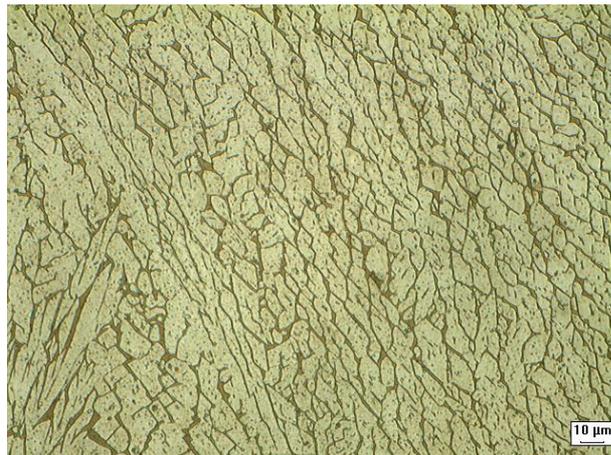


Figura 5.28. Microestrutura da 1ª camada para energia 10 kJ/cm, $V_s = 15$ cm/min e $I = 100$ A.

5.1.2.3. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem

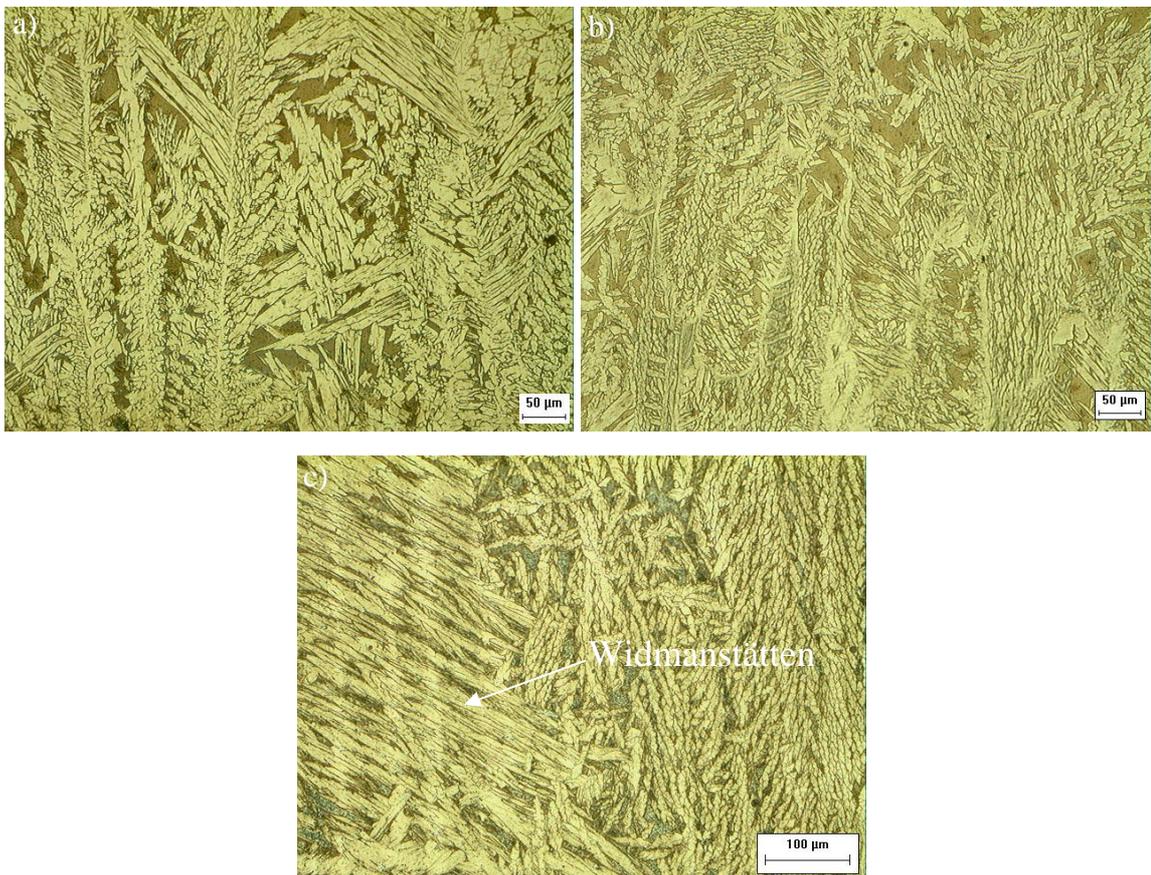


Figura 5.29. Microestrutura do metal de solda com energia de: a) 15 kJ/cm; b) 20 kJ/cm; c) 24 kJ/cm.

É observado na Figura 5.29 microestruturas do metal de solda da 2ª camada, no qual houve variação da energia de soldagem através da mudança da corrente de soldagem: 100, 135 e 160 A. Como há mudanças no balanceamento de fases, foram analisadas fotomicrografias de uma mesma posição do cordão de solda (região central do último cordão soldado). Verificou-se um maior teor de ferrita para a menor de energia de soldagem que vai ao encontro das medidas realizadas pelo

ferritoscópico. De forma geral, a condição soldada com maior corrente de soldagem apresentou maiores quantidades de austenita Widmanstätten em algumas regiões, mas a diferença não foi tão significativa.

Para ilustrar o efeito da velocidade de soldagem, na Figura 5.30 são mostradas as microestruturas em uma mesma posição do cordão de solda da 2^a camada (último cordão de solda na região central), em corpos de prova soldados com corrente constante de 100 A e variando velocidade de soldagem: 10, 15 e 25 cm/min. Verificou-se uma maior fração volumétrica ferrítica na 2^a camada para a velocidade de 10 cm/min, havendo decréscimo até atingir a maior velocidade de soldagem. O comportamento para variação da velocidade de soldagem para corrente de 135 A constante foi semelhante. Foi verificado nas velocidades de soldagem mais elevadas, maiores quantidades de austenita Widmanstätten.

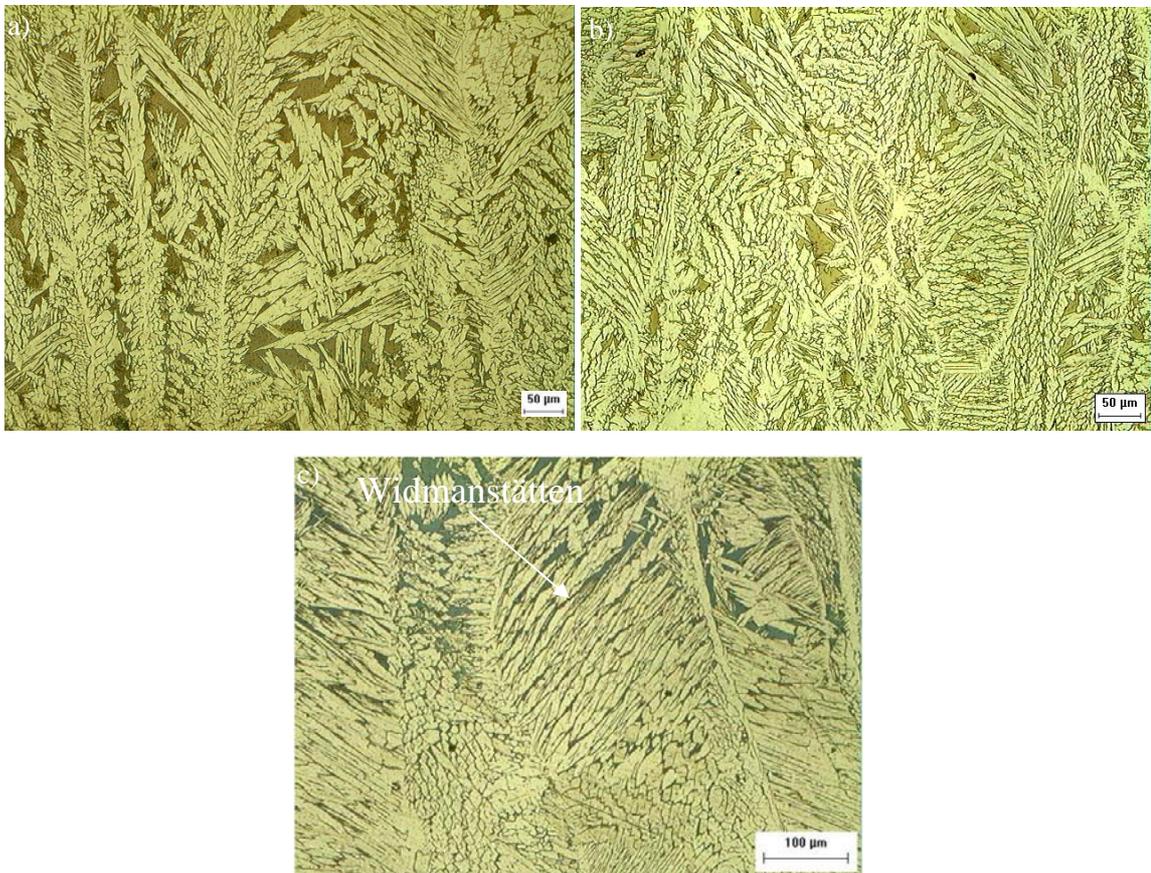


Figura 5.30. Microestrutura para energias de 15, 10 e 6 kJ/cm com Vs: a) 10 cm/min; b) 15 cm/min; c) 25 cm/min.

5.1.3. Microdureza

Os fenômenos de precipitação e nucleação que influenciam na dureza podem ser divididos em quatro etapas: decomposição espinoidal, cristalização, coalescimento e crescimento. Na primeira etapa, não é esperada alteração nas propriedades de resistência mecânica do material, uma vez que a decomposição implica num rearranjo atômico que apenas enriquece localmente em Cr a matriz, sem perder coerência com a mesma. Assim, as linhas de discordância, que em última análise serão as principais afetadas pelos fenômenos descritos, durante suas movimentações não terão seus processos alterados. Quando houver cristalização nas regiões onde houver decomposição espinoidal deverá ter um aumento da dureza em função principalmente da diminuição do livre caminho médio para movimentação das linhas de discordância, em função da presença de precipitados pequenos como as fases α' e G. O passo seguinte, o coalescimento das partículas deve resultar em uma diminuição da dureza, uma vez que aumentou o livre caminho médio para movimentação das discordâncias. O crescimento destas partículas, e a concorrência de outros fenômenos de precipitação de outras fases ricas em Cr podem resultar em novo aumento de dureza [40].

As análises dos resultados de microdureza não são simples, pois há a presença de fases complexas com propriedades diferentes, como: ferrita, austenita Widmanstätten, sigma, austenita intragranular, nitretos de cromo, *chi*, etc. Em soldagens de simples deposição, os resultados de microdureza não mostram grande variação em decorrência da variação da razão austenita/ferrita, pois não há diferença significativa na composição destas fases porque os elementos substitucionais não têm tempo para se separar durante a soldagem [46]. No entanto, em soldagem multipasse a avaliação é mais complexa devido ao efeito dos passes laterais, provocando aquecimento e reaquecimento e proporcionando maior formação de austenita, principalmente nos primeiros cordões, podendo contribuir para redução da microdureza nesta região. Em contrapartida, é importante salientar que nesta região há maior suscetibilidade de formação de fases intermetálicas que são fragilizantes. Na Figura 5.31 são mostrados os perfis de microdureza medidos do início do metal de solda até o metal base em linha vertical para a condição C9 ($E = 10 \text{ kJ/cm}$, $I = 100 \text{ A}$ e $V_s = 15 \text{ cm/min}$), onde cada ponto representa um valor de impressão. A linha em azul, representada na legenda, mostra os valores das impressões realizadas de forma vertical a partir do 1º cordão de solda. A linha em vermelho representa as impressões realizadas a partir do último cordão de solda até o metal base de forma vertical ao longo da mesma seção transversal.

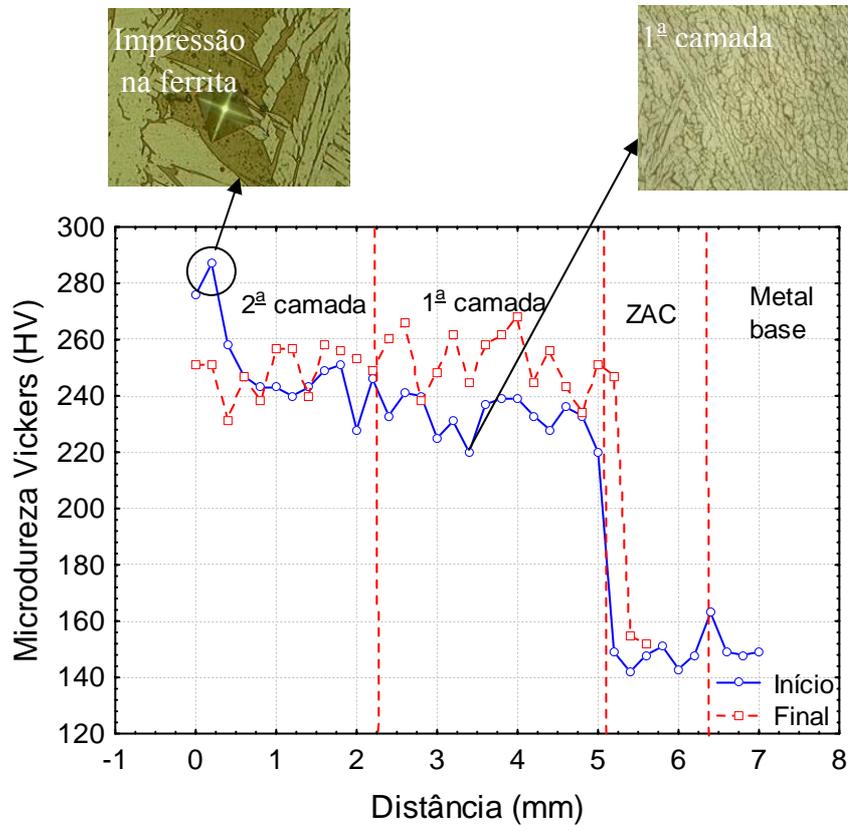


Figura 5.31. Perfil de microdureza para energia de 10 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 15 cm/min.

É observado que as medidas no primeiro cordão (linha azul) tiveram um perfil similar às medidas realizadas no último cordão. Contudo, pode-se visualizar que a microdureza realizada no primeiro cordão teve um valor menor chegando a diferenças de até 40 HV em certas regiões. Esta menor microdureza pode ser explicada pela maior fração de austenita provocada pelos ciclos térmicos provenientes da soldagem multipasse. Como a morfologia é complexa, o perfil é heterogêneo e há regiões com picos de microdureza como foi observado na segunda impressão no perfil do primeiro cordão para esta condição, no qual a impressão foi em grande parte realizada na ferrita, como mostrado na micrografia na Figura 5.31. É visto nas impressões realizadas a partir do 1º cordão de solda, uma queda da microdureza ao longo das medidas, quando há aproximação da região de deposição da primeira camada, para o primeiro cordão. Nesta região há grande fração volumétrica de austenita, atribuindo desta forma níveis mais baixos de microdureza. Ao longo do perfil há uma queda ainda mais drástica na região da ZAC do material até chegar ao metal base, no qual a microdureza se estabiliza, sendo observado também este comportamento para as demais condições. Nas impressões realizadas a partir do último cordão de solda (linha vermelha) não houve diferença tão significativa comparando a 1ª com a 2ª camada, pois apesar da 1ª camada obter níveis elevados de austenita, esta

pode possuir maior presença de precipitados frágeis. Na 1ª camada, o nível de microdureza foi maior em comparação com as medidas realizadas no 1º cordão, pois o nível de ferrita foi maior.

Foi realizado outro perfil de microdureza para fins comparativos para a condição C1 (15 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 10 cm/min). Este levantamento teve como objetivo comparar o ensaio anterior (condição C9, com energia de 10 kJ/cm) com uma condição de energia mais elevada (energia de 15 kJ/cm). Este perfil é mostrado na Figura 5.32.

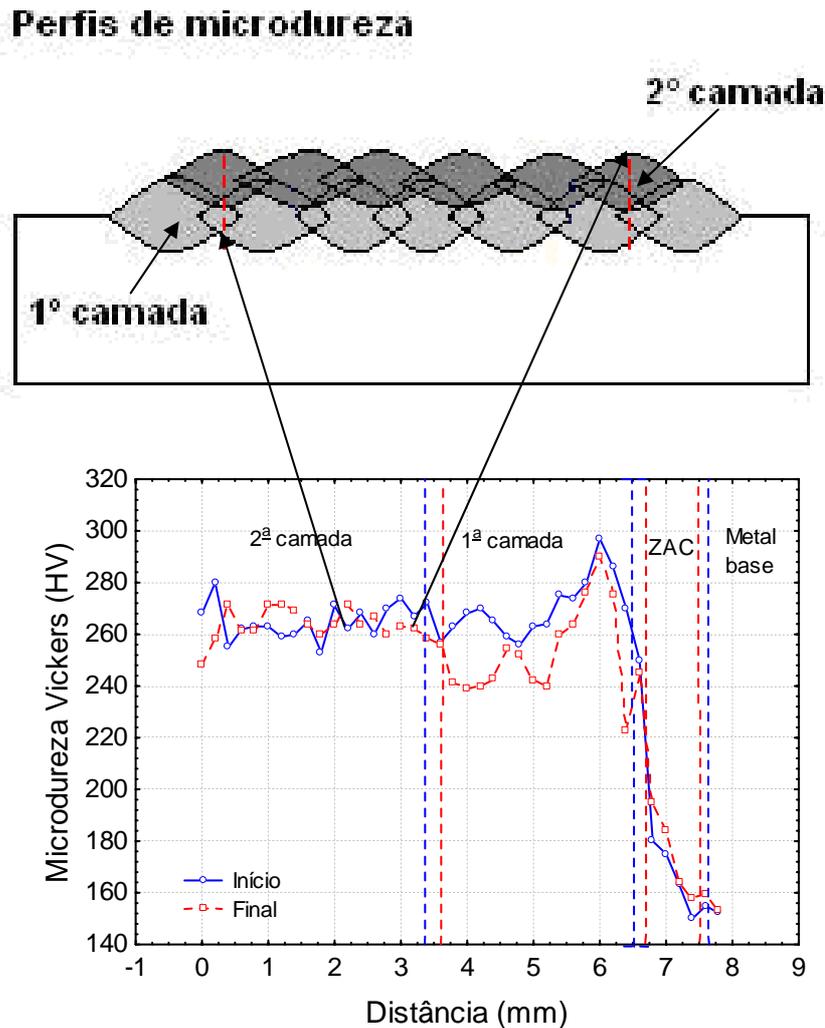


Figura 5.32. Perfil de microdureza para energia de 15 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 10 cm/min.

É observado que os perfis de microdureza para a condição C1 possuem níveis mais elevados em comparação com a condição anterior. Nesta condição a média foi em torno de 247,5 HV e na condição anterior ficou em torno de 229,8 HV, pois a condição C1 apresenta maior teor de ferrita, aproximadamente 6% a mais, além da possível precipitação de fases frágeis e menor quantidade de austenita Widmanstätten. Também como energia maior proporciona menores velocidades de resfriamento, pode ter ocorrido maior precipitação de fases frágeis. É também observado um perfil similar entre as medidas realizadas, uma no primeiro cordão de solda e o outro no último cordão de

solda. No entanto, observa-se que a microdureza na posição final na 1ª camada é um pouco menor, mesmo esta possuindo menores teores de fração volumétrica de austenita. Isto pode ser explicado porque para níveis de energias mais elevadas há maior suscetibilidade à formação de precipitados, podendo elevar um pouco esta microdureza no 1º cordão [2]. Como os precipitados são partículas finas dispersas nas interfaces, por exemplo, o penetrador utilizado não foi suficiente para detectar apenas as microfases, no qual poderia haver níveis mais elevados de microdureza. É observado no perfil que quando se chega à região da primeira camada, há regiões com redução da microdureza na medida realizada no último cordão e posteriormente uma subida deste nível podendo ser devido ao surgimento de fases intermetálicas, chegando a picos de 300 HV. No entanto, esta medida não é superior ao limite máximo recomendando [219] para este material. Em seguida, ocorre uma queda desta microdureza, reduzindo ainda mais na região da ZAC do aço estrutural até ocorrer a estabilidade por volta de 150 HV.

Em alguns casos, nas quais as impressões foram feitas na região entre dois cordões, foi observada (Figura 5.33) heterogeneidade da microdureza ao longo das impressões, podendo levar a conclusões precipitadas em relação ao comportamento ao longo do perfil, pois se for realizada medição da microdureza perto da interseção entre dois cordões haverá um determinado perfil de microdureza, mas se estas medidas forem realizadas um pouco afastadas da interseção, ou seja, no início do cordão depositado, haverá mudanças no levantamento do perfil. Na Figura 5.33 são mostrados os perfis de microdureza para a condição C2 ($E = 20 \text{ kJ/cm}$, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$) para comprovar também a diferença entre a forma dos perfis realizados no primeiro e no último cordão de solda, sendo que também é visto um comportamento diferente em relação às condições anteriores.

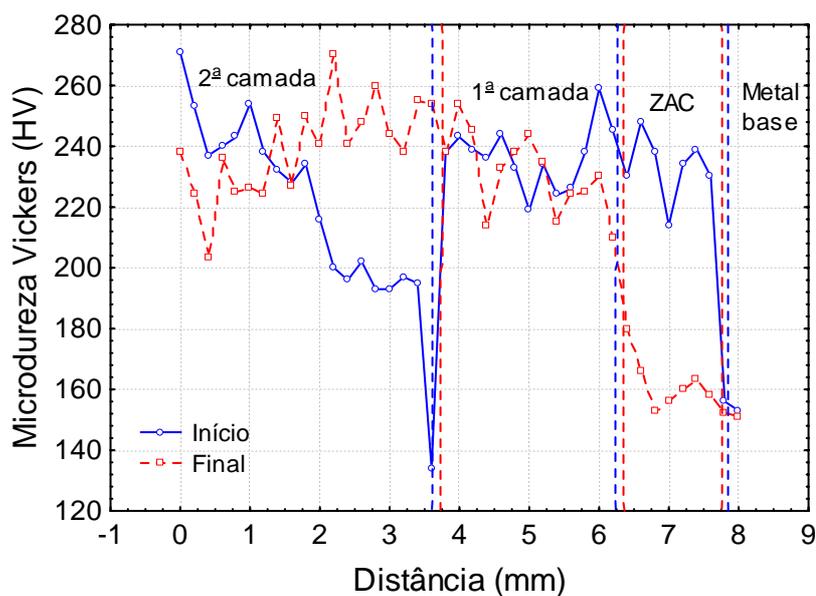


Figura 5.33. Perfil de microdureza para energia de 20 kJ/cm, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$.

É observado na medição do cordão inicial um perfil diferente do que foi obtido dos ensaios anteriores. Observou-se uma microdureza mais elevada (linha azul), característica de energias mais altas, mas depois de certo ponto este nível começou a cair drasticamente (distância aproximada de 2 mm da superfície). Foi observado que nesta região houve uma grande formação de austenita, como mostrado na Figura 5.34. Nesta Figura é mostrada em amarelo a interface entre a região com elevada fração austenítica e a outra com teores menores. Em vermelho é ilustrado a direção das medidas realizadas no primeiro cordão de solda. Pode-se verificar que as primeiras regiões, medidas na parte superior do cordão de solda, são áreas com maiores teores de ferrita, além da possível presença de precipitados, o que explica os valores mais elevados de microdureza nesta região. A partir da linha de separação destacada em amarelo, as medidas ocorreram em uma região com grandes frações austeníticas, contribuindo para níveis mais baixos de microdureza. Posteriormente, a microdureza voltou a cair até ocorrer estabilidade por volta de 150 HV no metal base.

Analisando o perfil do último cordão soldado (linha vermelha na Figura 5.33), observou-se que nas primeiras medidas da segunda camada, o nível de microdureza foi mais baixo em comparação ao que foi observado no primeiro cordão de solda (linha azul na Figura 5.33), porém não apresentou uma queda repentina da microdureza ao longo do perfil na segunda camada, comportamento diferente do observado para o cordão inicial. Este comportamento pode ser explicado pelo fato de que não houve nas regiões medidas, locais com mudanças significativas da fração da fase austenítica. Posteriormente, foi verificada um pequeno aumento da microdureza e redução em algumas regiões quando as medidas foram realizadas na primeira camada, porém de mesma magnitude das medidas para o cordão inicial. Na ZAC, os valores medidos caíram bruscamente e estabilizaram em valores similares aos medidos no metal base.



Figura 5.34. Microestrutura mostrando a interseção entre dois cordões subsequentes (linha amarela). Aumento de 100X.

Logo, de acordo com estas análises, é difícil concluir a respeito das microdurezas das condições soldadas devido à suas complexidades de comportamento. Para analisar as condições soldadas como um todo será mostrado no decorrer deste trabalho os valores de microdureza obtidos ao

longo do metal de solda da 2ª camada, pois esta região é a que vai ser analisada para se definir as melhores condições que servirão como base para a próxima etapa. Logo, são mostradas as microdurezas médias de cada região ao longo dos passes laterais para se ter uma melhor condição de análise.

5.1.3.1. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem

Na Figura 5.35 são mostradas as microdurezas nas regiões analisadas nas condições C1 (15 kJ/cm), C2 (20 kJ/cm) e C3 (24 kJ/cm). Nestas condições, foi variada somente a corrente de soldagem.

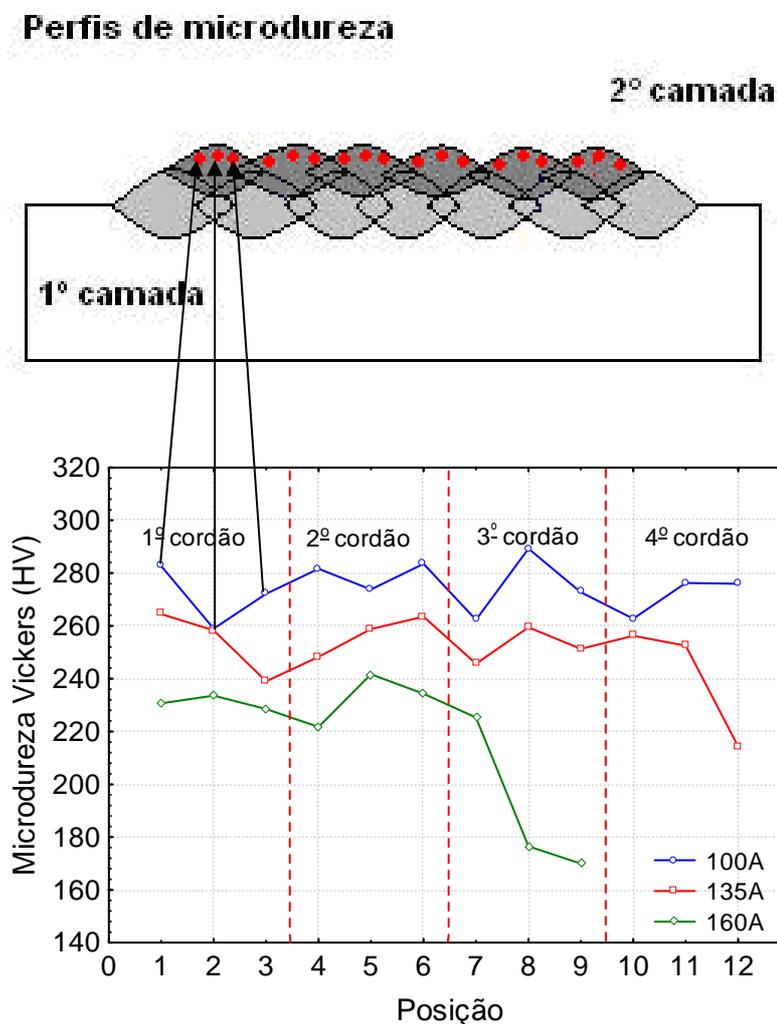


Figura 5.35. Perfis de microdureza para as condições soldadas com $V_s = 10$ cm/min.

É observado na Figura 5.35 que a condição soldada com o nível de corrente mais baixo (100 A) obteve os maiores níveis de microdureza, com média de 274 HV, pico de 290 HV e valor mínimo de 259 HV. Este resultado mostra que quanto maior a corrente, os valores de microdureza foram menores. Na corrente intermediária (135 A) foi observado um valor médio de 251 HV com um

pico de 264 HV e menor valor de 214 HV. Finalmente, para o nível de corrente mais elevado (160 A) foi obtido média de 218 HV com pico de 241 HV e menor valor chegando a 170 HV. Estes resultados são esperados de acordo com os gráficos de teores de ferrita e fotos de microestrutura, porque as condições com maiores teores de ferrita provenientes das mais baixas energias de soldagem propiciaram este maior nível de microdureza. A diferença do teor de ferrita foi suficiente para proporcionar a diferença de microdureza. Para a energia de 20 kJ/cm ($I = 135$ A), foi observado um valor mais baixo de microdureza na última região do último cordão soldado. É também observado que para a energia mais elevada (24 kJ/cm) o nível de microdureza é maior nos primeiros cordões se for comparado com o último. Este comportamento pode ser explicado devido à possível formação de precipitados nas regiões que sofreram reaquecimentos provocados pelos ciclos térmicos dos passes laterais e que resultaram em valores de microdureza superiores. O comportamento mais homogêneo foi observado na condição soldada com corrente de 100 A. A condição com menor corrente (100 A) possui menores teores de austenita Widmanstätten, podendo ter também contribuído para um maior nível de microdureza na região analisada.

A Figura 5.36 mostra os perfis de microdureza ao longo do metal de solda na 2ª camada variando a velocidade de soldagem para a corrente constante de 100 A.

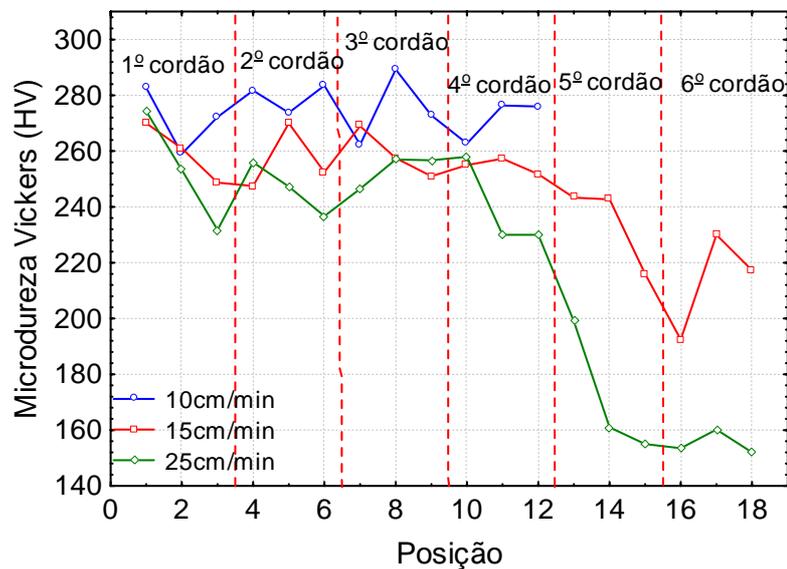


Figura 5.36. Perfis de microdureza para as condições soldadas com $I = 100$ A.

Observa-se que a soldagem realizada com a menor velocidade (10 cm/min) resultou nos maiores níveis de microdureza, sendo que esta condição corresponde à energia de 15 kJ/cm. Ao longo das medidas não foi observado nenhum decréscimo ou acréscimo drástico da microdureza. A média obtida neste ensaio foi de 274 HV com pico de 290 HV e valor mínimo de 259 HV. Na velocidade de soldagem intermediária de 15 cm/min (10 kJ/cm) foi observada uma queda mais acentuada na microdureza nos últimos cordões soldados, com média de 246 HV, pico de 270 HV e valor mínimo de

193 HV. Na velocidade de soldagem maior, 25 cm/min ($E = 6 \text{ kJ/cm}$), resultou em uma média de 220 HV com pico de 274 HV e valor mínimo de 152 HV. Este resultado também condiz com a análise realizada com os resultados dos teores de ferrita, ou seja, as condições com maior teor de ferrita obtiveram maior nível de microdureza. Nos ensaios realizados para as velocidades de 15 e 25 cm/min foi observada uma queda da microdureza nos últimos cordões, mesmo esta região possuindo maiores teores de ferrita, sendo que podem ter ocorrido precipitações provenientes do ciclo térmico dos passes seguintes, aumentando o nível de microdureza nos primeiros cordões. De acordo com a microestrutura analisada, as condições com maiores velocidades de soldagem apresentaram maiores formações de austenita Widmanstätten, podendo ter contribuído para níveis mais baixos de microdureza. Na Figura 5.37 é mostrada na região do primeiro cordão de solda precipitações nos contornos de grão ferríticos, podendo ser fase sigma, que pode ter contribuído para a maior microdureza, revelada com o reagente Behara. MARTINS e JULIANO [160] verificaram em seu trabalho que o ataque com o reagente Behara provoca na ferrita uma coloração mais escura, e pode-se detectar a fase sigma por uma coloração branca nas interfaces das fases.

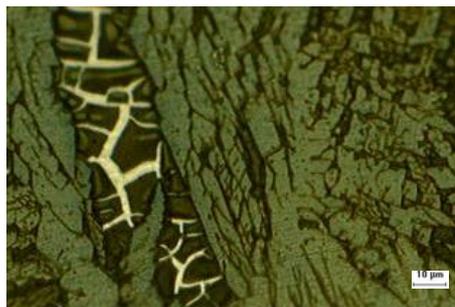


Figura 5.37. Microestrutura para a condição com $V_s = 25 \text{ cm/min}$ e $I = 100 \text{ A}$.

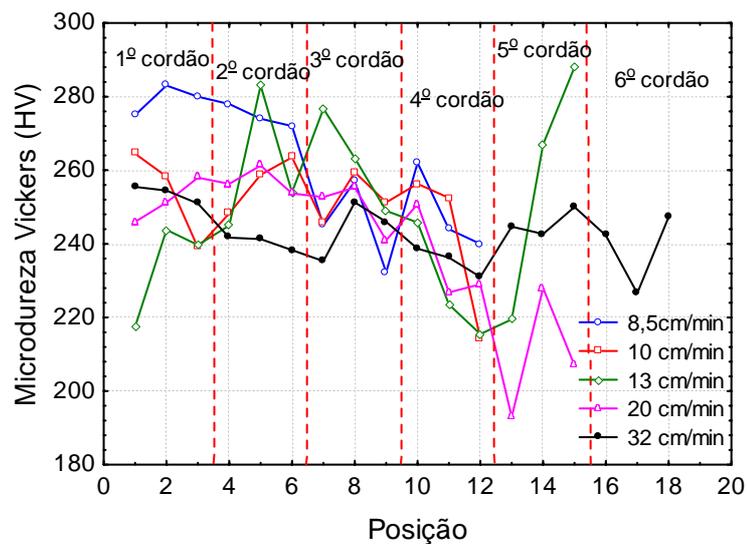


Figura 5.38. Perfis de microdureza para as condições soldadas com $I = 135 \text{ A}$.

Na Figura 5.38 são mostradas as microdurezas para os casos em que a corrente foi mantida constante e igual a 135 A. Para o caso da velocidade mais baixa de 8,5 cm/min houve uma microdureza elevada em torno de 261,8 HV de média, apresentando maiores valores nos primeiros cordões depositados devido, possivelmente, à precipitação de fases frágeis. A condição com velocidade de 10 cm/min apresentou microdureza de 251 HV. A condição com velocidade 13 cm/min apresentou microdureza de 248 HV, a de 20 cm/min, microdureza de 241 HV e a velocidade mais alta, microdureza de 242 HV. De forma geral, maiores velocidades de soldagem proporcionaram menores valores de microdureza devido a menores percentuais de ferrita.

5.1.3.2. Efeito da Energia de Soldagem

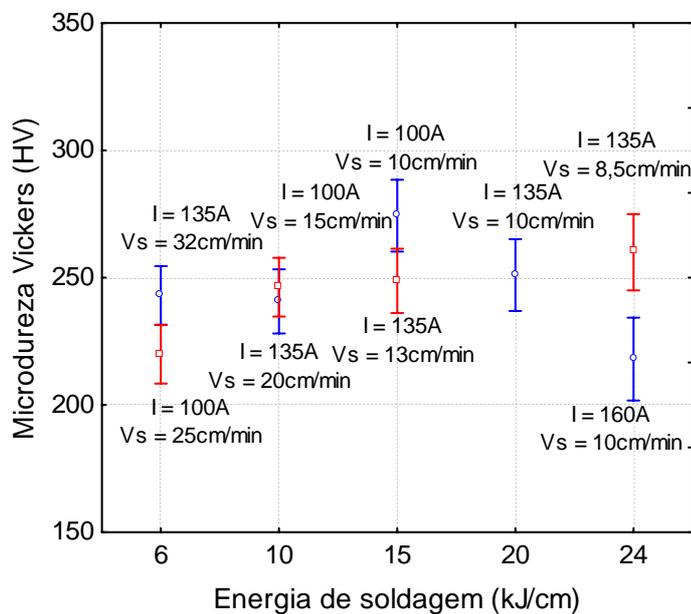


Figura 5.39. Valores de microdureza para cada energia de soldagem.

A Figura 5.39 tem como objetivo mostrar que mesmo para as mesmas energias de soldagem podem-se ter comportamentos distintos em relação à microdureza. Pode-se observar que para apenas a energia de soldagem 10 kJ/cm, a diferença entre os valores médios não foi significativa. Os níveis mais baixos de microdureza ocorreram para a energia de 24 kJ/cm e o mais elevado foi para a energia de 15 kJ/cm, sendo que em nenhum dos casos não ultrapassou a microdureza de 310 HV. Verifica-se uma relação da microdureza com o percentual de ferrita, de modo que as condições com maiores teores de ferrita apresentam maiores níveis de microdureza. Foram realizadas impressões para verificar a diferença de microdureza entre as fases ferríticas e austeníticas. A austenita apresentou microdureza de 245 ± 4 HV e a ferrita 267 ± 6 HV.

5.1.4. Conclusões da Etapa 1

Nas soldagens de aço estrutural com o eletrodo revestido de aço inoxidável duplex com deposição de duas camadas, nas condições exploradas neste trabalho, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- De forma geral, os primeiros cordões, independente da energia de soldagem empregada, apresentaram teores de ferrita, medidos pelo ferritoscópio, mais baixos que os últimos cordões;
- As regiões de intersecção entre dois cordões subsequentes, para todas as condições de energia, apresentaram uma maior formação da fase austenítica;
- A primeira camada apresentou maior fração de austenita, medidos pelo ferritoscópio e verificada na microestrutura;
- Em relação aos parâmetros de soldagem, o aumento da energia de soldagem por acréscimos da corrente de soldagem resultou em uma menor fração da fase ferrítica. O aumento da energia pela redução da velocidade de soldagem proporcionou uma maior quantidade de ferrita;
- As morfologias básicas da austenita foram: alotrimórfica, intragranular e Widmanstätten;
- Nas condições com variação da velocidade de soldagem, houve percepção de maiores frações de Widmanstätten para a situação com maior velocidade de soldagem (13 cm/min) e nas regiões não reaquecidas;
- As amostras soldadas que apresentaram altos teores de ferrita na microestrutura e menores quantidades de austenita Widmanstätten, resultaram em maiores níveis de microdureza, porém com valores inferiores a 310 HV, com base na especificação técnica (CENPES-PETROBRAS), para todas as condições exploradas;
- As condições que apresentaram níveis mais elevados de ferrita e bom comportamento em relação à microdureza foram as condições de mais elevada energia: C1 ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 100 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$) com 29,7% de ferrita e $274 \pm 10 \text{ HV}$, C2 (20 kJ/cm , $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$) com 28,1% de ferrita e $251 \pm 12 \text{ HV}$, C4 (15 kJ/cm , $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 13 \text{ cm/min}$) com 27,8% de ferrita e $248 \pm 24 \text{ HV}$ e C5 (24 kJ/cm , $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 8,5 \text{ cm/min}$) com 29,8% de ferrita e $261 \pm 20 \text{ HV}$.

CAPÍTULO VI

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 2

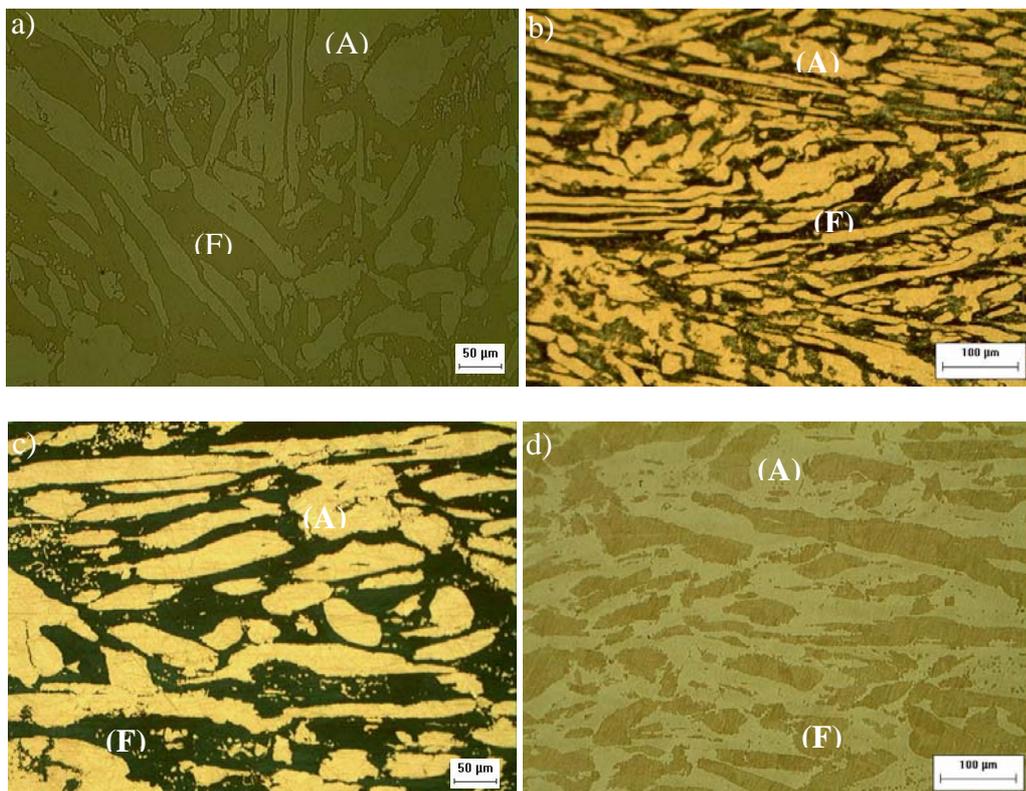
Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados das três etapas da soldagem de aço inoxidável duplex.

6.1. Etapa 2 - Soldagem em Chapas de Aço Inoxidável Duplex

Nesta etapa foi avaliado o efeito da energia de soldagem com deposição de duas camadas no balanceamento de fases, microestrutura e microdureza do metal de solda e ZAC.

6.1.1. Caracterização do Material como Recebido

Nesta etapa, inicialmente foi feita a caracterização microestrutural do material como recebido no microscópio óptico. Verificou-se a presença de duas fases: ferrita (mais escura) e austenita (mais clara). Variações nas concentrações de HCl (ácido clorídrico), de $K_2S_2O_5$ (metabissulfito de potássio) e no tempo de ataque proporcionaram diferentes cores nas fases presentes. Algumas destas fotos para revelar este comportamento são mostradas na Figura 6.1.



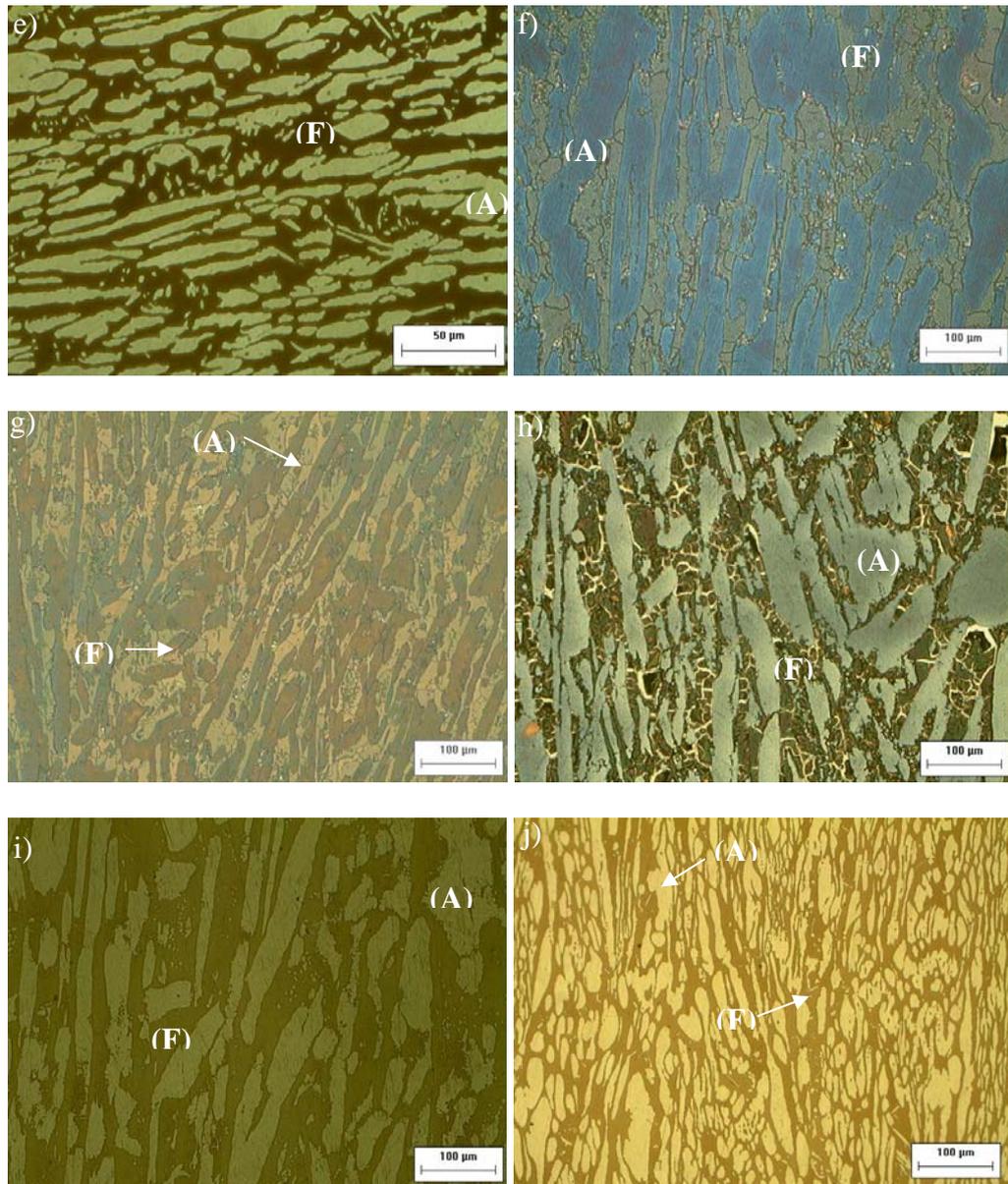


Figura 6.1. Fotomicrografias do material como recebido UNS S31803 com ataque com Behara (A-Austenita; F-Ferrita): a) 1,1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 3 min; b) 1,4 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 3 min; c) 1,4 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 2 min; d) 1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 5 s; e) 1,1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 15 s; f) 1,1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 1 min e 30 s; g) 1,1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 1 min; h) 1,1 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 50 s; i) 1,2 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 30 s; j) 0,4 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ e ataque de 30 s.

Posteriormente, com o auxílio do ferritoscópio *FISCHER* foi medido o teor de ferrita na direção de laminação, normal à direção de laminação e transversal à direção de laminação do material como recebido UNS S31803 (Tabela 6.1).

Tabela 6.1. Análise do percentual de ferrita no UNS S31803.

Valores	Direção de laminação	Normal à direção de laminação	Transversal à laminação
Ferrita (%)	32,8	48,2	46,3
Desvio padrão (%)	1,7	1,6	2,3
Mínimo (%)	29,5	45,3	42,9
Máximo (%)	37,3	51,5	50,3

O valor de microdureza do AID como recebido foi de 272 ± 7 HV. O valor para k igual a 16 [18] é o mais indicado para aços inoxidáveis duplex no cálculo do índice de resistência à corrosão por pites, sendo que para este material o valor calculado do PRE foi 34,84 de acordo com a Equação 3.1.

6.1.2. Quantificação do Teor de Ferrita

A seguir serão apresentados os resultados das medições dos teores de ferrita no metal de solda e ZAC realizadas com o ferritoscópio. Os percentuais de ferrita foram medidos ao longo da seção transversal de cada cordão de solda, nas duas camadas depositadas.

6.1.2.1. Quantificação do Teor de Ferrita no Metal de Solda

Nesta seção do trabalho será mostrado o efeito dos ciclos térmicos, para as condições soldadas, na quantificação de fases devido aos passes laterais e deposição de camadas no aço inoxidável duplex UNS S31803. Na Figura 6.2 são mostradas as macrografias das condições de soldagem C1, C2, C4 e C5 para visualização da geometria dos cordões de solda depositados em camadas sobre chapas de aço inoxidável duplex. Estas condições foram selecionadas com base na Etapa 1, sendo as melhores condições escolhidas em relação ao balanceamento de fases e microdureza.

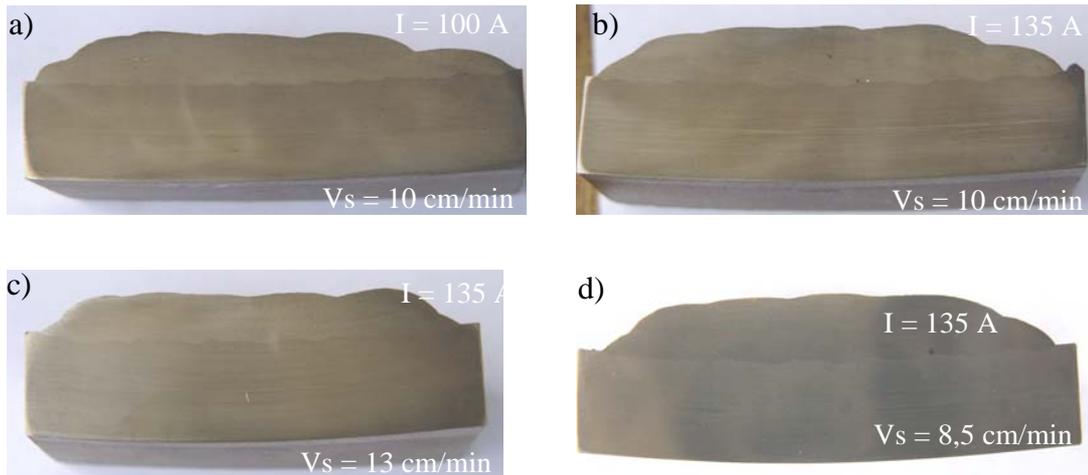


Figura 6.2. Macrografia das seções soldadas no aço duplex UNS S31803 com eletrodo AWS E2209-17 com energias de: a) 15 kJ/cm; b) 20 kJ/cm; c) 15 kJ/cm; d) 24 kJ/cm.

É verificado que para a mesma velocidade de soldagem (10 cm/min), o aumento da corrente de soldagem proporcionou uma maior área depositada de metal de solda, de modo que análise foi feita de forma qualitativa. Para as condições com a mesma energia de soldagem de 15 kJ/cm (Figura 6.2a e Figura 6.2c) foi observada uma maior penetração para a condição que foi soldada com a corrente de 135 A, sendo o fator primordial que contribuiu para a maior penetração. A condição com maior energia (24 kJ/cm) promoveu uma maior área depositada ocasionada pelo maior aporte térmico.

6.1.2.2. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda

Com o ferritoscópio, realizou-se a quantificação do teor de ferrita no metal de solda da 2ª camada, da 1ª camada, na ZAC e no metal base para todas as condições. Primeiramente, são mostrados os teores de ferrita na 2ª camada para verificar o efeito dos passes laterais na quantificação de ferrita na região mais importante na aplicação de revestimento.

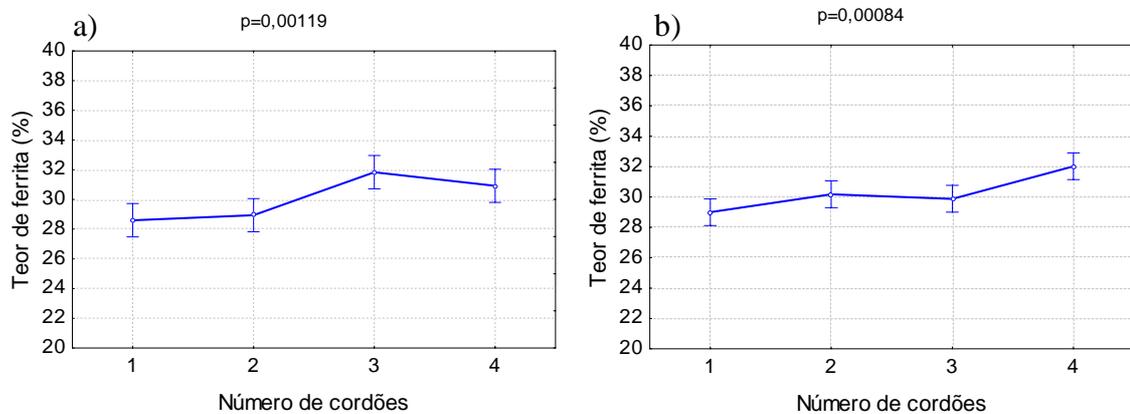


Figura 6.3. Influência dos passes laterais para a condição: a) C1 (I = 100 A e Vs = 10 cm/min); b) C2 (I = 135 A e Vs = 10 cm/min).

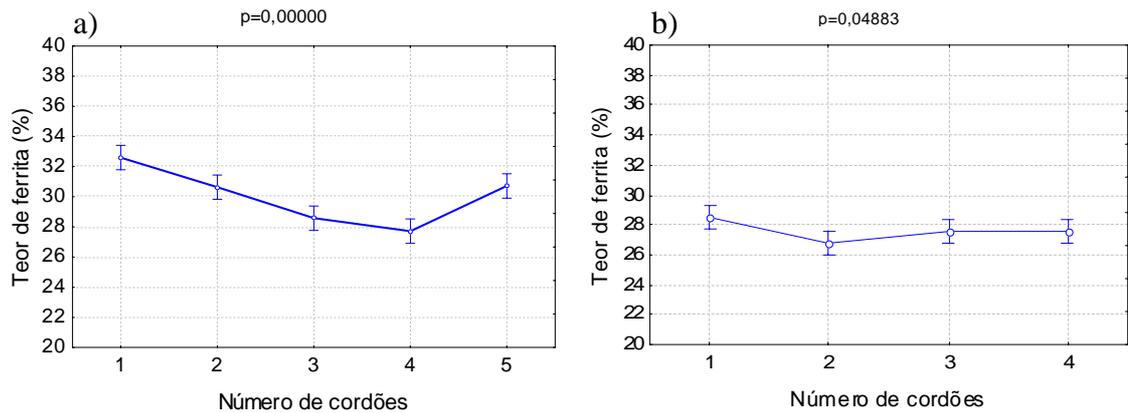


Figura 6.4. Influência dos passes laterais para a condição: a) C4 (I = 135 A e Vs = 13 cm/min); b) C5 (I = 135 A e Vs = 8,5 cm/min).

É observado na condição C1 (I = 100A e Vs = 10 cm/min) um maior teor de ferrita nos últimos cordões depositados. Foi verificado que o valor médio do teor de ferrita no primeiro cordão que é de 28,6%, no 3º cordão chega a 31,8%, ocorrendo picos de quase 33%. Na condição C2 (I = 135 A e Vs = 10 cm/min) observou-se o mesmo comportamento, possuindo um valor médio no 1º cordão de 29%, chegando a 32,1% no último cordão depositado. Também houve valores próximos de 33% de ferrita no último cordão de solda.

No entanto, na condição C4 (I = 135 A e Vs = 13 cm/min) houve do primeiro até o terceiro cordão uma redução do teor de ferrita. Comparando o terceiro e o quarto cordões soldados, não houve efeito significativo, voltando o teor de ferrita a aumentar no quinto cordão soldado. Na condição C5 (I = 135 A e Vs = 8,5 cm/min) não houve efeito significativo da influência dos passes laterais no valor médio final nos cordões soldados na região da 2ª camada do metal de solda. Analisando de forma geral todas as condições, o teor de ferrita obteve um valor mínimo de 26% e valor máximo de 33,4%. A condição que teve níveis mais baixos de ferrita foi a C5 que chegou a valores de 26%, sendo 4% a menos que o recomendado pelo fabricante [208] e seu valor máximo (29,2%) não supera o limite mínimo recomendado.

A soldagem realizada em duas camadas e em diversos passes proporcionou a elevada precipitação de austenita, de modo que valores mais elevados de ferrita são primordiais para contrabalancear com estes altos teores da fase austenítica para obter boas propriedades mecânicas do duplex.

Nas condições C1 e C2 é verificado um aumento do teor de ferrita nos últimos cordões de solda. O primeiro cordão de solda não tem preaquecimento, mas sofre influência do ciclo térmico dos passes laterais subsequentes, ocorrendo aquecimento e resfriamento, promovendo uma maior formação da fase austenítica. O último cordão de solda sofre preaquecimento devido à temperatura de interpasse, mas não sofre influência de passes subsequentes, sendo que de forma geral a fração de fase austenítica é menor em comparação com os primeiros cordões. Nos ensaios a sobreposição dos passes ficou em aproximadamente 30 a 50%.

6.1.2.3. Avaliação do Teor de Ferrita nas Camadas Depositadas

Também foi avaliada a influência da deposição das camadas no teor de ferrita no metal de solda. No gráfico da Figura 6.5 são plotados os valores médios dos teores de ferrita medidos nos cordões de solda que compõem as camadas 1 e 2, para cada corpo de prova soldado nas condições selecionadas para esta etapa.

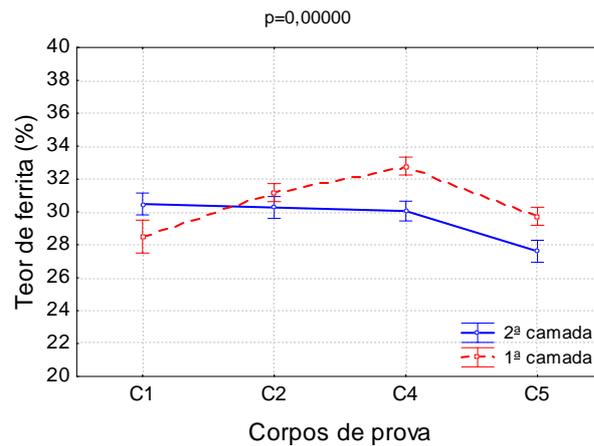


Figura 6.5. Influência das camadas no teor de ferrita no metal de solda.

Na Figura 6.5 é observado, de forma geral, um maior teor de ferrita na 1ª camada, sendo que para a menor corrente de soldagem (100 A) que corresponde à condição C1, o teor de ferrita foi mais baixo na 1ª camada. A avaliação da microestrutura é importante nesta discussão, pois a priori, a primeira camada, devido ao reaquecimento, deveria ter um maior teor de austenita. No entanto, sabe-se [131] que neste tipo de material pode ter ocorrido maior precipitação de ferrita na região próxima à linha de fusão devido à maior taxa de resfriamento. É observado que para as condições analisadas, somente na condição C5, o teor de ferrita é abaixo do valor recomendado pela literatura [56,65] no metal de solda, ou seja, menor que 30%. O comportamento é bastante heterogêneo e a análise da microestrutura é primordial para as regiões afetadas e não afetadas nos cordões de solda.

6.1.2.4. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem

É importante verificar o efeito dos parâmetros na soldagem do aço inoxidável duplex. Para isto, foi verificada a influência da velocidade e corrente de soldagem na 2ª camada do metal de solda. Na Figura 6.6 é mostrado o comportamento do teor de ferrita de acordo com a variação da corrente de soldagem de 100 A para 135 A.

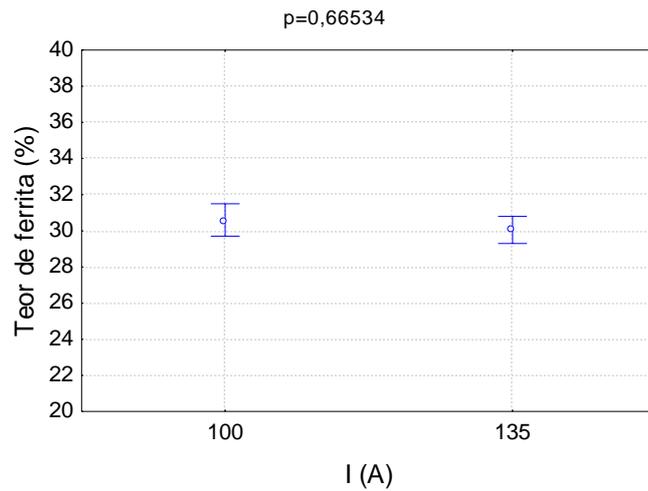


Figura 6.6. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min.

É observado na Figura 6.6 que não houve efeito significativo com a variação da corrente de soldagem no teor de ferrita na 2ª camada do metal de solda, apesar de que, na corrente de 100 A, houve uma tendência de aumento do teor de ferrita. No entanto, é importante salientar que a influência da variação da energia, com aumento da corrente de soldagem não foi significativa dentro da faixa estudada. Na Figura 6.7 é mostrada a influência da variação da velocidade de soldagem no teor de ferrita do metal de solda na 2ª camada.

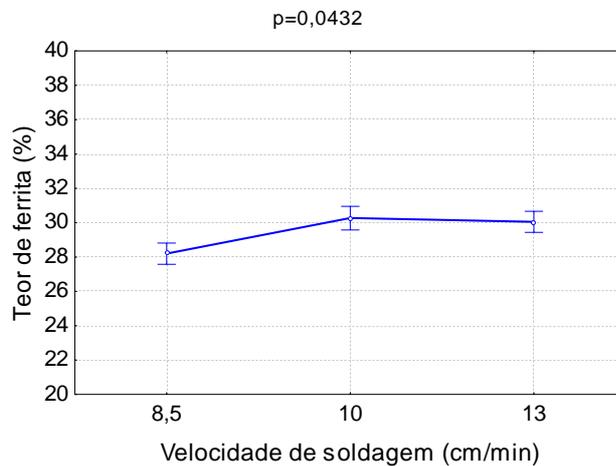


Figura 6.7. Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para corrente de 135 A.

Quando ocorre o aumento da velocidade de soldagem, ou seja, redução da energia de soldagem de 24 para 20 kJ/cm, há aumento do teor de ferrita, mas não sendo de forma relevante. Quando ocorre o aumento da velocidade de soldagem para 13 cm/min (15 kJ/cm) a influência não é significativa em relação à condição soldada com velocidade de 10 cm/min. Os percentuais de ferrita para estas três condições foram próximas, o mesmo observado na Etapa 1.

6.1.2.5. Efeito da Energia de Soldagem

Na Figura 6.8 é mostrada a variação do teor de ferrita para cada energia de soldagem: 15, 20 e 24 kJ/cm.

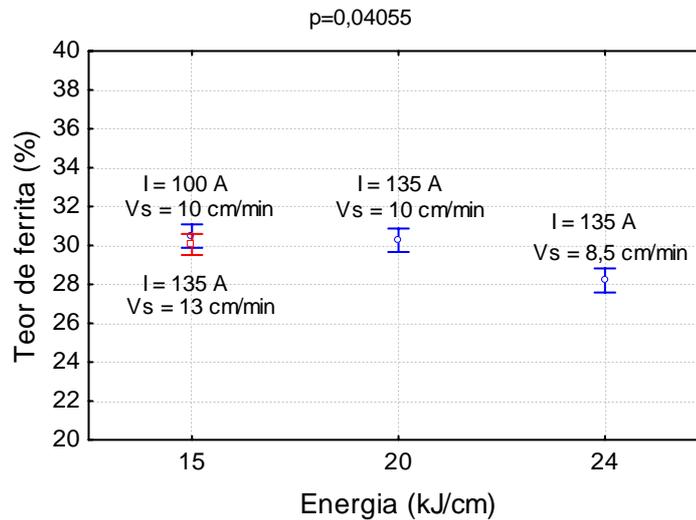


Figura 6.8. Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.

Pode-se observar maiores teores de ferrita para menores energias de soldagem (15 e 20 kJ/cm) e menor teor de ferrita para a energia mais elevada (24 kJ/cm). As duas condições soldadas com energia de 15 kJ/cm não proporcionaram diferenças significativas no teor de ferrita. Analisando as três energias empregadas não houve efeito significativo das energias 15 e 20 kJ/cm no percentual de ferrita. A energia de soldagem de 24 kJ/cm não apresentou também diferenças tão relevantes no teor de ferrita em relação às outras condições soldadas. Uma maior faixa de energia empregada, com maior variação da velocidade e corrente de soldagem seria mais interessante, como foi realizada na Etapa 1, pois nas energias empregadas na Etapa 2 não ficaram evidentes o efeito dos parâmetros de soldagem no balanceamento de fases. Foi observado na Etapa 1 (Figura 5.16) que ocorre diferenças significativas no teor de ferrita nas energias baixas (6 e 10 kJ/cm) em comparação com energias mais elevadas (15, 20 e 24 kJ/cm). A incerteza do equipamento de soldagem e do controle da velocidade de soldagem pelo soldador na estreita faixa de energia podem ter contribuído para pequenas diferenças no teor de ferrita.

6.1.2.6. Avaliação do Efeito da Energia no Teor de Ferrita da ZAC

O controle do percentual de ferrita na ZAC é primordial durante a soldagem, pois esta região é mais difícil de ser controlada. Na Tabela 6.2 é mostrada o percentual médio de ferrita para as condições soldadas na 2ª camada e 1ª camada do metal de solda e ZAC.

Tabela 6.2. Percentual de ferrita medido com ferritoscópio.

Condição	2^a camada	1^a camada	ZAC
C1	30,5 %	28,5 %	49,8 %
C2	30,3 %	31,2 %	50,4 %
C4	30,0 %	32,8 %	52,2 %
C5	28,2 %	29,8 %	49,7 %

É visto um maior percentual de ferrita na 1^a camada em relação à 2^a camada, exceto na condição C1. Na zona afetada pelo calor (ZAC) é observado um nível um pouco maior do teor de ferrita nesta região em relação ao metal base (Tabela 6.1) e bastante elevado em comparação com o metal de solda. Talvez no metal base as temperaturas sejam baixas para que ocorra mudança de fase de austenita/ferrita, e por isso não houve mudanças significativas no balanceamento, e para ZAC, o balanceamento também não foi muito alterado para as condições de soldagem selecionadas, apontando para boas condições de soldagem para o material estudado. Por isso, nesta região há valores mais elevados da fase ferrítica. Analisando o teor de ferrita na ZAC, as condições que ocorreram apenas variação da corrente de soldagem, não houve efeito significativo nos teores de ferrita com aumento da energia de soldagem. Logo, neste caso, a seleção da energia de soldagem não é tão primordial para a escolha da quantificação adequada de ferrita na ZAC. Esta conclusão pode ser estendida também para o metal de solda. Nesta análise existem dois fatores que agem de forma oposta. Primeiramente, a condição C1 é a de menor energia e consequentemente pode contribuir para a maior formação de ferrita devido à maior velocidade de resfriamento. No entanto, a condição C2 que houve acréscimo de intensidade de corrente para 135 A, aumentando o nível de energia de 15 para 20 kJ/cm, apresentou microestrutura mais grosseira de grãos ferríticos de forma mais significativa (Figura 6.17b), de modo a contribuir para a redução do teor de austenita.

6.1.3. Microestrutura

O conhecimento da microestrutura formada durante a solidificação para as diferentes condições soldadas é de fundamental importância para o conhecimento do efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura no metal de solda e ZAC, principalmente, de modo que diferentes morfologias podem apresentar diferentes propriedades. O conhecimento dos efeitos dos parâmetros se torna primordial para o controle das propriedades metalúrgicas e mecânicas na ZAC, sendo que nesta região é mais difícil, de modo que no metal de solda com a adição dos elementos de liga é mais fácil o controle das propriedades da zona fundida.

A quantificação de fases realizada através do ferritoscópio não deve ser a única ferramenta de análise para análise microestrutural, pois o ferritoscópio indica o teor de ferrita de forma absoluta. No entanto, é importante verificar o comportamento influenciado pela energia de soldagem, sendo que há uma grande heterogeneidade por toda a extensão do material, ou seja, pode haver regiões com elevado teor de ferrita e outras próximas com percentuais mais baixos. Além disso, a verificação da morfologia presente da austenita é importante, pois pode influenciar as propriedades presentes devido à anisotropia desta fase. De forma geral, a morfologia encontrada nesta etapa foi similar à Etapa 1.

6.1.3.1. Condição C1

A condição C1 (15 kJ/cm) representa a condição soldada com corrente de 100 A e velocidade de soldagem de 10 cm/min. Analisando a microestrutura do metal de solda da 2ª camada, por microscopia óptica, verifica-se basicamente a presença de austenita intragranular, Widmanstätten e alotrimórfica, além da ferrita. De forma geral, verificam-se grãos colunares de ferrita e grande quantidade de austenita nos contornos e no interior dos grãos. A grande quantidade de austenita em relação ao metal base pode modificar as propriedades mecânicas.

Primeiramente, foi analisado o efeito dos passes laterais, como pode ser visualizado na Figura 6.9.

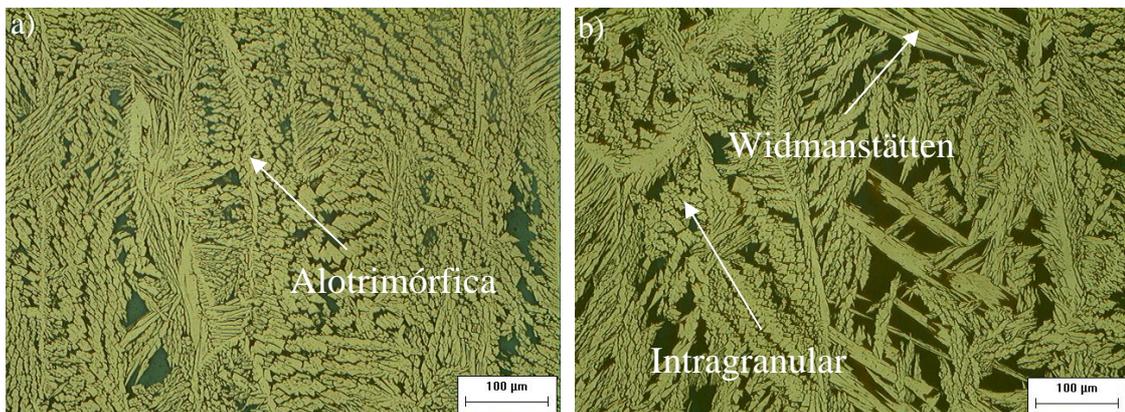


Figura 6.9. Efeito dos passes laterais. a) 1º cordão de solda; b) 4º cordão de solda.

É verificada na Figura 6.9a que na região do primeiro cordão de solda há uma maior fração volumétrica de austenita no metal de solda em comparação com o último cordão depositado (Figura 6.9b). Na Figura 6.10 é mostrado o efeito da sobreposição dos passes na região de interface entre dois cordões subsequentes, mostrando de forma mais clara a maior precipitação de austenita proveniente do reaquecimento. É visto uma maior fração de ferrita na região que não sofreu influência do ciclo térmico proveniente da sobreposição do passe lateral (região não ferritizada).



Figura 6.10. Efeito dos passes laterais no 1º cordão de solda.

Na Figura 6.11a é mostrada a região de intersecção entre a 2ª camada e a 1ª camada. Pode ser visto que na 2ª camada há maior fração volumétrica de ferrita, sendo que na 1ª camada a precipitação de austenita é maior devido ao ciclo térmico ocasionado pela deposição da 2ª camada. É possível verificar a maior quantidade de austenita Widmanstätten na 2ª camada, como pode ser observada na Figura 6.11a.

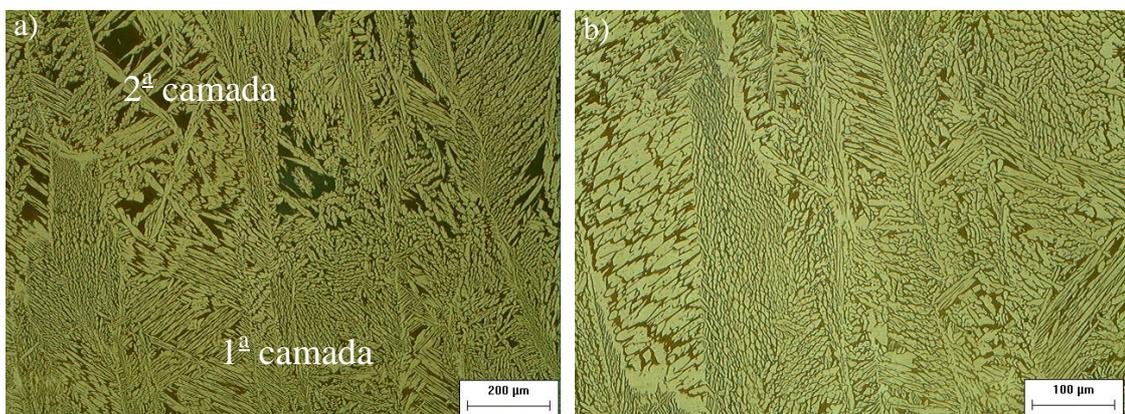


Figura 6.11. Microestrutura da condição C1. a) intersecção entre deposição de camadas; b) microestrutura do 2º cordão na 1ª camada próxima à linha de fusão.

O efeito da soldagem na ZAC é importante, sendo este comportamento mostrado na Figura 6.12. A evolução da microestrutura da ZAC é também complexa, dependendo da microestrutura

original do metal base, da temperatura de pico experimentada em particular na região da ZAC, do tempo de duração na temperatura de pico e das taxas de aquecimento e resfriamento.

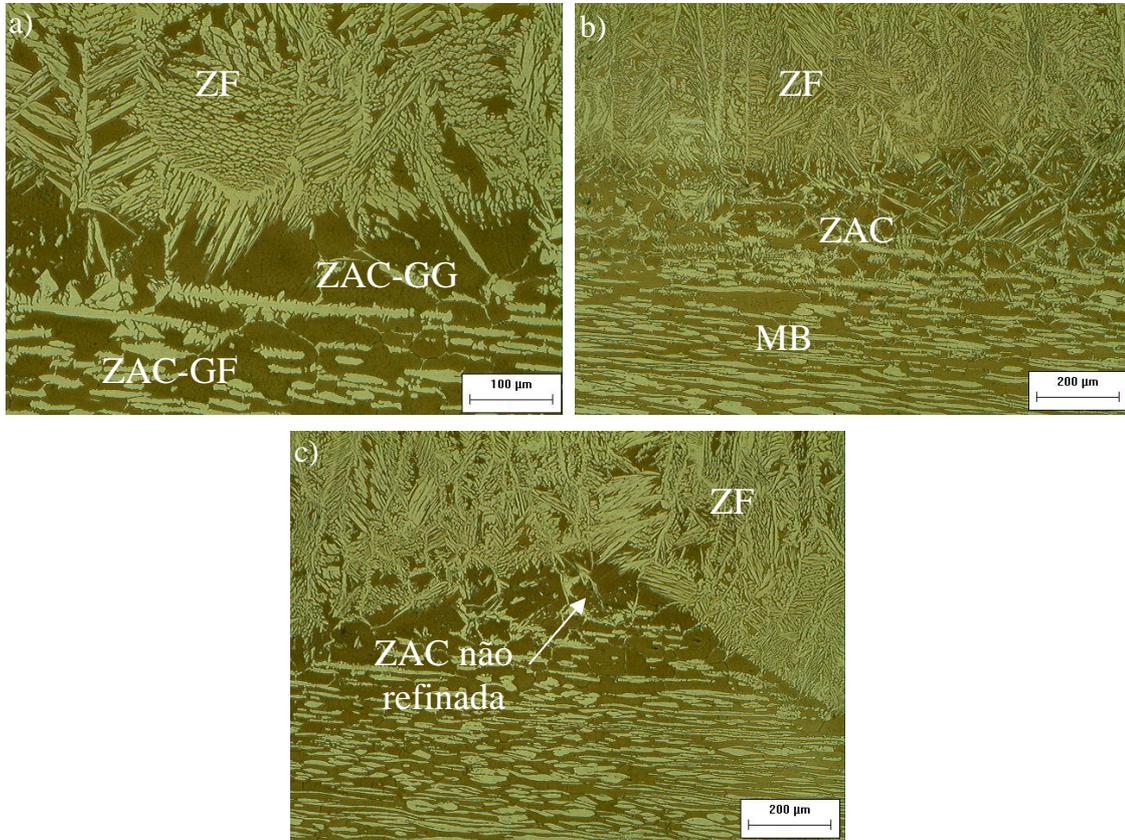


Figura 6.12. Microestrutura na ZAC. a) ZAC e ZF na condição C1; b) ZF, ZAC e metal base na condição C1; c) ZAC na intersecção entre dois cordões adjacentes.

Na ZAC é vista certa descontinuidade na austenita formada. É observada também uma microestrutura mais grosseira na região próxima à linha de fusão, principalmente na região no qual há encontro entre ZAC's de grãos grosseiros, não havendo refino nesta região (Figura 6.12c). A ZAC-GG mais afastada desta região possui granulação mais refinada em comparação com a ZAC-GG na região de intersecção entre dois cordões subsequentes. Na ZAC próxima da linha de fusão ocorrem transformações em relação à sua microestrutura original. O pico de temperatura elevado e o tempo de exposição a essa temperatura promovem um maior crescimento de grão ferrítico, além de poder propiciar precipitações de fases intermetálicas nos contornos de grãos, de modo que a constatação da presença destes precipitados não foi possível por microscopia óptica. Na ZAC mais afastada, chamada de zona afetada pelo calor de granulação fina (ZAC-GF), não ocorrem transformações significativas na microestrutura em relação à morfologia da austenita, ao balanço de fases e tamanho de grão. Nesta região, praticamente toda austenita que existia originalmente foi transformada durante o aquecimento em ferrita, com exceção de pequenas partículas de austenita. Esta dissolução da austenita permitiu a formação de grandes grãos de ferrita. Durante o resfriamento, a austenita nucleia nos contornos de grão de forma alotrimórfica e algumas precipitações de austenita intragranular nas regiões de baixo

cromo onde a austenita originalmente existia. Este comportamento foi verificado no trabalho de NELSON e BAESLACK [185]. Além disso, a austenita cresce epitaxialmente a partir de pequenas partículas de austenita que não se dissolveram durante o aquecimento.

Outra observação importante é o refino de grão devido à sobreposição dos passes laterais. Já foi comprovada que esta técnica de soldagem promove o refino e revenimento da ZAC que foi afetada pela sobreposição lateral por meio de relações de energia adequadas entre as camadas [220, 221]. No duplex UNS S31803 foram observados grãos refinados (Figura 6.12c), mas na região de intersecção entre passes não ocorreu o refino devido à sobreposição de ZAC's de granulação grosseira.

Na Figura 6.13 são mostradas as microestruturas do metal base. Na Figura 6.13a é apresentada a intersecção entre a ZAC e o metal base e na Figura 6.13b o metal base em uma região mais afastada da ZAC. Nas regiões da ZAC, bem próximas do metal base, os picos de temperatura promoveram uma transformação parcial de austenita para ferrita no aquecimento. Embora nas regiões que foram transformadas em ferrita e que durante a solidificação ficaram retidas como ferrita, o tempo foi insuficiente para ocorrer difusão do cromo através da fase ferrítica. A microestrutura pouco difere do metal base que não foi afetado termicamente e aparentemente livre de precipitações.

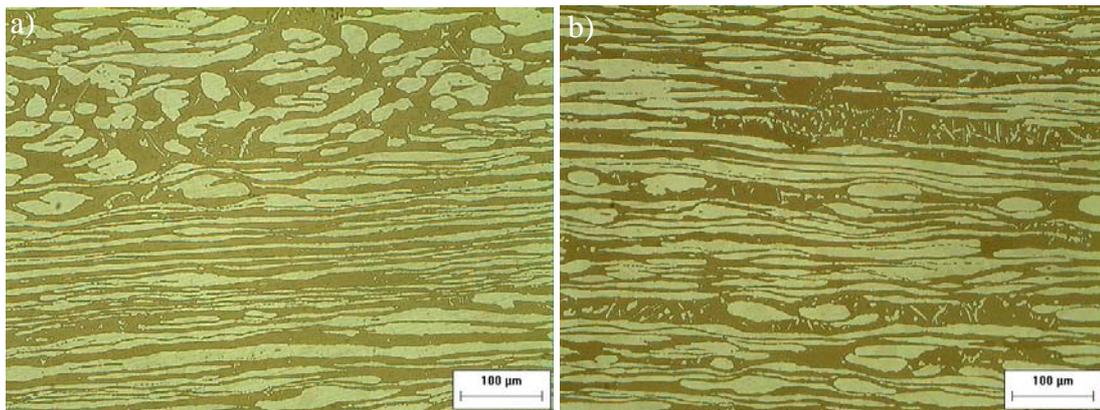


Figura 6.13. Microestrutura do metal base para a condição C4. a) Intersecção entre a ZAC e o metal base; b) metal base.

6.1.3.2. Condição C2

A condição C2 (20 kJ/cm) representa a condição soldada com corrente de 135 A e velocidade de soldagem de 10 cm/min. Na Figura 6.14 é apresentada a diferença entre os teores das macrofases presentes no primeiro cordão de solda e no último cordão soldado na 2^a camada depositada.

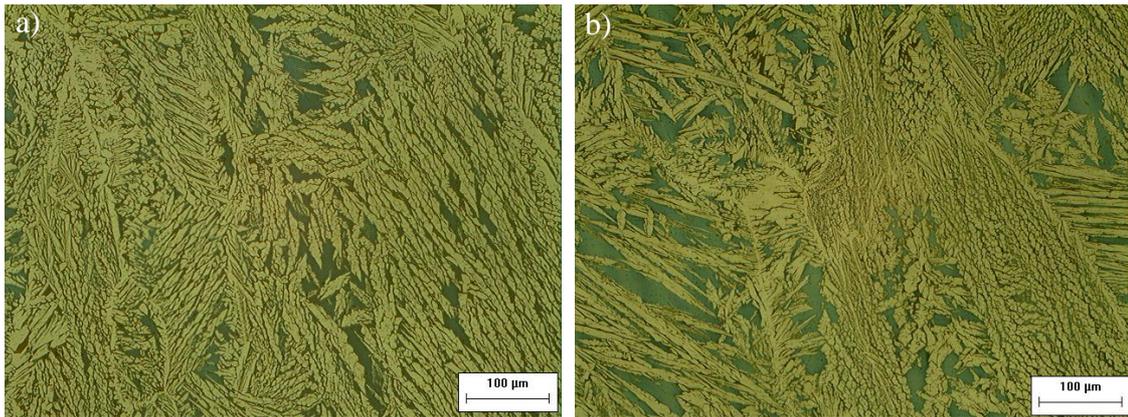


Figura 6.14. Efeito dos passes laterais. a) 1^o cordão de solda; b) 4^o cordão de solda.

Na Figura 6.14a são observados maiores teores da fase austenítica provocado pelo reaquecimento devido à soldagem dos passes seguintes. Na Figura 6.14b nota-se maiores teores de ferrita na região do último cordão de solda em comparação com o 1^o cordão (Figura 6.14a), sendo que também foi observado maior quantidade de austenita Widmanstätten. Na Figura 6.15 é mostrada a influência dos passes laterais na precipitação de austenita para esta condição. Na região que sofreu influência de sobreposição (região ferritizada), o teor de austenita é maior.



Figura 6.15. Efeito dos passes laterais no 1^o cordão de solda.

Foram observadas mudanças na microestrutura entre a 1^a e 2^a camada. Este comportamento fica bastante evidente na Figura 6.16a, onde se observa que na região da 2^a camada há quantidade razoável de ferrita, mas já na região da 1^a camada, o percentual de austenita cresce. É visto na Figura 6.16b uma grande quantidade de austenita no segundo cordão da 1^a camada.

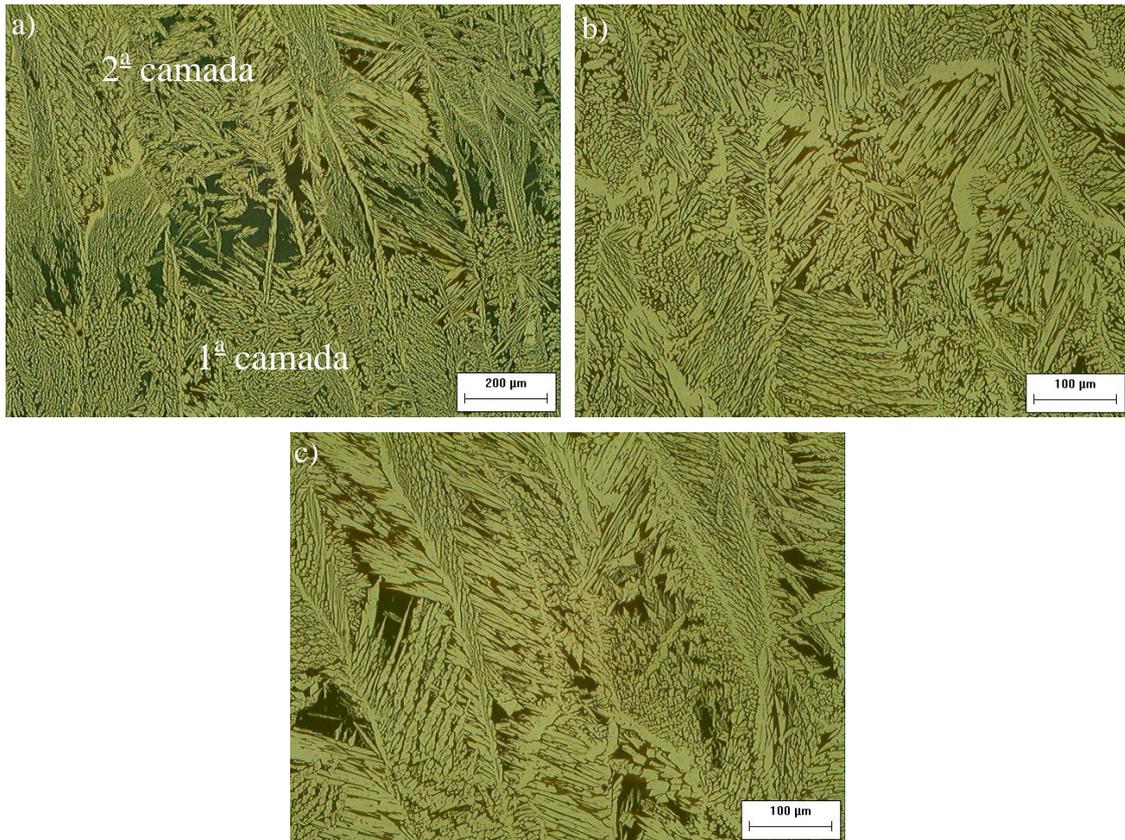


Figura 6.16. Microestrutura da 1^a camada para a condição C2. a) Intersecção entre a 1^a e 2^a camada; b) 2^o cordão; c) Região próxima à linha de fusão.

Na Figura 6.16c, é mostrado que na 1^a camada houve um aumento do percentual de ferrita, em relação à Figura 6.11b, nas proximidades da linha de fusão, no qual contribuiu para o aumento do teor de ferrita geral em toda a 1^a camada. Este comportamento pode explicar o elevado teor de ferrita na 1^a camada detectado pelo ferritoscópio, sendo até um pouco superior ao teor de ferrita na 2^a camada. A diferença na taxa de resfriamento entre a região central do metal de solda e a região próxima à linha de fusão afeta o equilíbrio da razão austenita/ferrita no metal de solda. A região próxima à linha de fusão possui uma taxa de resfriamento mais elevada, sendo caracterizada por possuir maior quantidade de ferrita [131].

Na Figura 6.17 são apresentadas as micrografias da ZAC para a condição C2 mostrando as modificações causadas pela soldagem do duplex.

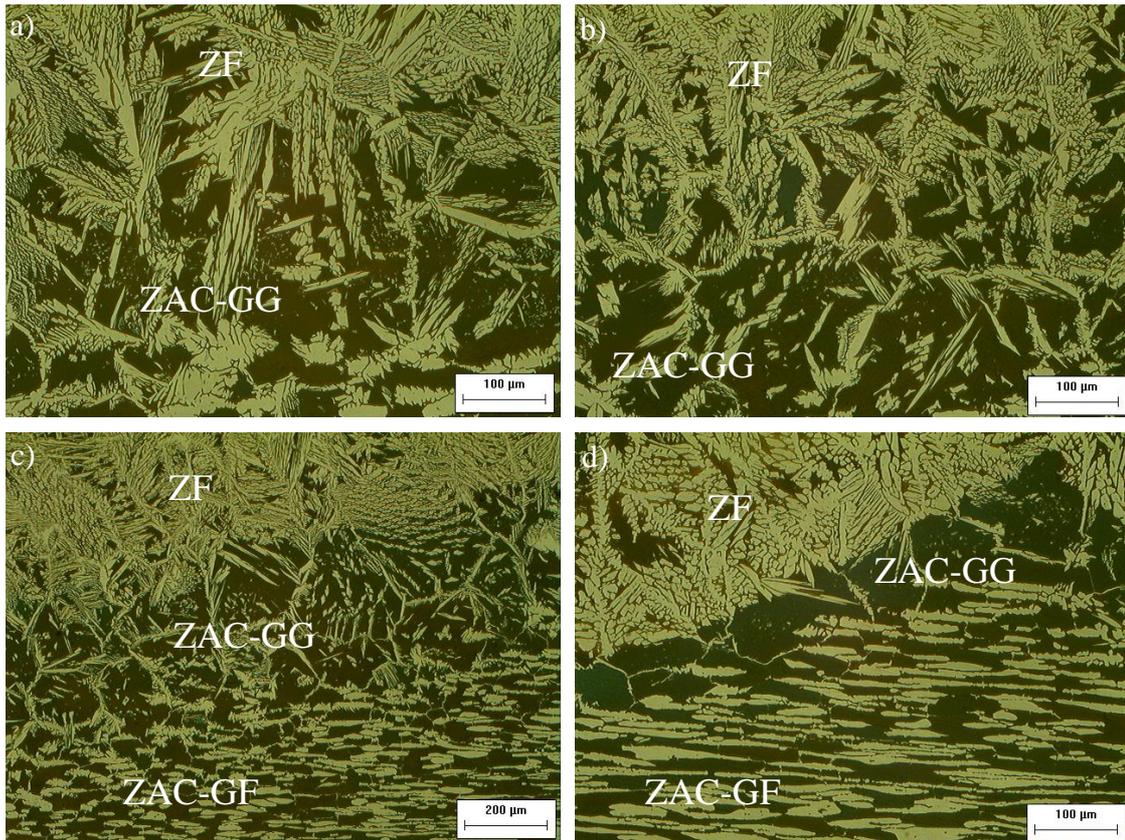


Figura 6.17. Microestrutura na ZAC para condição C2. a) Intersecção entre ZAC-GG e ZF no 1^o cordão soldado; b) Intersecção entre ZAC-GG e ZF no 3^o cordão soldado; c) ZF, ZAC-GG e ZAC-GF no 3^o cordão soldado; d) Efeito dos passes laterais na ZAC.

É observada uma granulação mais grosseira nesta condição em comparação com a condição C1, que pode ser explicado pelo maior aporte térmico. A extensão da ZAC também foi maior em relação à condição C1, analisado de forma qualitativa. Na Figura 6.17d fica evidente que o efeito da sobreposição dos passes laterais não foi suficiente para refinar de forma eficiente os grãos da zona afetada pelo calor de granulação grosseira (ZAC-GG). Este refino é mais difícil no emprego de energias elevadas na sobreposição de camadas, sendo que uma forma de minimizar esse problema seria modificar as relações de energia entre as camadas.

6.1.3.3. Condição C4

A condição C4 (15 kJ/cm) representa a condição soldada com corrente de 135 A e velocidade de soldagem de 13 cm/min. Na Figura 6.18 é mostrada a diferença na microestrutura entre o primeiro e quarto cordões depositados na 2^a camada.

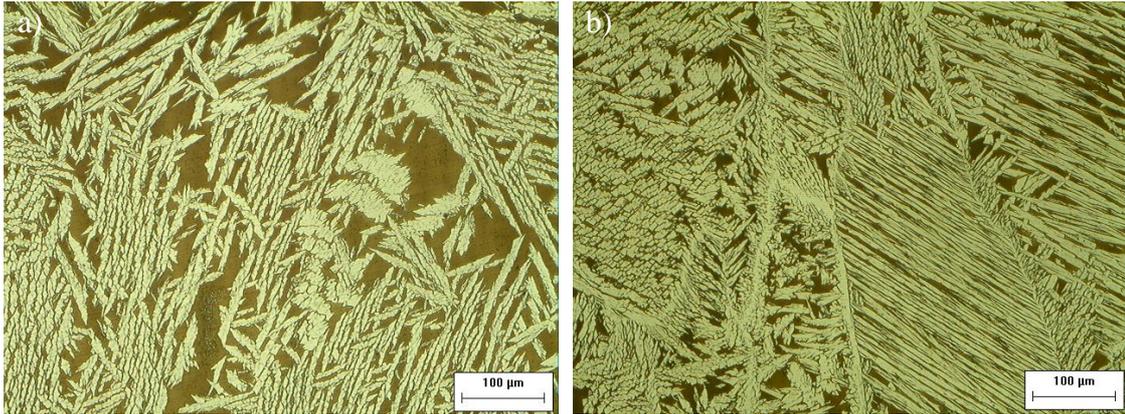


Figura 6.18. Microestrutura da 2ª camada para a condição C4. a) 1º cordão de solda; b) 4º cordão de solda.

É verificado de acordo com a Figura 6.18, de forma qualitativa, que o teor de austenita no primeiro cordão depositado na 2ª camada é menor do que no 4º cordão na mesma camada. Este resultado está de acordo com o que foi observado no ferritoscópio (Figura 6.4), mas este comportamento é diferente do que era esperado. Uma das causas que pode ter influenciado neste resultado é o fato de ter ocorrido uma maior sobreposição nos cordões intermediários (2º ao 4º cordão), sendo que o efeito do preaquecimento e do reaquecimento devido ao passe seguinte pode ter contribuído de forma significativa no aumento do teor de austenita nesta região. Foi verificado também o efeito dos passes laterais na maior precipitação de austenita no metal de solda. Este comportamento é observado na Figura 6.19, na qual se observam mudanças no percentual de austenita entre a região afetada e não afetada pelo ciclo térmico do passe lateral.

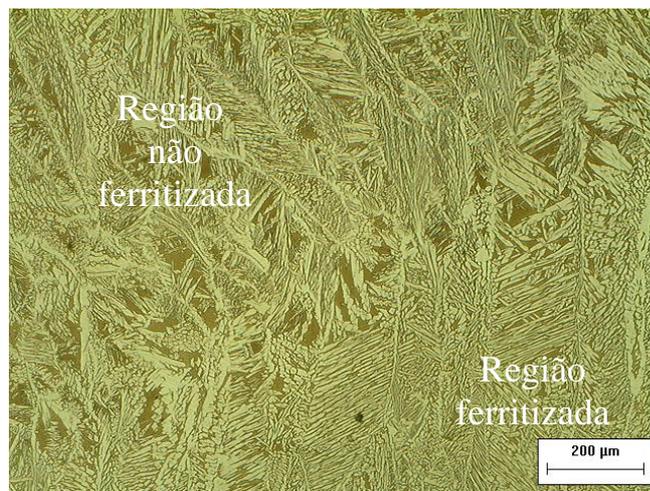


Figura 6.19. Efeito dos passes laterais para a condição C4.

Da mesma forma que ocorreu nas condições anteriores, foi observada uma diferença significativa entre o teor de ferrita entre a 2ª camada e 1ª camada na região próxima da interface entre estas camadas. Na Figura 6.20 é mostrado este comportamento para a condição C4.

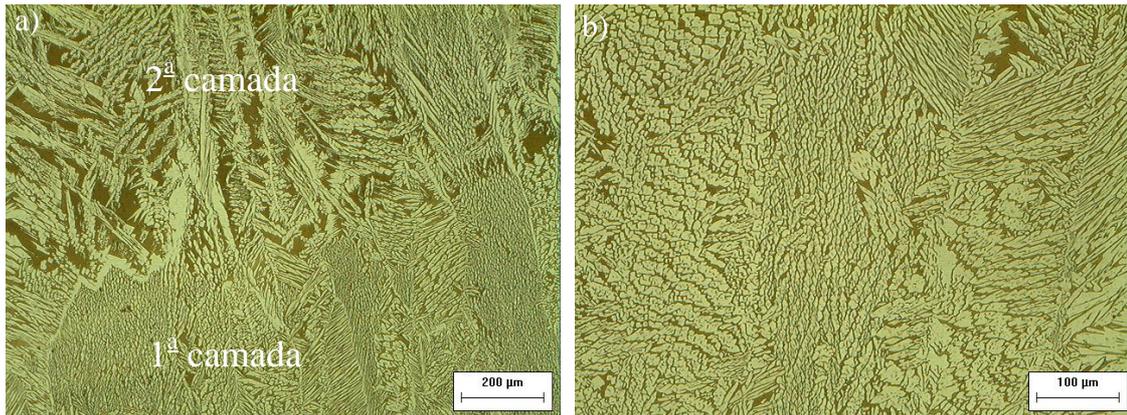


Figura 6.20. Microestrutura da 1ª camada para a condição C4. a) Intersecção entre a 1ª e 2ª camada; b) 3ª cordão.

Na Figura 6.20a é visto um maior percentual de ferrita na 2ª camada quando comparada com a 1ª camada próximo da interface que possui grandes teores de austenita. Na Figura 6.20b é mostrada, com maior aumento, a região da 1ª camada próxima à interface com a 2ª camada. Na Figura 6.21 é apresentada a microestrutura da 1ª camada próxima à linha de fusão. Verificou-se uma microestrutura semelhante à observada para a condição C2, ou seja, maior teor de ferrita, diferentemente do verificado para condição C1, que foi soldada com corrente de 100 A e não foi observada diferença significativa no teor de ferrita perto da linha de fusão (Figura 6.11b).

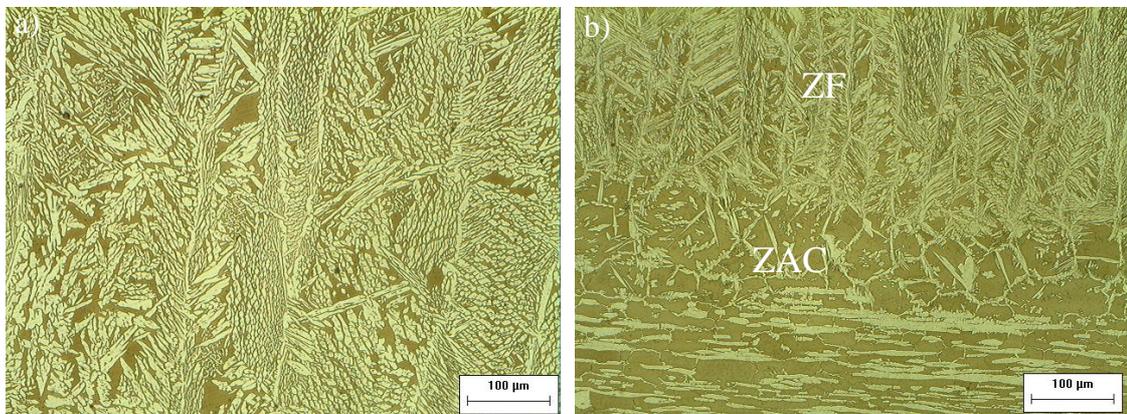


Figura 6.21. Microestrutura da 1ª camada para condição C4. a) Próxima à linha de fusão; b) ZF e ZAC.

Observa-se uma maior fração volumétrica de ferrita na Figura 6.21a em comparação com a Figura 6.20b, mostrando que os teores de ferrita no metal de solda na região próxima à linha de fusão são maiores. Na Figura 6.21b é mostrada a foto da interface da linha de fusão com a zona fundida, mostrando percentuais razoáveis de ferrita na 1ª camada. Esse comportamento foi evidenciado também nas medidas feitas pelo ferritoscópio (Figura 6.5), o qual apresentou em termos de média, maior teor de ferrita no metal de solda da 1ª camada em relação à 2ª camada. Esta região próxima à linha de fusão, com percentuais maiores de ferrita, explica os valores superiores de ferrita indicados pelo ferritoscópio na 1ª camada.

Em relação à ZAC, a Figura 6.22 mostra algumas micrografias para a condição C4.

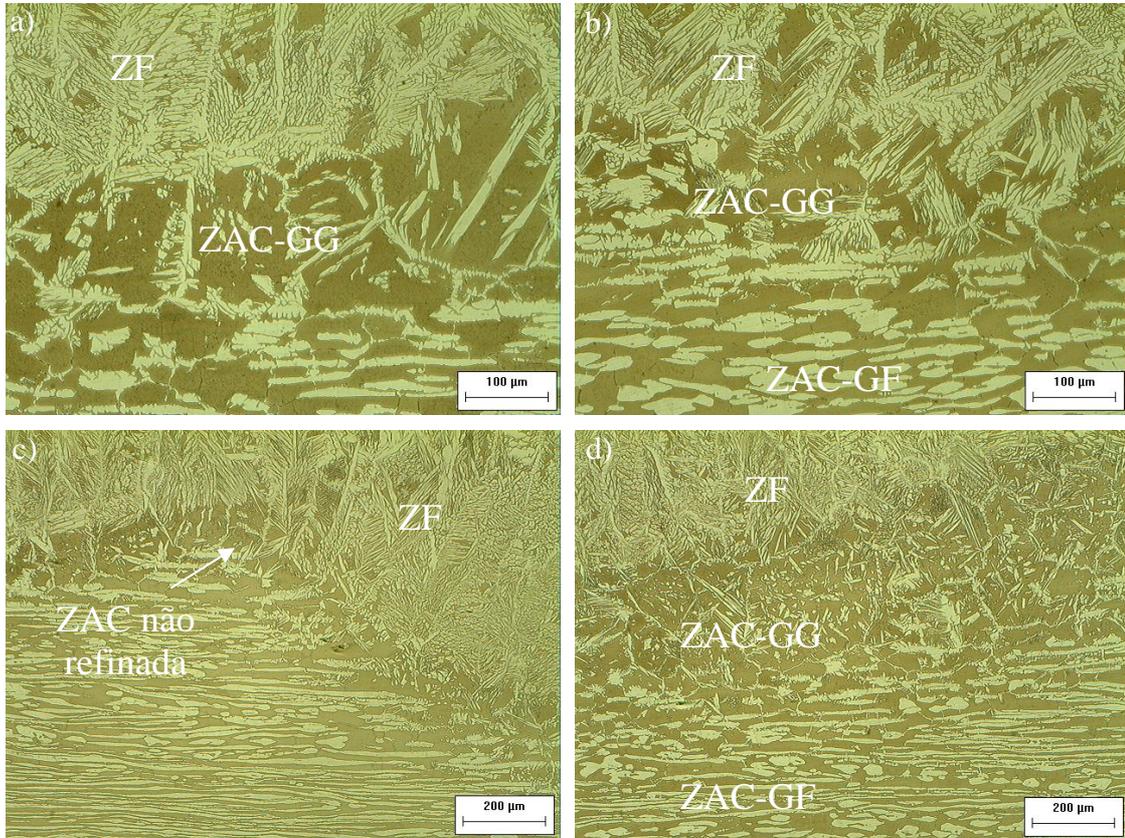


Figura 6.22. Microestrutura da ZAC para a condição C4. a) ZF e ZAC-GG; b) ZF, ZAC e ZAC-GF; c) Efeito dos passes laterais; d) Granulação grosseira no último cordão da 1ª camada.

De acordo com a influência dos ciclos térmicos provenientes da soldagem, foram observadas regiões com microestrutura refinada e outras mais grosseiras, como mostrado na Figura 6.22a (microestrutura grosseira) e Figura 6.22b (microestrutura refinada), analisada de forma qualitativa. Quanto mais próximo da região de influência entre dois passes consecutivos, mais refinado os grãos na ZAC. Com um aumento menor de 100x (Figura 6.22c) é observado de forma mais clara a diferenciação de comportamento entre estas regiões. Na intersecção entre dois passes consecutivos, onde houve sobreposição de ZAC's de granulação grosseira, não ocorreu refino do grão adequado. Foi observado para esta condição de soldagem microestrutura mais grosseira em determinadas regiões, sendo maiores do que a condição C1 que foi soldada com a mesma energia de 15 kJ/cm, mas com corrente mais baixa de 100 A e velocidade também inferior de 10 cm/min. Apesar de ser a mesma energia de soldagem, a condição soldada com mais alta corrente de soldagem obteve uma microestrutura mais grosseira. Este comportamento é apresentado na Figura 6.22d com grande extensão da ZAC-GG. Foram observadas dentro dos grãos ferríticos partículas dispersas de austenita intragranular, além de austenita alotrimórfica nos contornos de grão.

6.1.3.4. Condição C5

A condição C5 (24 kJ/cm) representa a energia mais elevada nesta etapa com corrente de 135 A e velocidade de 8,5 cm/min.

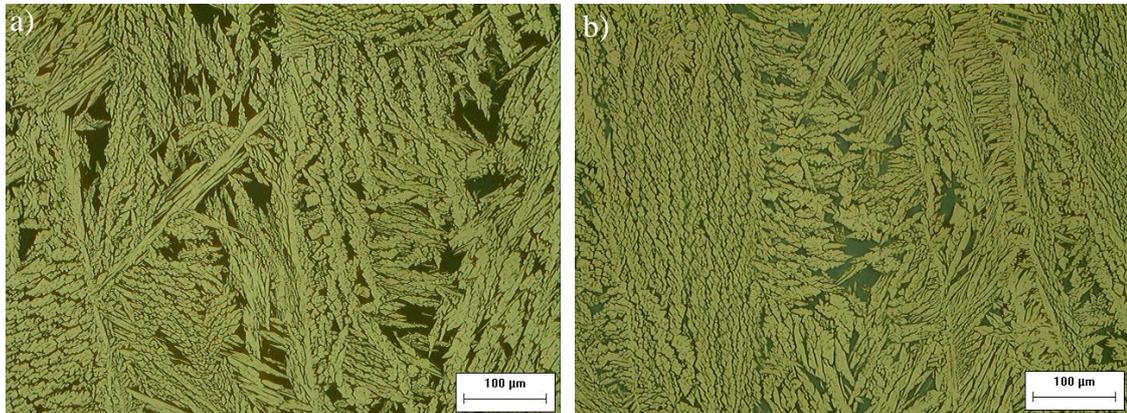


Figura 6.23. Microestrutura da ZF da 2ª camada para a condição C5; a) 1º cordão de solda; b) último cordão de solda.

De acordo com a Figura 6.23, é visto que não houve diferença tão significativa da fração volumétrica de ferrita e austenita comparando a Figura 6.23a e Figura 6.23b entre os cordões depositados para esta condição de soldagem, sendo que esse comportamento foi evidenciado também no ferritoscópio (Figura 6.4b). Este comportamento ocorreu com exceção das regiões em que houve influência dos passes laterais, ou seja, nas regiões que houve sobreposição de passe. Este comportamento ficou evidenciado na Figura 6.24, na qual é ilustrada a sobreposição entre dois passes consecutivos na 2ª camada entre o 2º e o 3º cordão depositado, com maior teor de austenita na região afetada.



Figura 6.24. Efeito dos passes laterais para a condição C5.

É observada, como nas condições anteriores, uma maior fração de austenita na 1ª camada em relação à 2ª camada nas regiões próximas à interface das camadas depositadas. Na Figura 6.25 são mostradas as mudanças microestruturais ao longo da 1ª camada, desde a interface com a 2ª camada até a região próxima da linha de fusão.

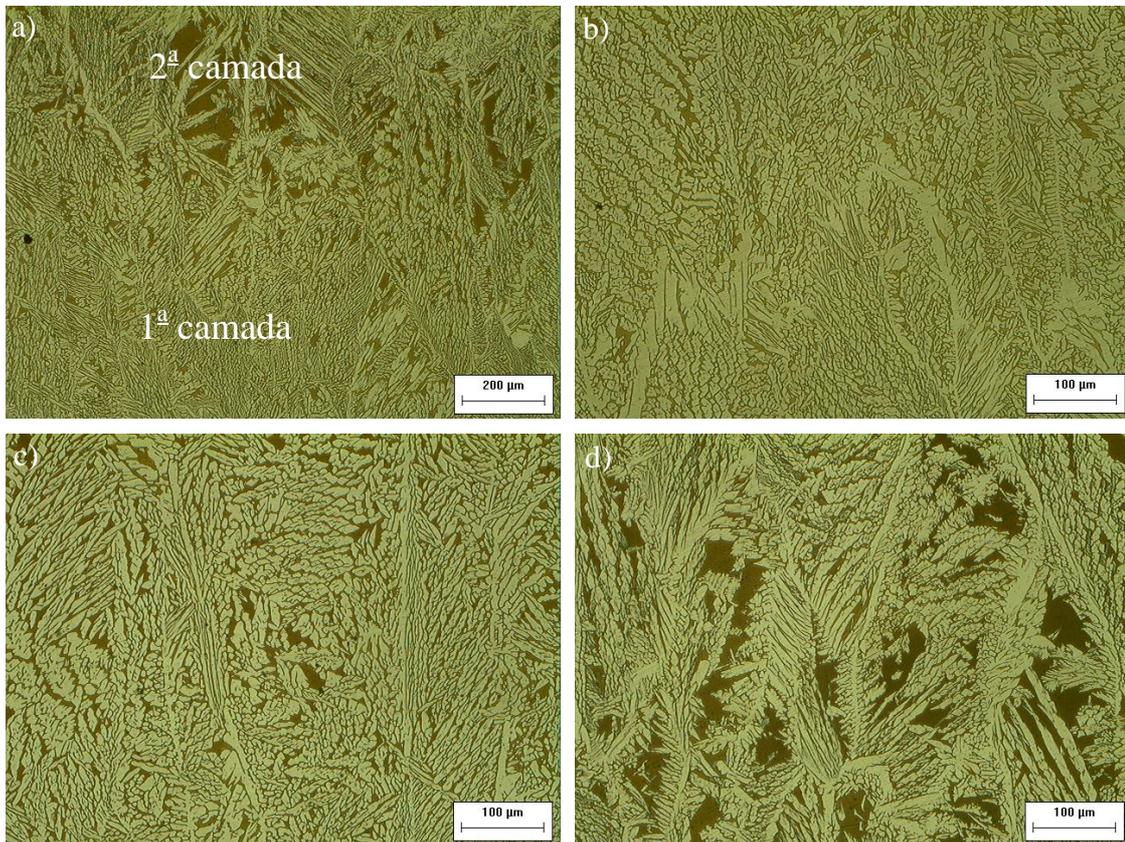


Figura 6.25. Microestrutura da 1ª camada para a condição C5. a) Intersecção da 1ª e 2ª camada; b) 1ª camada próxima à interface entre camadas; c) 1ª camada em região mais afastada da interface entre camadas; d) 1ª camada próxima à linha de fusão.

É possível verificar a diferença dos teores de ferrita entre a 1ª camada e 2ª camada nas regiões próximas à interface. Com um maior aumento, é observada uma maior fração volumétrica de austenita na 1ª camada, próxima à interface entre duas camadas sobrepostas. Quando ocorre o afastamento desta região, ocorre aumento do percentual de ferrita (Figura 6.25c) até se aproximar da linha de fusão (Figura 6.25d), contribuindo desta forma para o maior teor de ferrita na 1ª camada como foi medido pelo ferritoscópio.

A Figura 6.26 apresenta micrografias da ZAC na condição C5 (24 kJ/cm).

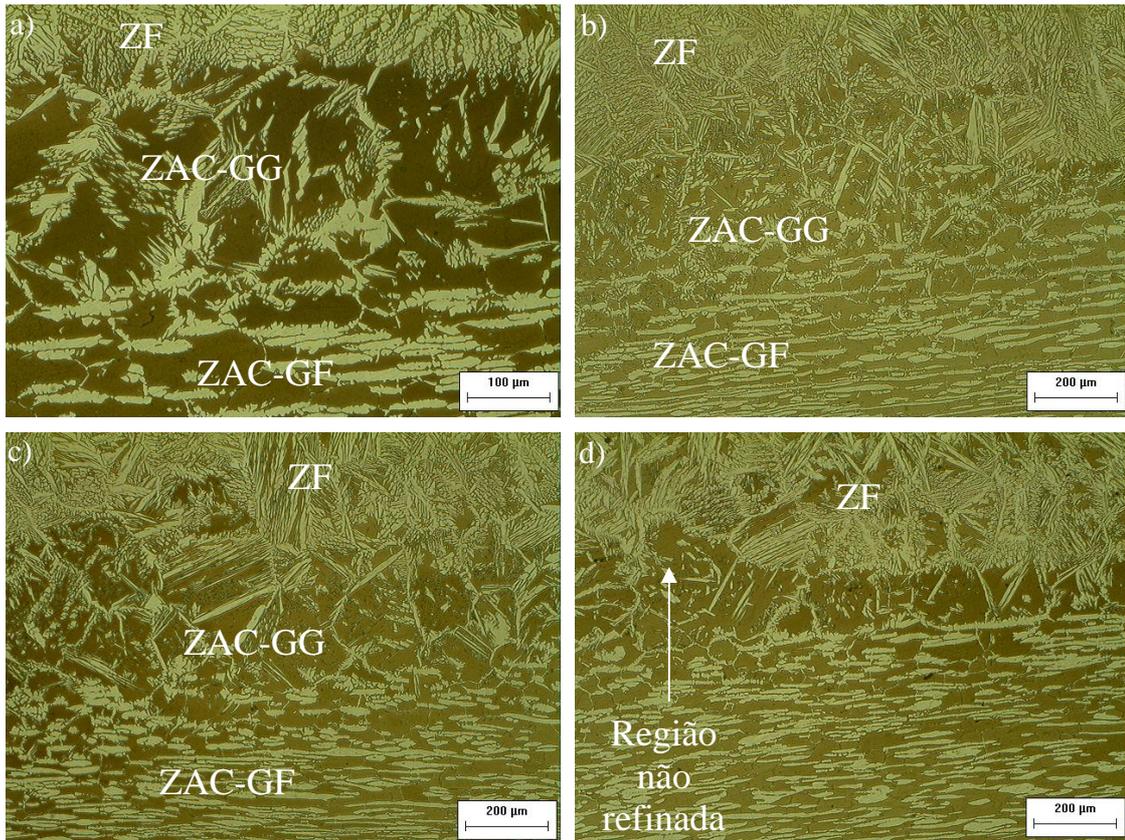


Figura 6.26. Microestrutura da ZAC para a condição C5. a) ZF, ZAC; b) ZF e ZAC com aumento de 100x; c) ZF e ZAC com grãos menores; d) Efeito dos passes laterais no refino de grão.

Na Figura 6.26a e Figura 6.26b pode-se observar uma microestrutura mais grosseira para a soldagem com energia de 24 kJ/cm na ZAC, além da maior extensão da ZAC. Este comportamento pode ser prejudicial devido à uma possível redução da tenacidade. A Figura 6.26c e Figura 6.26d mostram regiões da ZAC, nas quais houve efeito dos passes laterais, de modo que não houve refino de grão suficiente. Microestrutura mais grosseira observada em todas as condições de soldagem empregadas para esta liga limita a formação de grande quantidade de austenita ao longo de toda a ZAC. Um pequeno tamanho de grão é benéfico para formação de austenita devido à maior área dos contornos de grão, onde a fase pode ser nucleada. No entanto, este não é o único fator, sendo também muito importante a composição química da liga. Como foi visto na Tabela 5.1, a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} calculado pela equação definida por Espy foi de 2,377, de modo que o teor de austenita na ZAC foi bem razoável, chegando próximo dos valores do metal base. Nas condições que houve variação da energia de soldagem pela alteração da velocidade de soldagem, a maior energia apresentou microestrutura mais grosseira na ZAC, mas a composição química da liga e a maior precipitação de austenita provocado pela menor velocidade de resfriamento contribuiu para níveis um pouco menores de ferrita para a condição C5 em comparação com as outras condições (Tabela 6.2). Na Figura 6.27 é mostrada a microestrutura da ZAC mais afastada para esta condição, na qual se pode observar talvez a presença de alguns precipitados nos contornos de grão, sendo que algo similar já foi verificado em outro trabalho [2]. Para confirmação seria necessária análise em microscopia eletrônica.

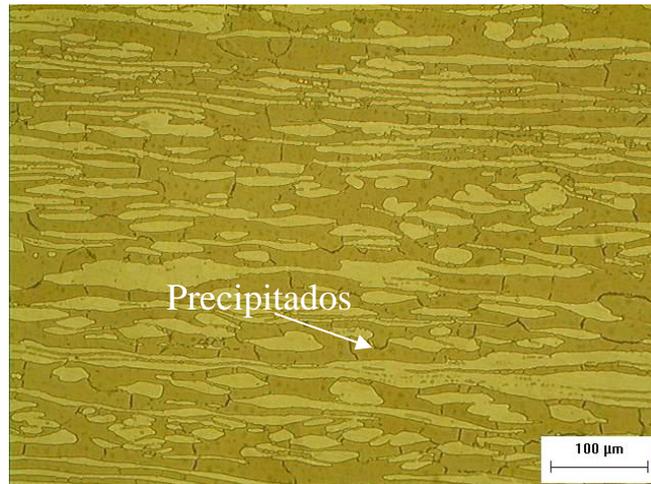


Figura 6.27. Microestrutura da ZAC para a condição C5.

6.1.3.5. Efeito da Corrente e da Velocidade de Soldagem

As condições C1 e C2 apresentaram como diferença o acréscimo de corrente de 100 A para 135 A, mantendo velocidade de soldagem constante. Foi observado que a soldagem que foi realizada com corrente de 135 A apresentou maior teor de ferrita na 1ª camada em relação à 2ª camada. Na 2ª camada depositada não foi observada diferenças significativas dos teores de austenita nas condições C1 e C2, apesar de ter um leve aumento de fração volumétrica ferrítica na condição C1, por apresentar uma menor corrente de soldagem, sendo que estão de acordo com a Figura 6.6. Para exemplificar, na Figura 6.28 são mostradas as micrografias do metal de solda da 2ª camada das condições C1 e C2. Como pode ser observado, não é notada nenhuma diferença significativa dos teores das fases presentes para as duas condições.

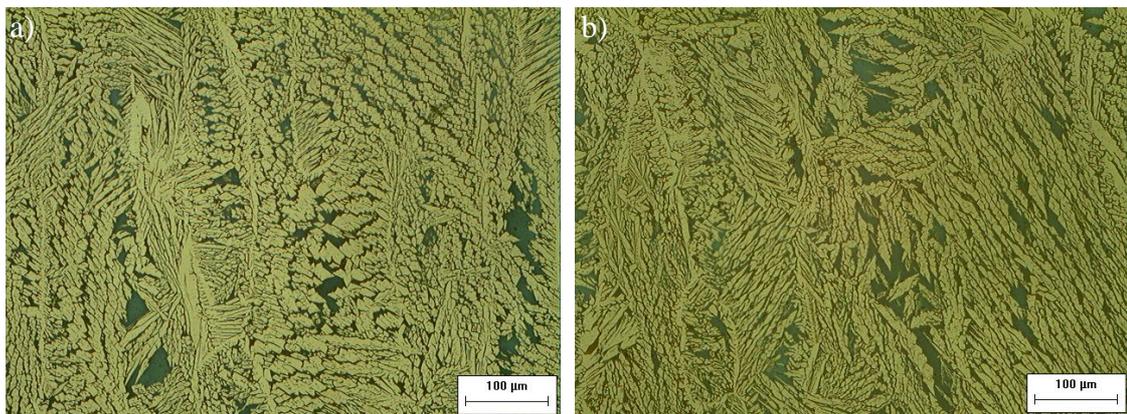


Figura 6.28. Microestrutura do metal de solda da 2ª camada no 1º cordão de solda. a) condição C1; b) condição C2.

Na Figura 6.17a e Figura 6.17b foram mostradas que a ZAC para a condição C2 apresentou microestrutura mais grosseira devido possivelmente ao maior aporte térmico. Outra análise foi feita sobre a presença de austenita Widmanstätten que pode modificar as propriedades do metal de solda. A

quantificação desta fase é bastante complexa quando ocorre análise apenas por microscopia óptica, não podendo quantificar de forma precisa a maior ou menor presença desta morfologia. A soldagem multipasse proporciona ciclos térmicos complexos e conseqüentemente transformações, sendo ainda de forma bastante heterogênea. Não foram observadas, por toda a microestrutura, diferenças significativas de Widmanstätten quando comparado as duas condições soldadas (C1 e C2). No entanto, foi observada em algumas regiões uma maior presença de austenista Widmanstätten na condição soldada com corrente de 135 A. Na Figura 6.29 é mostrado este comportamento na região do 1º cordão soldado da 2ª camada. Na Figura 6.30 também é mostrado este comportamento na região do 4º cordão soldado.

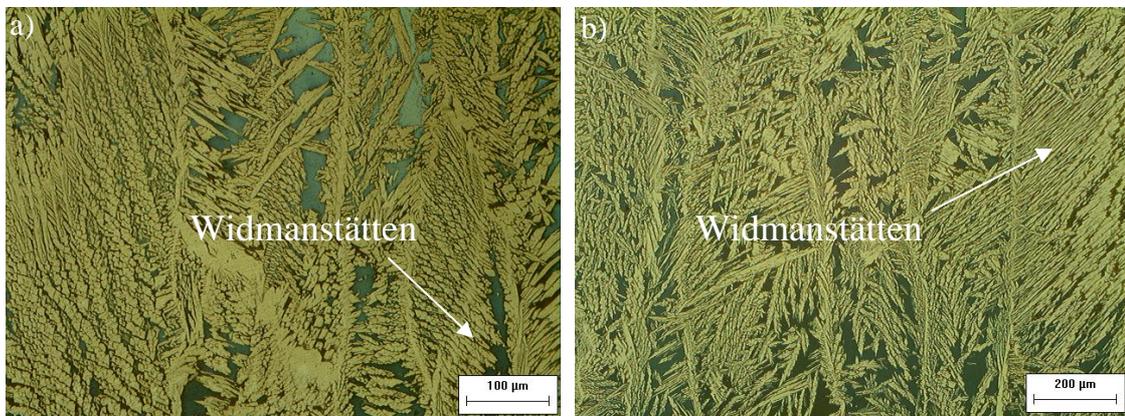


Figura 6.29. Microestrutura do metal de solda do 1º cordão. a) Corrente de 100 A; b) Corrente de 135 A.

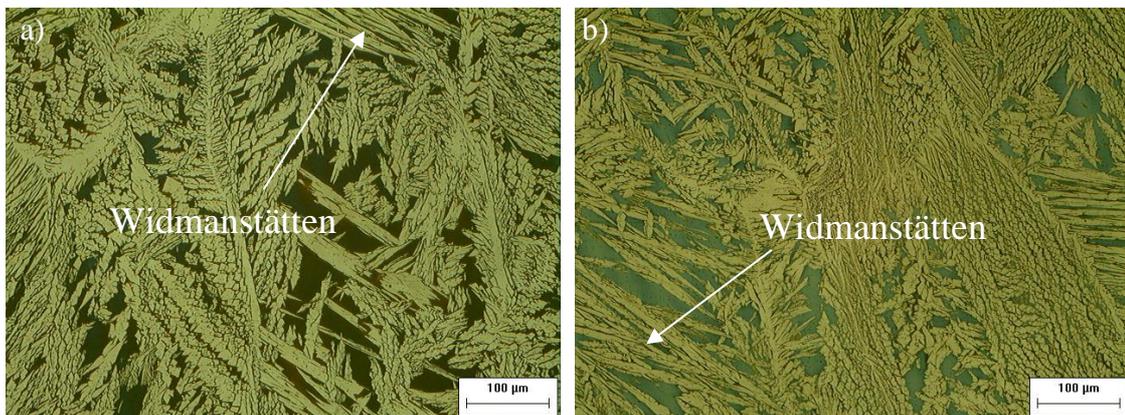


Figura 6.30. Microestrutura do metal de solda do 4º cordão. a) Corrente de 100 A; b) Corrente de 135 A.

Na Figura 6.29 e Figura 6.30 são mostradas que em algumas regiões ocorrem diferenças significativas na presença de Widmanstätten quando analisada a mesma região. São verificados também maiores teores de ferrita no 4º cordão soldado para as duas condições em comparação com o 1º cordão, como já foi explicado anteriormente.

Também foi variada a energia de soldagem (15, 20 e 24 kJ/cm) pela alteração da velocidade de soldagem (13, 10 e 8,5 cm/min). De acordo com a análise feita pelo ferritoscópio, foi verificado maior

teor de ferrita para as condições soldadas com velocidade de 10 e 13 cm/min, em comparação com a condição soldada com velocidade de 8,5 cm/min, tanto na 2^a, quanto na 1^a camada. A análise microestrutural (Figura 6.31) condiz com o que foi obtido através do ferritoscópio em relação ao percentual de ferrita (Figura 6.7).

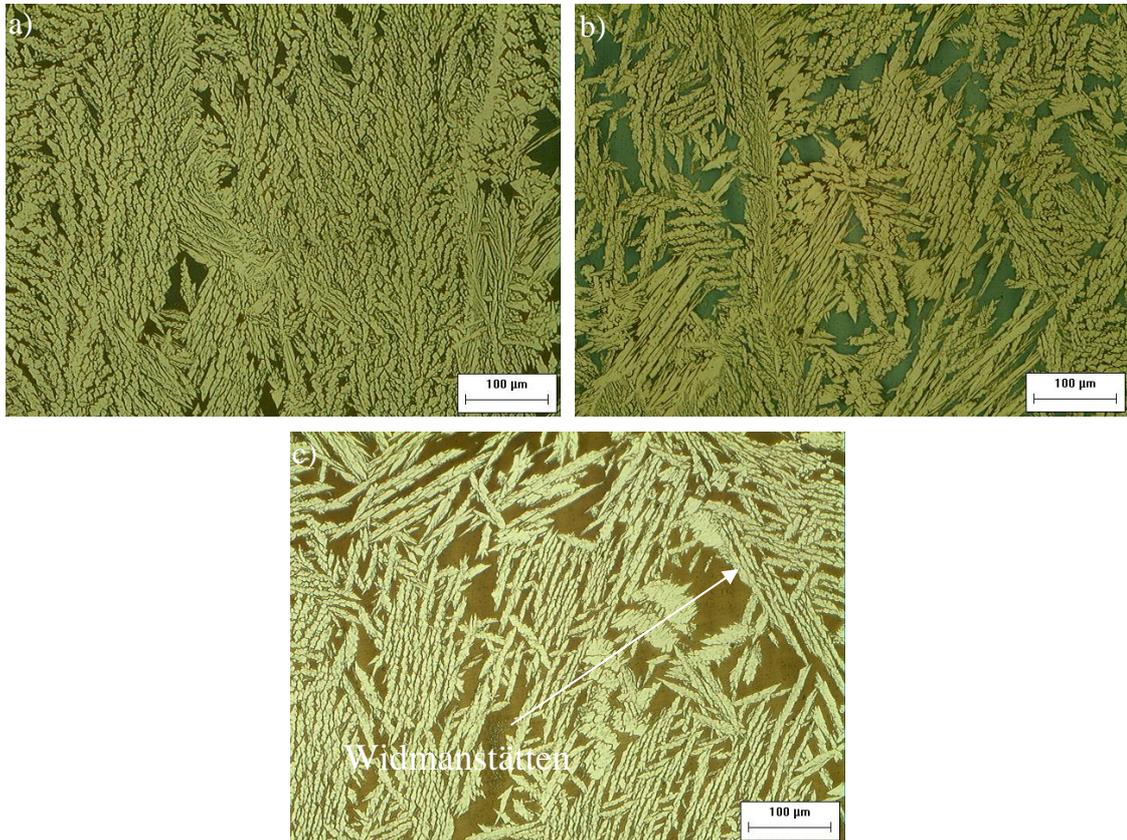


Figura 6.31. Microestrutura do metal de solda na 2^a camada. a) velocidade de 8,5 cm/min; b) velocidade de 10 cm/min; c) velocidade de 13 cm/min.

Na Figura 6.31 é observado o maior teor de ferrita para as condições soldadas com velocidades maiores em relação à velocidade mais baixa, apesar de não ter sido relevante. Em relação à presença da austenita Widmanstätten, foi presenciada diferença significativa em relação à quantificação desta morfologia. No entanto, em algumas regiões no metal de solda da 2^a camada foi observada maior presença de Widmanstätten para a condição soldada com velocidade de 13 cm/min, sendo este comportamento apresentado na Figura 6.32. Esta menor energia de soldagem proporcionou maiores velocidades de resfriamento que ocasionam a formação de austenita Widmanstätten.

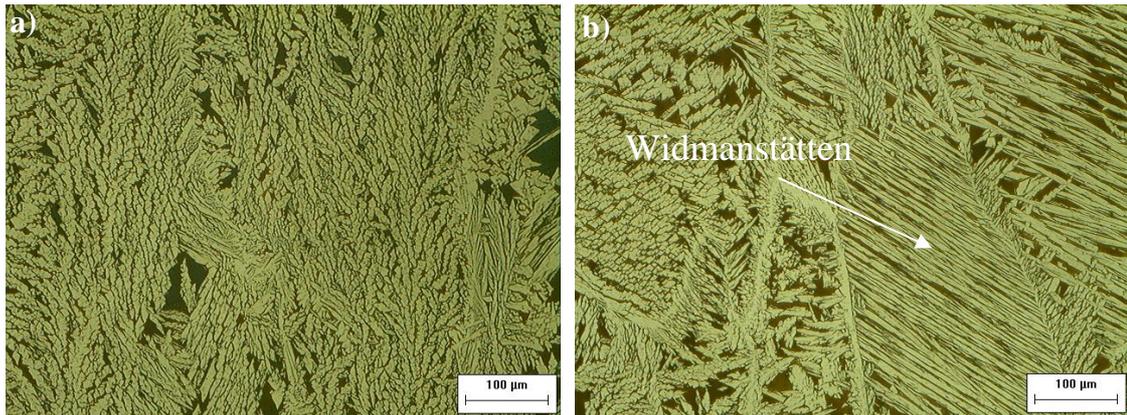


Figura 6.32. Microestrutura do metal de solda do 3^o cordão. a) Velocidade de 8,5 cm/min; b) Velocidade de 13 cm/min.

Nas regiões que sofreram reaquescimentos, como por exemplo, nos primeiros cordões soldados (Figura 6.9a), intersecção entre dois cordões consecutivos (Figura 6.10) e 1^a camada (Figura 6.11), não houve presença elevada de austenita Widmanstätten.

6.1.4. Microdureza

A justificativa do comportamento de microdureza se torna bastante difícil, principalmente em soldagem multipasse, pois ocorrem diferentes comportamentos e mudanças destas propriedades de acordo com a região analisada. E mesmo em uma pequena área analisada, pode haver mudanças significativas devido a diferentes morfologias de austenita, ferrita e outras microfases formadas pelo ciclo térmico.

6.1.4.1. Condição C1

Primeiramente, foi feito o levantamento do perfil de microdureza na direção vertical para todas as condições soldadas, de modo a verificar os valores de microdureza desde a 2ª camada até o metal base. Na Figura 6.33 é mostrado o perfil de microdureza para a condição C1 ($I = 100$ A e $V_s = 10$ cm/min), sendo as medidas realizadas no primeiro e no último cordão soldados ao longo da seção transversal.

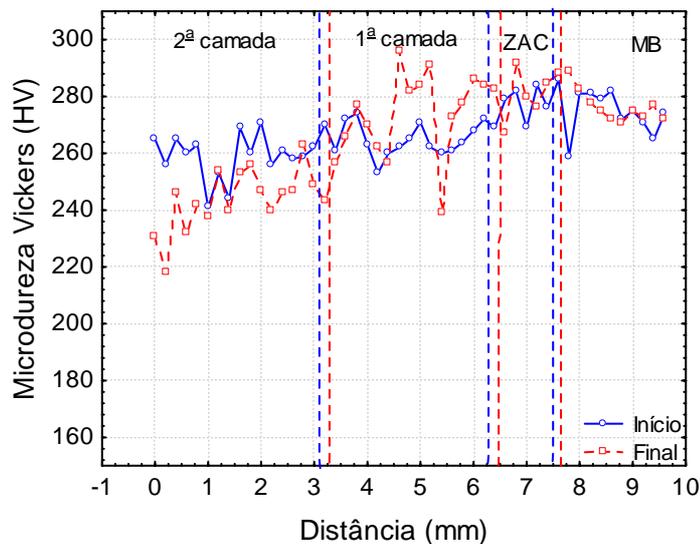


Figura 6.33. Perfil de microdureza na condição C1.

Foram observados menores níveis de microdureza no metal de solda, como um todo, possuindo uma média de $260,3 \pm 16$ HV. Este comportamento ocorreu devido à elevada quantidade do teor de austenita em comparação com a ZAC e MB, sendo bastante significativa. A dureza média na ZAC foi de 276,6 HV e no metal base se estabilizando em 271 HV, aproximadamente. Foram observados níveis de microdureza maior na 1ª camada, apesar desta possuir maiores percentuais de austenita. Esses maiores valores de microdureza podem ser devidos à precipitação de fases intermetálicas frágeis e menor quantidade de austenita Widmanstätten. Além disso, na 1ª camada, a austenita intragranular formada não é tão acentuada como aconteceu na soldagem do aço estrutural

ASTM A516 Gr. 60 da primeira etapa do trabalho, possuindo desta forma, maiores níveis de microdureza, além da maior formação de ferrita, podendo chegar a quase 30%. Pequenas variações nas fases ferrita e austenita podem não ser suficientes para mudanças significativas na microdureza. Analisando como um todo, o nível de microdureza no perfil levantado no primeiro cordão de solda em relação ao último cordão soldado não foi significante (no metal de solda da segunda camada). A microdureza do primeiro cordão foi maior talvez causado pelo reaquecimento.

6.1.4.2. Condição C2

Na Figura 6.34 é mostrado o perfil de microdureza para a condição C2 ($I = 135$ A e $V_s = 10$ cm/min).

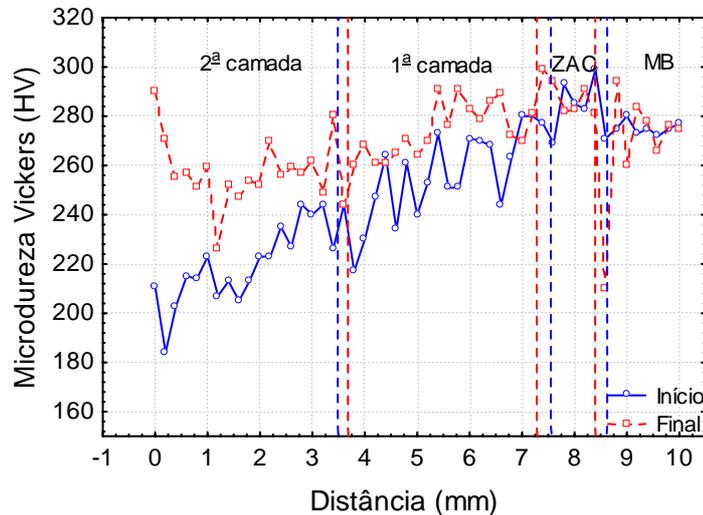


Figura 6.34. Perfil de microdureza na condição C2.

Foram observados menores níveis de microdureza no metal de solda em comparação à ZAC e MB. O valor médio da microdureza no metal de solda é de $252,5 \pm 20$ HV. As medidas de microdureza no início do cordão de solda foram bem mais baixas, podendo ser o efeito do maior percentual de austenita, principalmente na 2ª camada. A austenita por ter um comportamento metaestável a baixas temperaturas pode dar origem a uma morfologia de Widmanstätten, que alguns autores [40,76] consideram que é formada por uma transformação martensítica, que muitas vezes está relacionada aos teores de carbono dos aços duplex, e que pode atribuir características de baixa dureza e razoável ductilidade. Este fato, que pode ter contribuído para níveis mais baixos de microdureza, é a maior presença de austenita Widmanstätten para a condição com maior corrente de soldagem (135 A) em comparação com a condição anterior que foi soldada com 100 A (Figura 6.29). As impressões realizadas na austenita Widmanstätten apresentaram microdurezas um pouco mais baixas. A menor microdureza pode ser explicada pela baixa difusividade que o elemento Cr possui. Quanto maior o

teor, mais facilitada a decomposição espinodal e cristalização. Entretanto, os processos de coalescimento e crescimento, envolvidos na cinética dessas fases, devem ser mais lentos, uma vez que mais Cr deve se difundir conjuntamente com a precipitação (α' e G). Já nos aços com baixo Cr, apesar de terem a decomposição e cristalização um pouco menos favorecida, estes fenômenos devem se processar quase na mesma velocidade que os ocorridos nos aços com alto Cr, devido à natureza da transformação. Contudo, os processos de coalescimento e crescimento devem terminar antes, visto que a quantidade de Cr disponível é menor [36]. A 1ª camada possui maior nível de microdureza, por ter um percentual um pouco maior de ferrita e possivelmente precipitados que podem aparecer devido ao reaquecimento [2]. É observada menor microdureza nas regiões próximas da interface com a 2ª camada, sendo que nesta região o teor de austenita é bastante elevado. Desta forma, esta precipitação elevada de austenita pode ter contribuído para menores níveis de microdureza. Este comportamento é visível também na região próxima à ZAC, na qual o teor de ferrita é mais elevado, de forma que os níveis de microdurezas evoluem de forma crescente.

A ZAC possui maior microdureza em relação ao MB e ZF, por ter maior percentual de ferrita e possivelmente presença de precipitados, como nitretos, etc. Na ZAC, o nível de microdureza para a condição com corrente de 135 A foi menor do que na condição com 100 A. Este comportamento pode ter ocorrido devido à maior energia apresentar microestrutura mais grosseira, podendo ter maior tamanho de grão, além do maior teor de ferrita verificada para a condição soldada com 100 A.

6.1.4.3. Condição C4

Na Figura 6.35 é mostrado o gráfico do perfil de microdureza para a condição C4 ($I = 135\text{ A}$ e $V_s = 13\text{ cm/min}$).

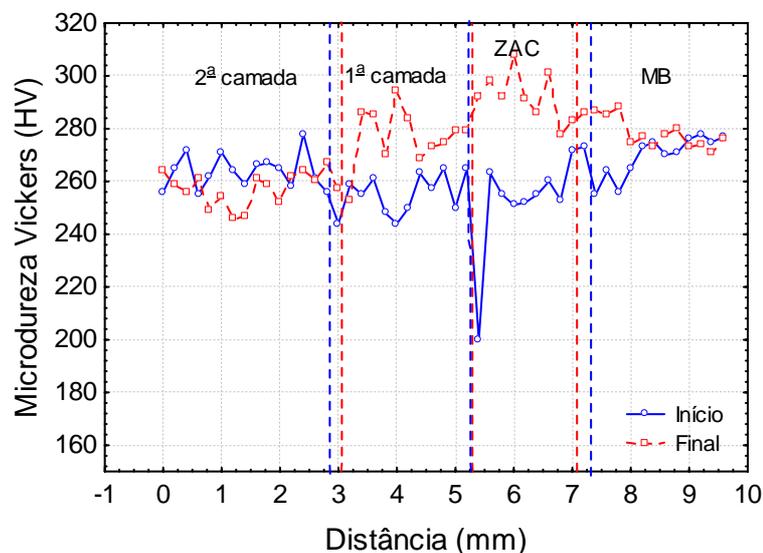


Figura 6.35. Perfil de microdureza na condição C4.

Esta condição obteve média de 262 ± 12 HV no metal de solda. Menores níveis de microdureza são vistos no metal de solda na medida realizada no último cordão de solda na 2ª camada. As medidas realizadas no início do cordão de solda na 2ª camada apresentaram microdurezas ligeiramente superiores devido ao menor teor de austenita. As maiores dispersões na microdureza foram nas medidas realizadas no último cordão de solda, de modo que na 1ª camada houve crescimento dos níveis de microdureza devido ao maior teor de ferrita. As medidas realizadas no primeiro cordão de solda foram mais homogêneas. A região da ZAC apresentou maior microdureza no último cordão soldado devido possivelmente ao maior teor de ferrita (Figura 6.22d). Valor baixo de microdureza na ZAC-GG no início do cordão soldado pode ser devido à microestrutura grosseira com possível crescimento excessivo de grão nessa região (Figura 6.22a).

Como a análise é bastante complexa, a compreensão destes gráficos, de modo a postular alguma conclusão é difícil, pois de acordo com o perfil que for realizado, pode haver comportamentos diferentes. Por exemplo, quanto mais próximo da zona de intersecção entre dois cordões, maior o teor de austenita. Se a impressão de microdureza fosse realizada em uma região com excessivo tamanho de grão, o valor obtido seria diferente se a impressão fosse realizada em uma região no qual ocorreu refino de grão. Isso foi evidente na Figura 6.36, na região da ZAC, na qual a impressão realizada próxima à linha de fusão foi pequena, aproximadamente 200 HV. Nesta região, não houve refino de grão, havendo grãos excessivamente grandes, com teor de ferrita elevado. No entanto, o valor da microdureza no final do cordão de solda foi mais alto, aproximadamente 300 HV. Nesta região verificou-se um maior refino de grão, como mostrado na Figura 6.36b. De forma geral, comparando com a condição C1, que foi soldada com mesma energia, a condição C4 apresentou níveis de microdureza mais baixo, pois houve um crescimento de grão maior em relação à condição C1, principalmente nas impressões realizadas no primeiro cordão de solda.

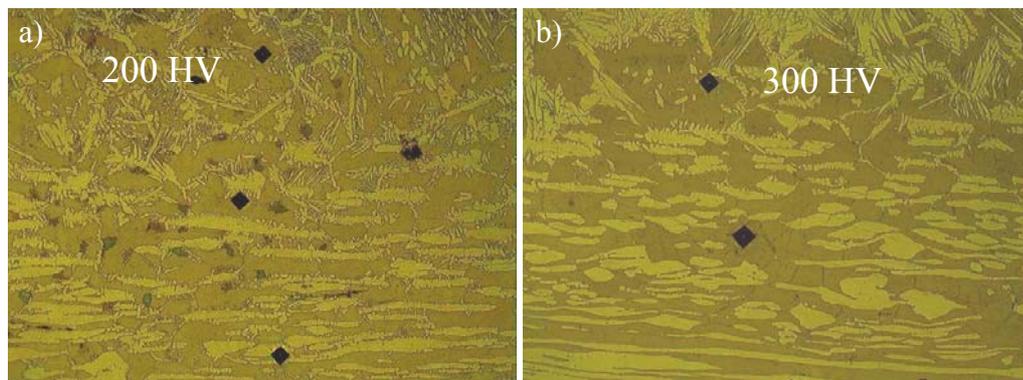


Figura 6.36. Microestrutura mostrando as impressões de microdureza. a) ZAC na região do 1º cordão soldado; b) ZAC no último cordão soldado.

6.1.4.4. Condição C5

Na Figura 6.37 é mostrado o gráfico de perfil de microdureza para a condição com energia mais elevada (24 kJ/cm).

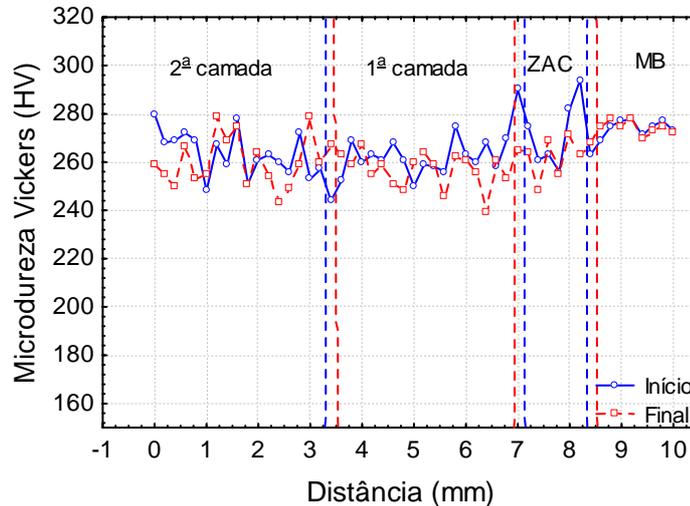


Figura 6.37. Perfil de microdureza na condição C5.

Na Figura 6.37 observam-se níveis mais baixos de microdureza, devido ao crescimento de grão imposto pelo maior aporte térmico. Analisando o metal de solda da 2ª e 1ª camadas, ocorreram níveis próximos de microdureza entre as medidas realizadas no primeiro e último cordões depositados, pois não teve muita variação da fração de ferrita ao longo dos passes laterais. Nesta condição de soldagem foi verificado um comportamento mais homogêneo em toda a seção em comparação com as condições anteriores. No entanto, na ZAC ainda houve valores mais elevados de microdureza em relação ao metal de solda. Apesar do crescimento de grão nesta região, o teor de ferrita é bem mais elevado em relação à austenita (Figura 6.26), podendo desta forma ter influenciado o aumento da microdureza, além da possível formação de precipitados. A ZAC próxima à linha de fusão apresentou níveis um pouco menores de microdureza em relação à região mais afastada. Em comparação com as outras condições, na ZAC o nível de microdureza não foi elevado, ficando em torno de 260 e 270 HV, com pico de 290 HV, apesar desta impressão ter sido realizada em uma região que não teve crescimento excessivo do tamanho de grão. Na condição C1, a ZAC ficou com microdureza em torno de 280 HV e a condição C2 270 HV. Na condição C4 ocorreram picos de quase 310 HV na região refinada e 260HV com níveis de até 220 HV na região com crescimento excessivo de grão. Na condição C5 observou média de 270 ± 10 HV, apesar destas medidas terem sido feitas nas regiões sem crescimento excessivo. Na Tabela 6.3 são apresentados os valores médios de microdureza em cada região soldada na direção vertical do metal de solda até a ZAC em todas as condições. O metal base obteve média de 272 HV.

Tabela 6.3. Valores de microdureza.

Condição	2^a camada	1^a camada	ZAC
C1	251,7	269,4	276,6
C1I	258,9	265,1	280,5
C1F	245,7	275,3	270,5
C2	238,9	264,6	285,8
C2I	219,4	255,9	283,3
C2F	257,4	274,3	288,3
C4	260,5	265,6	271,7
C4I	263,6	255,1	253,4
C4F	256,4	277	292,1
C5	261,8	252,1	269,2
C5I	263,7	260,8	282,5
C5F	260	257,6	256
Média	253,2	264,4	275,8

I-Impressões realizadas a partir do 1^o cordão da 2^a camada até o metal base; F- Impressões realizadas a partir do último cordão da 2^a camada até o metal base.

De acordo com a Tabela 6.3, observa-se em média, que maiores níveis de microdureza foram medidos na 1^a camada em relação à 2^a camada, com exceção da condição C5. Confirmam-se também valores médios maiores de microdureza nas regiões da ZAC em relação ao metal de solda. Os maiores níveis de microdureza da 1^a camada e da ZAC em relação à 2^a camada podem ser explicados pelas prováveis precipitações de fases frágeis e pelo maior percentual de ferrita, com exceção da C1. Foi observado que não houve microdureza muito elevada, de modo que pode minimizar a ocorrência de corrosão sob tensão. No metal de solda, de forma geral, foram observadas grandes quantidades de austenita Widmanstätten (Figura 6.32b) que podem ter contribuído para níveis relativamente baixos, sendo que este tipo de morfologia pode contribuir para modificar a energia absorvida ao impacto. De forma geral, a microdureza no metal de solda foi mais baixa devido à grande quantidade de austenita presente.

6.1.4.5. Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem

Na Figura 6.38 são apresentados os valores de microdureza medidos ao longo dos cordões de solda da 2^a camada, desde o primeiro até o último cordão soldado. Desta forma, foi analisada na última camada de revestimento, como se comporta a microdureza em cada condição.

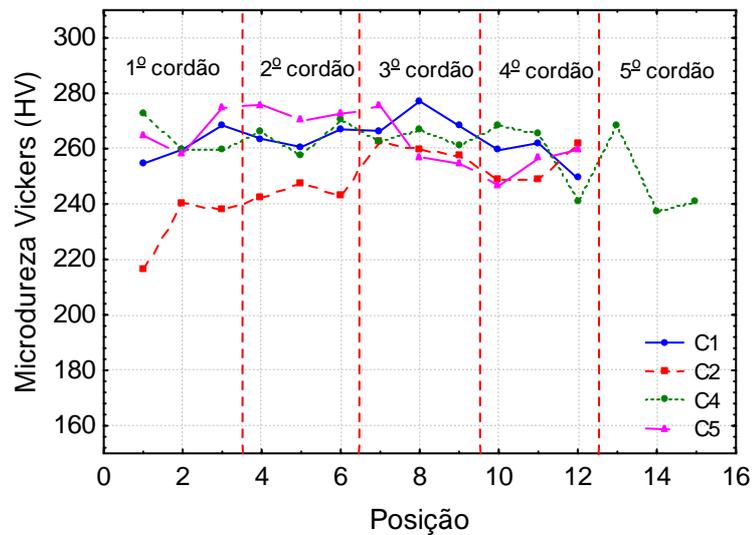


Figura 6.38. Perfis de microdureza ao longo da 2ª camada.

Analisando todas as condições, as condições C1 e C5 apresentaram nenhuma mudança significativa ao longo dos cordões soldados, apesar de que na condição C2 foram medidos menores níveis de microdureza nos primeiros cordões soldados e a condição C4 apresentou menores microdurezas no último cordão soldado. Todas as condições apresentaram valores menores que 310 HV que é o limite superior para este material [219].

Analisando as condições C1 e C2, nas quais houve variação da energia pela alteração na corrente de soldagem, foi observado maior nível de microdureza (263 HV) para a condição que foi empregada menor energia (corrente de soldagem de 100 A) em relação à condição com maior energia (nível de corrente de 135 A), possuindo uma média de 247,2 HV. Essa condição apresentou maiores teores de ferrita e menor presença de austenita Widmanstätten, podendo contribuir para a maior microdureza (Figura 6.29a). A condição C2 apresentou menores níveis de microdureza nos primeiros cordões soldados.

Analisando a influência da velocidade de soldagem, verificou-se na condição C5 menor microdureza a partir do 3º cordão. A microdureza média desta condição foi de 263,9 HV. O maior aporte térmico, além do reaquecimento ocasionado pela sobreposição de passes, pode ter contribuído para precipitações de fases intermetálicas nos primeiros cordões e menor quantidade de austenita Widmanstätten. Das condições que houve apenas variação da velocidade de soldagem, a condição que foi soldada com velocidade intermediária de 10 cm/min apresentou níveis mais baixos de microdureza, seguido de perto da condição soldada com velocidade de 13 cm/min. Talvez a presença da austenita Widmanstätten nas regiões que foram feitas as impressões pode ter contribuído para o menor nível de microdureza. A condição que foi empregada a menor velocidade de soldagem, houve níveis mais elevados de microdureza no metal de solda, mesmo possuindo menores teores de ferrita, mas apresentando menores teores de austenita Widmanstätten (Figura 6.32a).

6.1.4.6. Efeito da Energia de Soldagem

Na Figura 6.39 são mostrados os níveis de microdureza no metal de solda na 2ª camada para cada energia soldada. Para energia de 15 kJ/cm não é visto nenhuma mudança significativa para as duas condições soldadas em relação ao valor médio de microdureza medido. A condição soldada com energia de 20 kJ/cm possui microdureza menor em relação às condições soldadas com energia de 15 kJ/cm. A condição soldada com maior energia de 24 kJ/cm apresentou maiores níveis de microdureza. O excessivo aquecimento, insuficiente taxa de resfriamento ou pronunciado reaquecimento durante a soldagem multipasse ocasionados por esta condição de soldagem pode ter influenciado na formação de fases intermetálicas, contribuindo desta forma para maiores níveis de microdureza. Como o percentual de ferrita foram próximos, a morfologia da austenita precipitada, energia imposta e possível presença de precipitados contribuíram para a diferença de microdureza.

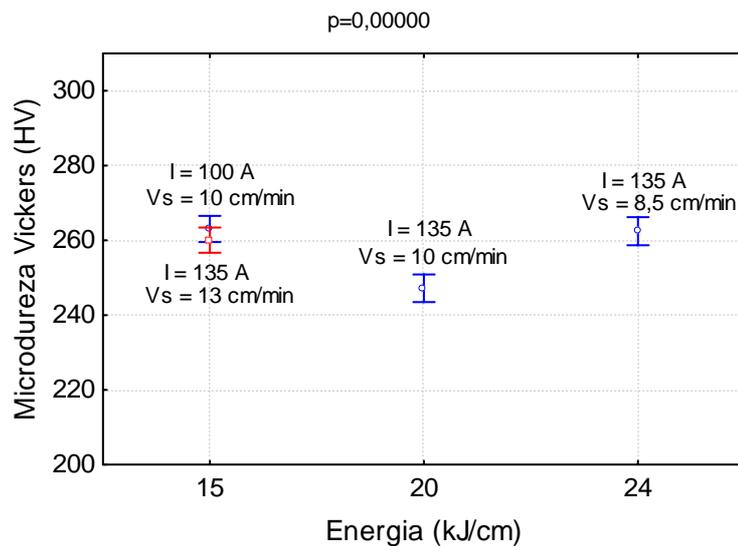


Figura 6.39. Níveis de microdureza para as energias soldadas.

6.1.5. Conclusões da Etapa 2

Nas soldagens de aço inoxidável duplex com o eletrodo revestido de aço inoxidável com deposição de duas camadas, nas condições exploradas neste trabalho, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- As regiões que sofreram reaquecimento na sobreposição de passes apresentaram maior quantidade de fase austenítica;
- A 1ª camada apresentou maiores teores de ferrita, com exceção da condição C1 de baixa energia que foi soldada com nível de corrente mais baixo (100 A);
- A condição C5 de mais alta energia de soldagem (24 kJ/cm) apresentou os menores teores de ferrita no metal de solda;
- Não houve efeito relevante da energia de soldagem, para a faixa de energia estudada, no percentual de ferrita;
- Em amostras soldadas com níveis mais altos de energia, seja por correntes mais elevadas, ou por velocidades de soldagem mais baixas, as ZAC's resultantes eram mais extensas e as microestruturas mais grosseiras;
- Nas condições com variação da velocidade de soldagem, houve maior percepção de maiores frações de Widmanstätten para a situação com maior velocidade de soldagem (13 cm/min) e nas regiões não reaquecidas;
- Em relação à microdureza, esta não foi elevada em nenhuma das condições estudadas, ficando abaixo de 310 HV;
- As amostras soldadas nas condições que resultaram em maiores quantidades de austenita Widmanstätten apresentaram menores níveis de microdureza;
- As condições que apresentaram níveis satisfatórios de ferrita (em torno de pelo menos 30% no metal de solda) e bom comportamento em relação à microdureza (níveis abaixo de 310 HV) foram: C1 (E = 15 kJ/cm, I = 100 A e Vs = 10 cm/min) com 30,7% de ferrita e 263 HV, C2 (E = 20 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 10 cm/min) com 30,4% de ferrita e 247 HV e C4 (E = 15 kJ/cm, I = 135 A e Vs = 13 cm/min) com 30,2% de ferrita e 261 HV.

CAPÍTULO VII

7. RESULTADOS E DISCUSSÃO – PARTE 3

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados das quatro etapas da soldagem de aço inoxidável duplex em juntas.

7.1. Etapa 3 – Soldagem Multipasse das Juntas

Nesta etapa foi avaliado o efeito da energia de soldagem, restrição e forma de preenchimento da junta no balanceamento de fases, microestrutura, microdureza e tenacidade.

7.1.1. Quantificação do Teor de Ferrita

A seguir serão apresentados os resultados das medições dos teores de ferrita no metal de solda realizadas com o ferritoscópio. Os percentuais de ferrita foram medidos ao longo da seção transversal do metal de solda.

Nesta etapa foi analisada a influência do aporte térmico na soldagem de juntas do aço inoxidável duplex UNS S31803 no balanceamento de fases. Na Figura 7.1 é ilustrada a macrografia da junta soldada C1R ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 100 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$).



Figura 7.1. Macrografia da junta soldada da condição C1R.

7.1.1.1. Avaliação do Teor de Ferrita entre os Passes Laterais dos Cordões de Solda

Na Figura 7.2 é mostrada a variação do teor de ferrita ao longo dos passes depositados para a condição C1R.

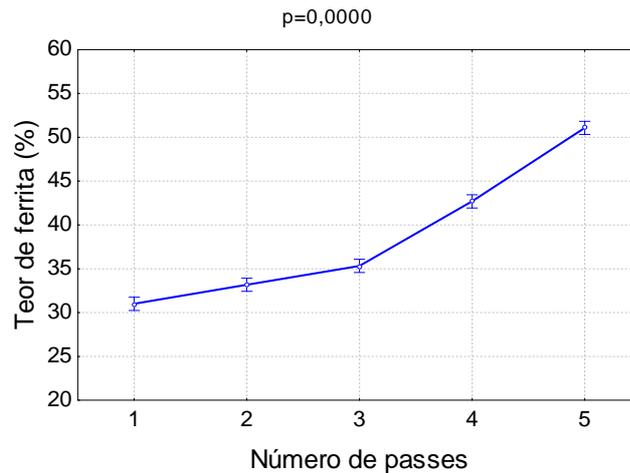


Figura 7.2. Teor de ferrita para a condição CIR.

Na Figura 7.2 é observado o aumento do teor de ferrita de acordo com o passe a ser depositado. O passe de raiz teve influência dos quatro passes seguintes, de modo a ter 31% de ferrita em média no metal de solda. O quarto passe de acabamento (Figura 4.20), que sofreu influência da sobreposição lateral do último passe apresentou maior quantidade de austenita devido ao reaquecimento. O último passe não sofreu nenhum tipo de tratamento térmico posterior e apresentou maiores níveis de ferrita, obtendo uma média de 51,1%. Estes níveis de ferrita ao longo do metal de solda são aceitáveis para obter boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão.

Na Figura 7.3 é mostrado o teor de ferrita no metal de solda para a condição C2R.

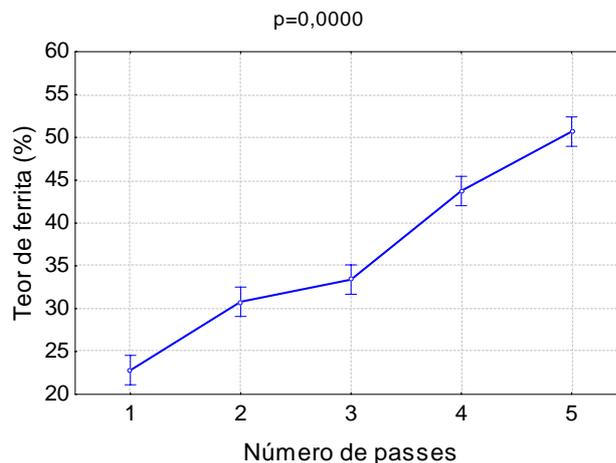


Figura 7.3. Teor de ferrita para a condição C2R.

A condição C2R ($E = 20 \text{ kJ/cm}$, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$) apresentou maiores teores de ferrita no último cordão soldado, decrescendo este valor até chegar ao passe de raiz que apresenta níveis menores de ferrita, em torno de 22,85% em média. O valor máximo em média para esta condição é de 50,65% de ferrita no quinto passe. Nesta condição, o passe de raiz obteve valores um

pouco abaixo do que é recomendável pela literatura no metal de solda, sendo abaixo de 30% de ferrita [219].

Na Figura 7.4 é mostrado o teor de ferrita no metal de solda para a condição C4R ($E = 15$ kJ/cm, $I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min).

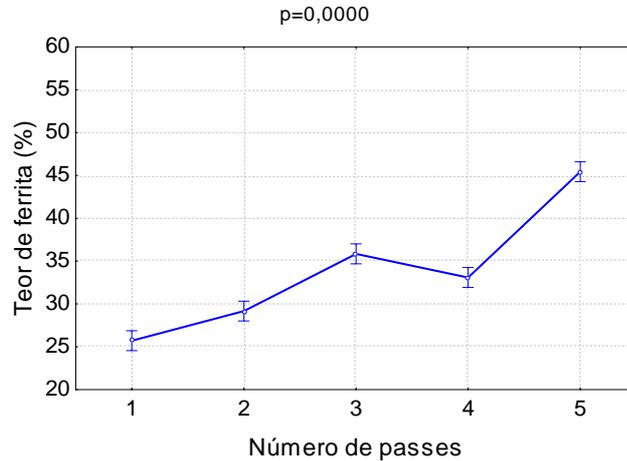


Figura 7.4. Teor de ferrita para a condição C4R.

Foi observado para esta condição o mesmo comportamento que apresentado nas condições anteriores, no qual ocorreu o aumento do teor de ferrita de acordo com o cordão analisado, ou seja, o cordão soldado de acabamento obteve maiores percentuais de ferrita em comparação com os níveis encontrados nos passes anteriores, obtendo níveis menores no passe de raiz. No passe de raiz o valor médio de percentual de ferrita foi de 25,7%, sendo que no último passe o valor médio obtido foi de 45,45% de ferrita. Apenas no passe de raiz, o teor de ferrita ficou um pouco abaixo do que o recomendado pela literatura [56,65]. Em todas as três condições o efeito da sobreposição de passes contribuiu de forma significativa na variação do teor de ferrita ao longo do metal de solda.

7.1.1.2. Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem

As condições C1R e C2R foram soldadas variando-se a energia de soldagem pela corrente de soldagem, sendo que a condição C1R foi soldada com corrente de 100 A e a condição C2R com corrente de 135 A. Este comportamento é mostrado na Figura 7.5.

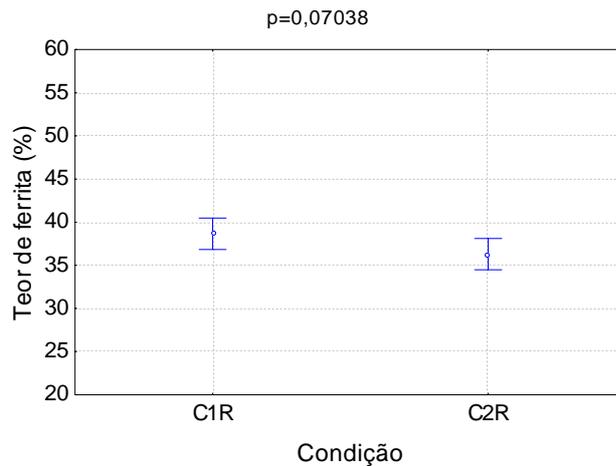


Figura 7.5. Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita.

Foram observados níveis maiores de ferrita para a condição soldada com menor corrente de soldagem, mas este efeito não foi significativo estatisticamente. Este comportamento foi bastante similar ao que foi visto na 2ª Etapa do trabalho na soldagem de chapas planas. Para a condição C1R o valor médio obtido foi de 38,65% e para a condição C2R foi de 36,3% de ferrita.

Analisando o efeito da velocidade de soldagem foram comparadas duas condições: C2R e C4R, como podem ser vistos na Figura 7.6.

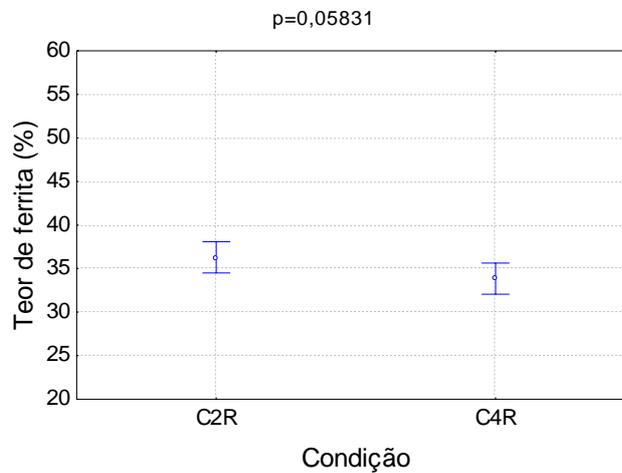


Figura 7.6. Efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita.

Reduzindo-se a energia através do aumento da velocidade de soldagem (de 10 cm/min para 13 cm/min) não houve influência significativa no teor de ferrita. O valor médio de ferrita para a condição com velocidade de soldagem de 10 cm/min foi de 36,3%, sendo que para a condição soldada com velocidade de soldagem de 13 cm/min o percentual de ferrita foi de 33,85%. Este comportamento foi também similar ao que foi observado na soldagem de chapas planas de duplex e de aço estrutural.

7.1.1.3. Efeito da Restrição

Também foram realizadas as soldagens sem nenhum tipo de restrição para a condição C1 e C2. Na Figura 7.7 é mostrada a variação do teor de ferrita para a condição C1S.

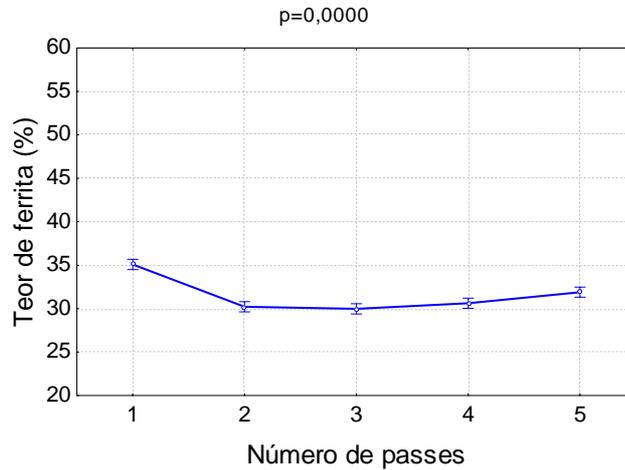


Figura 7.7. Teor de ferrita para a condição C1S.

Para esta condição, foi observada uma tendência de aumento de ferrita do 2º passe até o 5º passe, mas insignificante. No entanto, foi observado um maior teor de ferrita no passe de raiz, mesmo com o efeito da sobreposição dos passes posteriores. Este comportamento pode ter ocorrido devido à menor energia de soldagem empregada para a realização do procedimento de preenchimento do passe de raiz. O valor médio de ferrita no passe de raiz foi de 35,1%, sendo que no último passe foi de 31,89% de ferrita. As variações de ferrita ao longo dos passes não foram tão elevadas, como ocorreu nas condições anteriores, obtendo um comportamento mais homogêneo no decorrer dos passes. Para esta condição a faixa de ferrita presente no metal de solda também foi satisfatória. Na Figura 7.8 é mostrado o teor de ferrita para a condição C2S.

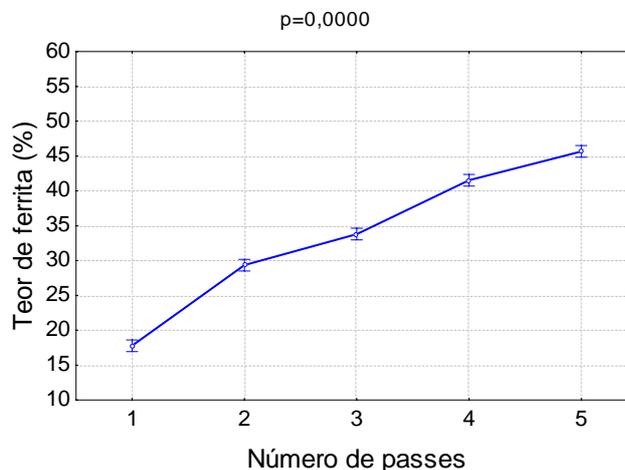


Figura 7.8. Teor de ferrita para a condição C2S.

A condição C2S apresentou aumento do teor de ferrita ao longo dos passes depositados na junta. No passe de raiz o valor médio de ferrita foi de 17,8% e no quinto passe (acabamento) foi de 45,7% de ferrita, mostrando um aumento significativo do teor de ferrita. Nesta condição, apenas o passe de raiz obteve valores percentuais de ferrita abaixo do recomendado.

A Figura 7.9 mostra a diferença dos teores de ferrita médio ao longo de todo o metal de solda em comparação com as condições soldadas com restrição e sem restrição.

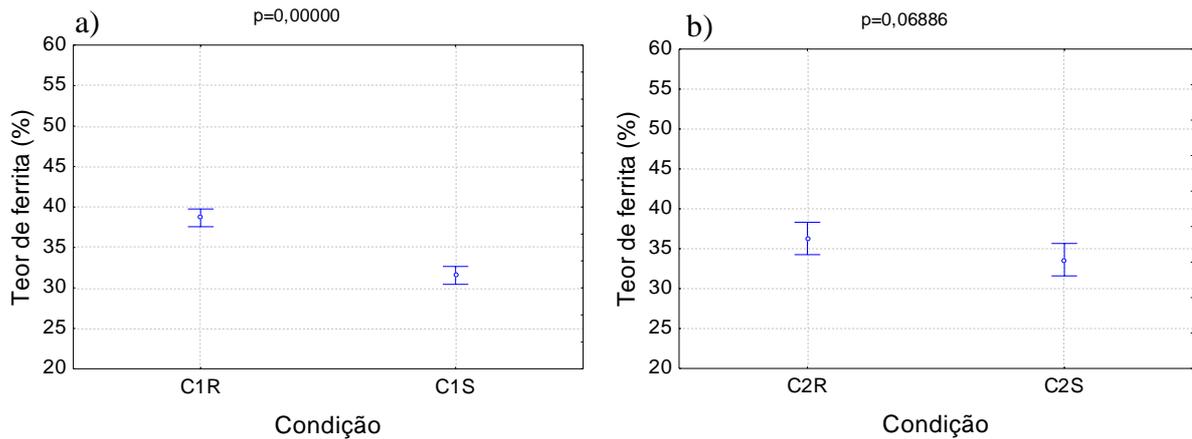


Figura 7.9. Efeito da restrição no teor de ferrita: a) condição C1; b) condição C2.

Na Figura 7.9a foi observada uma maior quantidade de ferrita para a condição soldada com restrição, havendo uma diferença de 7% de ferrita, aproximadamente. No entanto, na condição C2 (Figura 7.9b) não houve um efeito significativo da restrição no teor de ferrita, apesar de haver uma pequena tendência de aumento de ferrita para a condição C2R em comparação com a condição C2S. Na soldagem com restrição há uma maior área devido à utilização do sistema de restrição, podendo ocasionar maior velocidade de resfriamento, desta forma provocando maior percentual de ferrita no metal de solda. As condições C1R, C2R, C1S e C2S apresentaram, na média, teores de ferrita acima de 30%.

7.1.1.4. Efeito do Procedimento e Energia de Soldagem

Para analisar o efeito do procedimento foi realizada a soldagem da condição C4R-2. Os teores medidos de ferrita ao longo dos passes são apresentados na Figura 7.10.

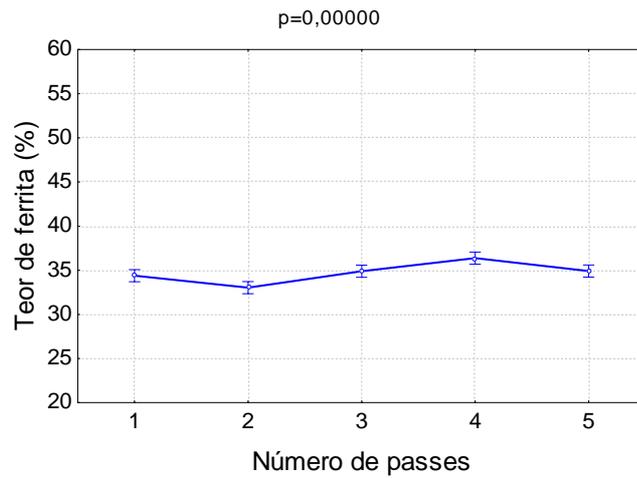


Figura 7.10. Teor de ferrita para a condição C4R-2.

Foi observado na condição C4R-2 um comportamento mais homogêneo de ferrita (aproximadamente 34,7%), de modo que nos primeiros passes o teor de ferrita foi mais elevado em comparação com a condição C4R, que obteve valor médio de 33,8%, mas comportamento mais heterogêneo, variando de 25,7 a 45,5 % de ferrita. Para a condição C4R, no modo de preenchimento I foram observados níveis baixos de ferrita no passe de raiz, de modo que no modo de preenchimento II não foram observados níveis elevados de ferrita nos passes de acabamento.

7.1.1.5. Efeito da Energia de Soldagem

Na Figura 7.11 é mostrado o teor de ferrita médio final para cada condição de soldagem comparando com as energias soldadas.

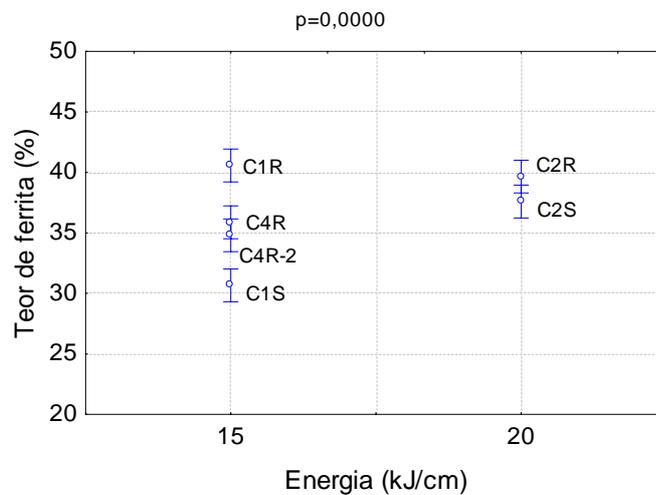


Figura 7.11. Efeito da energia de soldagem no teor de ferrita.

Pode-se constatar pelo gráfico que mesmo para a mesma energia de soldagem, pode-se obter balanceamento de fases distinto, para diferentes valores de corrente, de velocidade de soldagem ou existência de restrição da junta. Os maiores níveis de ferrita ocorreram na condição C1R e os menores níveis na condição C1S. Os valores foram obtidos desconsiderando os teores de ferrita no passe de raiz, pois a soldagem foi realizada com outro nível de energia mais baixo (Tabela 4.6).

7.1.2. Microestrutura

A análise da microestrutura das juntas soldadas é de fundamental importância, de modo a verificar os efeitos dos parâmetros de soldagem investigados neste trabalho nas fases formadas no metal de solda e eventuais alterações na ZAC do inoxidável duplex.

7.1.2.1. Condição C1R

A condição C1R representa a condição soldada com energia de 15 kJ/cm, corrente de 100 A, velocidade de 10 cm/min e junta com restrição à livre deformação durante as soldagens. Em relação à ZF, são observadas diferenças de balanceamento das fases austenita e ferrita entre os passes depositados, além da morfologia da austenita precipitada. Nos passes de acabamento foi observado maior teor de austenita no penúltimo cordão que sofreu influência do ciclo térmico do último cordão depositado. Este último cordão de acabamento apresentou maiores teores de ferrita como pode ser observado na Figura 7.12. De forma geral, foi observado por microscopia ótica que o teor de ferrita nos dois últimos passes foi elevado, resultado coerente com os observados pelo ferritoscópio, onde se verificaram percentuais em torno de 43 e 51%. Nos passes de acabamento foi observada grande presença de austenita Widmanstätten, de modo que a presença foi menor no penúltimo passe depositado.

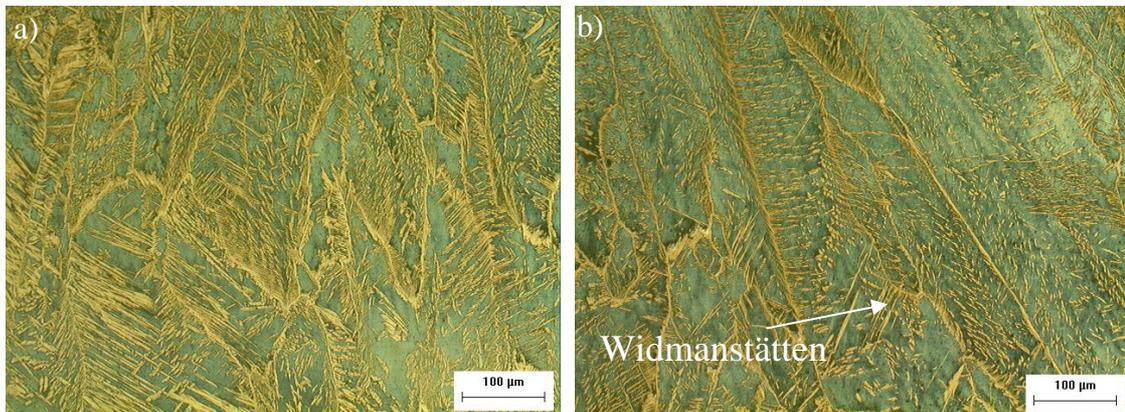


Figura 7.12. Microestrutura da zona fundida da condição C1R. a) penúltimo cordão depositado na última camada; b) último cordão depositado na última camada.

É observada maior precipitação de austenita no 3º passe depositado (passe de enchimento) devido ao reaquecimento desta região. Na Figura 7.13 é mostrada a intersecção entre estas duas camadas mostrando de forma clara a diferença de teores de austenita precipitada. A região azulada representa a ferrita e a fase de cor amarela representa a austenita.

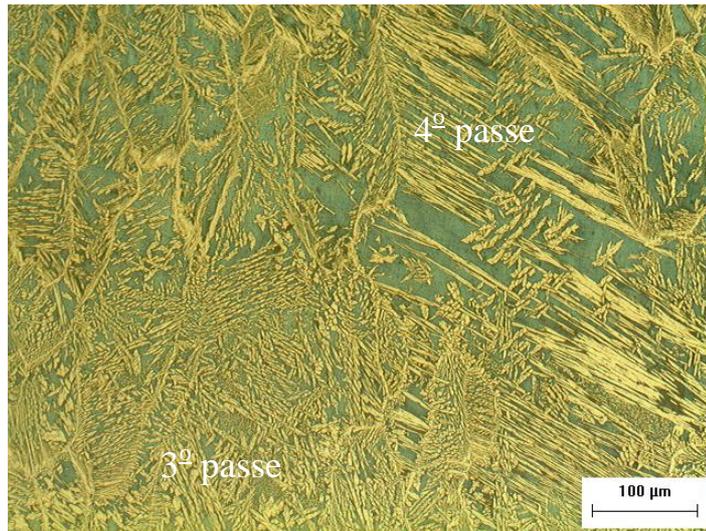


Figura 7.13. Intersecção entre duas camadas depositadas.

Na soldagem da junta, os primeiros passes que sofreram reaquecimentos devido à soldagem dos passes subsequentes apresentaram uma maior formação de austenita como é mostrada na Figura 7.14, de modo que a formação de austenita Widmanstätten é menor em comparação com o passe de acabamento, além da maior quantidade de austenita intragranular, de modo que todas as condições tiveram o mesmo comportamento em relação à morfologia precipitada.

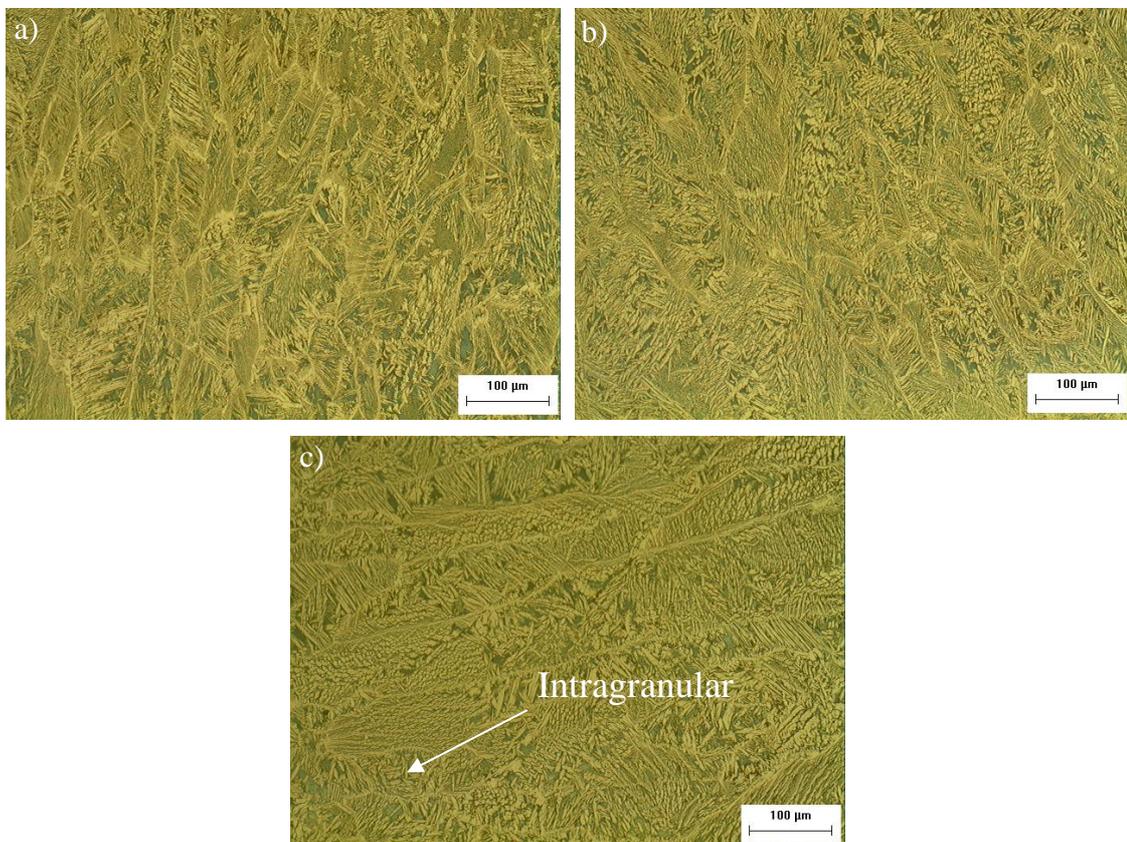


Figura 7.14. Microestrutura da zona fundida da condição C1R. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.

Em relação à zona afetada pelo calor, os passes de acabamento da junta, apresentaram uma microestrutura mais grosseira (qualitativamente), de modo que no 4º passe a ZAC apresentou microestrutura mais grosseira em comparação com a ZAC do último cordão soldado. Na Figura 7.15a é apresentada uma região do penúltimo cordão soldado que mostra uma determinada região com microestrutura mais grosseira e outra região com grão mais refinado. No entanto, na Figura 7.15b é mostrada uma região, na qual ocorre grãos grosseiros na ZAC sem o refino ideal.

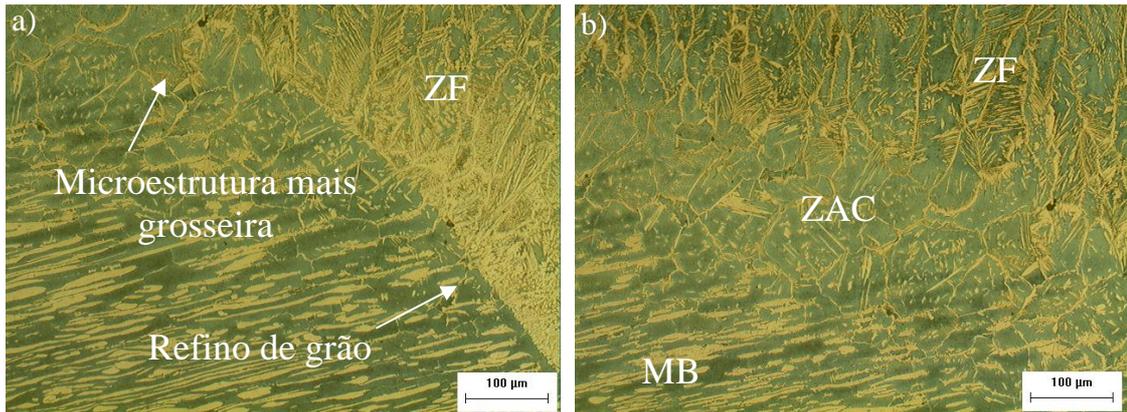


Figura 7.15. Microestrutura da ZAC da condição C1R no penúltimo cordão soldado. a) região com refino de grão; b) microestrutura grosseira na ZAC.

Na ZAC do último cordão soldado, o comportamento foi mais homogêneo em relação à granulação, de modo que não foi observada microestrutura grosseira em grande escala em toda sua extensão (Figura 7.16).

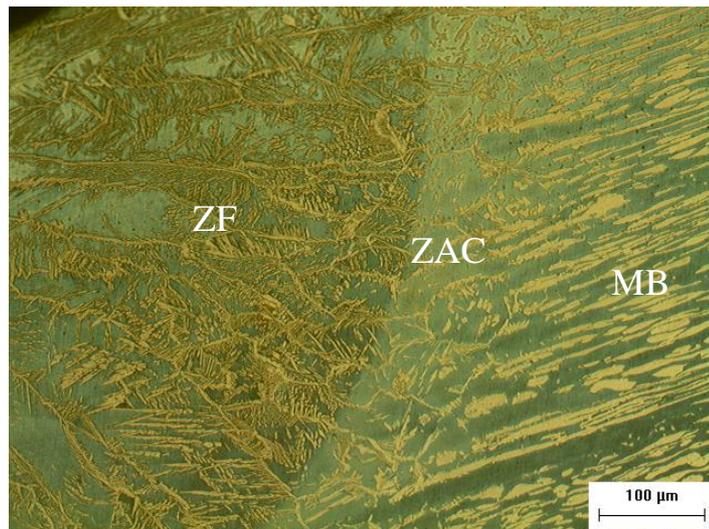


Figura 7.16. Microestrutura da ZAC da condição C1R no último cordão soldado.

É observado refino de grão quando é analisada a sobreposição de passes. Na Figura 7.17 é mostrada a influência do 4º passe (passe de acabamento) em relação ao 3º passe (passe de enchimento)

no refino de grão na ZAC. É visto também o maior teor de ferrita no metal de solda do passe de acabamento.

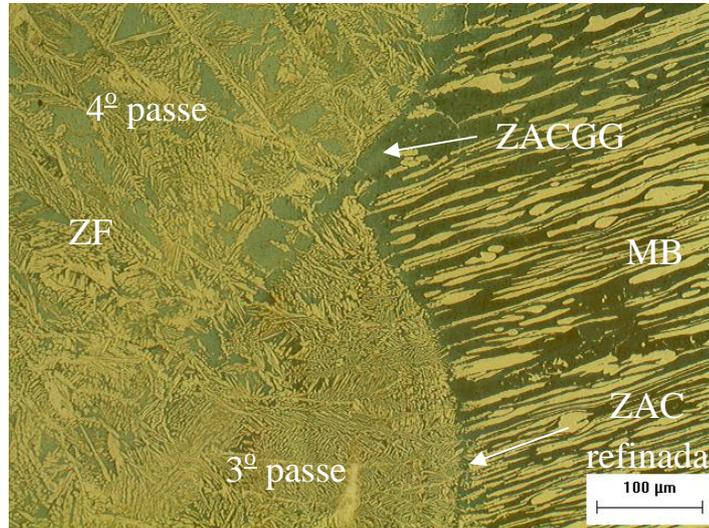
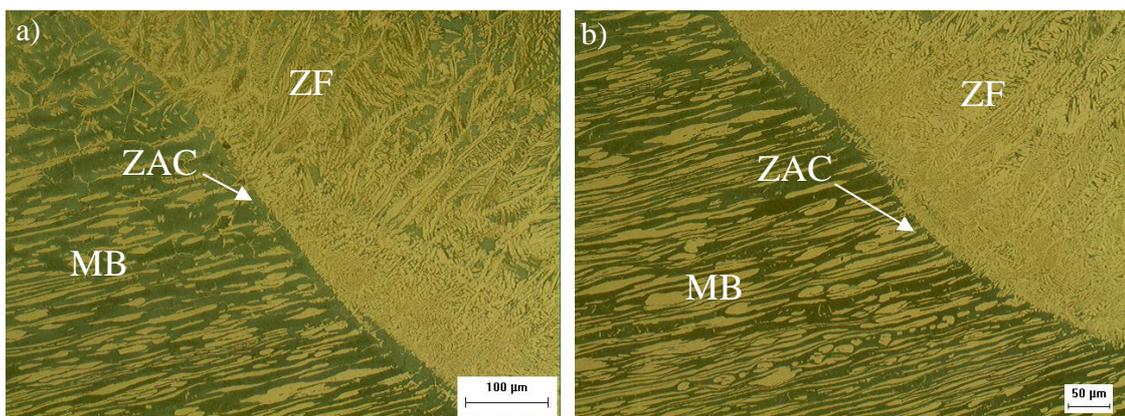


Figura 7.17. Influência da sobreposição de passes no refino de grão da condição C1R.

Nos passes de enchimento foram observadas regiões com microestrutura mais refinada em relação às outras, como pode ser visto na Figura 7.18a. Porém, em grande parte de sua microestrutura, a ZAC presente foi bastante refinada (Figura 7.18b). No 2º passe (enchimento) e no passe de raiz (Figura 7.18d), a ZAC apresentou austenita intragranular nos grãos ferríticos em maior quantidade que nos passes anteriores. Em algumas regiões do passe de raiz, houve maiores extensões da ZAC (Figura 7.18d), talvez provocado pela sobreposição de uma maior energia (15 kJ/cm), proporcionando maior tempo de exposição a elevadas temperaturas.



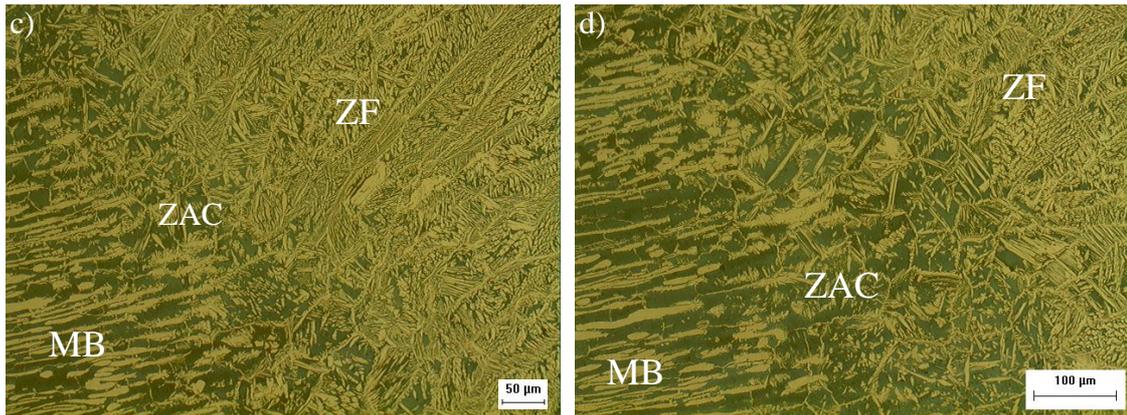


Figura 7.18. Microestrutura da ZAC da condição C1R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 3º passe; c) ZAC do 2º passe; d) ZAC do passe de raiz.

7.1.2.2. Condição C1S

A condição C1S representa a condição soldada com energia de 15 kJ/cm, corrente de 100 A, velocidade de 10 cm/min e juntas sem restrição à livre deformação durante as soldagens, que difere da C1R apenas por não haver nenhum tipo de restrição. Não foi observada diferença significativa nos percentuais de ferrita nos passes de acabamento, mas foi significativa a menor quantidade de austenita Widmanstätten (Figura 7.19).

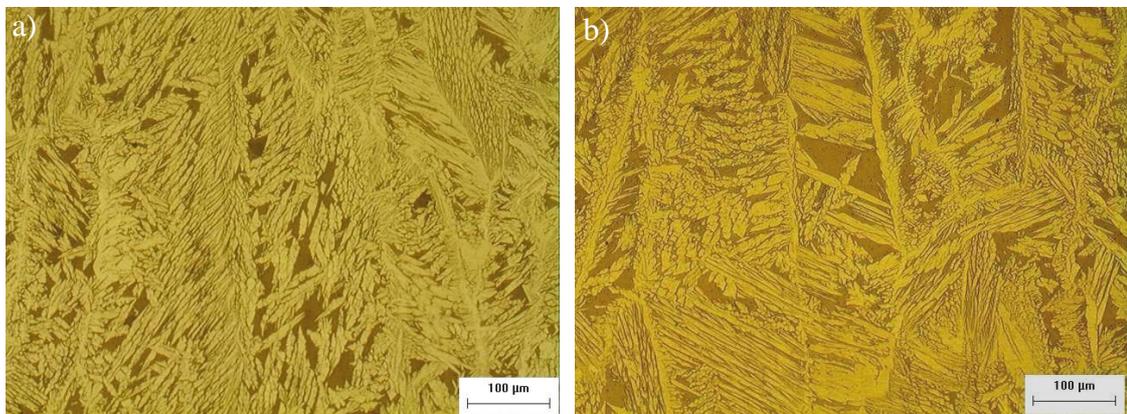


Figura 7.19. Microestrutura do metal de solda da condição C1S no passe de acabamento. a) penúltimo passe depositado; b) último passe depositado.

Em relação à formação de austenita Widmanstätten, foi observada menor presença deste tipo de morfologia na condição C1S em comparação com a condição C1R. Outro aspecto importante foi a maior precipitação de austenita. Como exemplo, é mostrado na Figura 7.20b uma maior quantidade de Widmanstätten no metal de solda da condição C1R em relação à região da condição C1S da Figura 7.20a. Isto mostra a influência da restrição durante procedimento de soldagem na morfologia da microestrutura formada, podendo desta forma modificar as propriedades. A energia total para a transformação martensítica é a soma da energia química com a energia mecânica. Esta energia é zero

se não houver força sendo aplicada durante a transformação [222], logo a quantidade de austenita Widmanstätten pode ser menor.

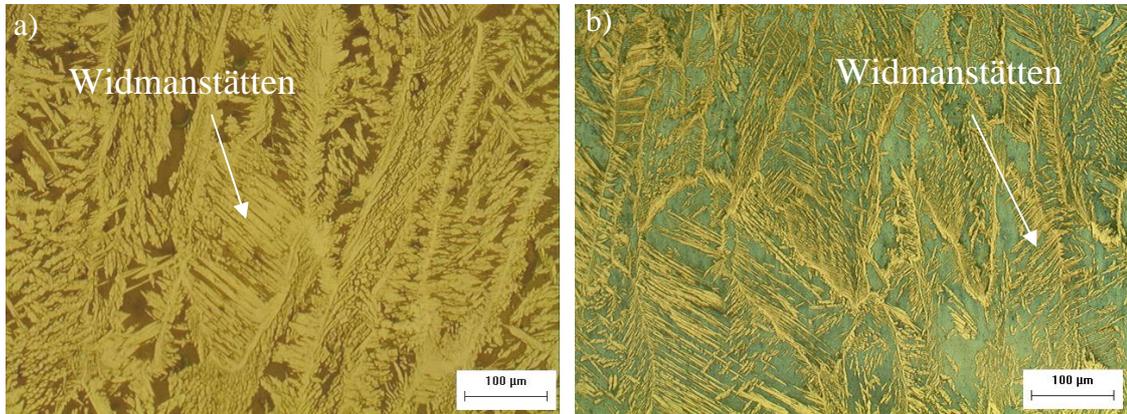


Figura 7.20. Microestrutura do metal de solda. a) condição C1S; b) condição C1R.

Os primeiros passes soldados apresentaram menor presença de Widmanstätten (Figura 7.21) em comparação com os passes de acabamento, principalmente em relação ao último passe soldado. A morfologia da microestrutura do metal de solda foi similar à condição C1R. O passe de raiz apresentou um teor mais elevado de ferrita (Figura 7.21c). Apesar desta região sofrer influência de quatro passes, a baixa energia de soldagem empregada promoveu maior formação de ferrita devido à maior velocidade de resfriamento.

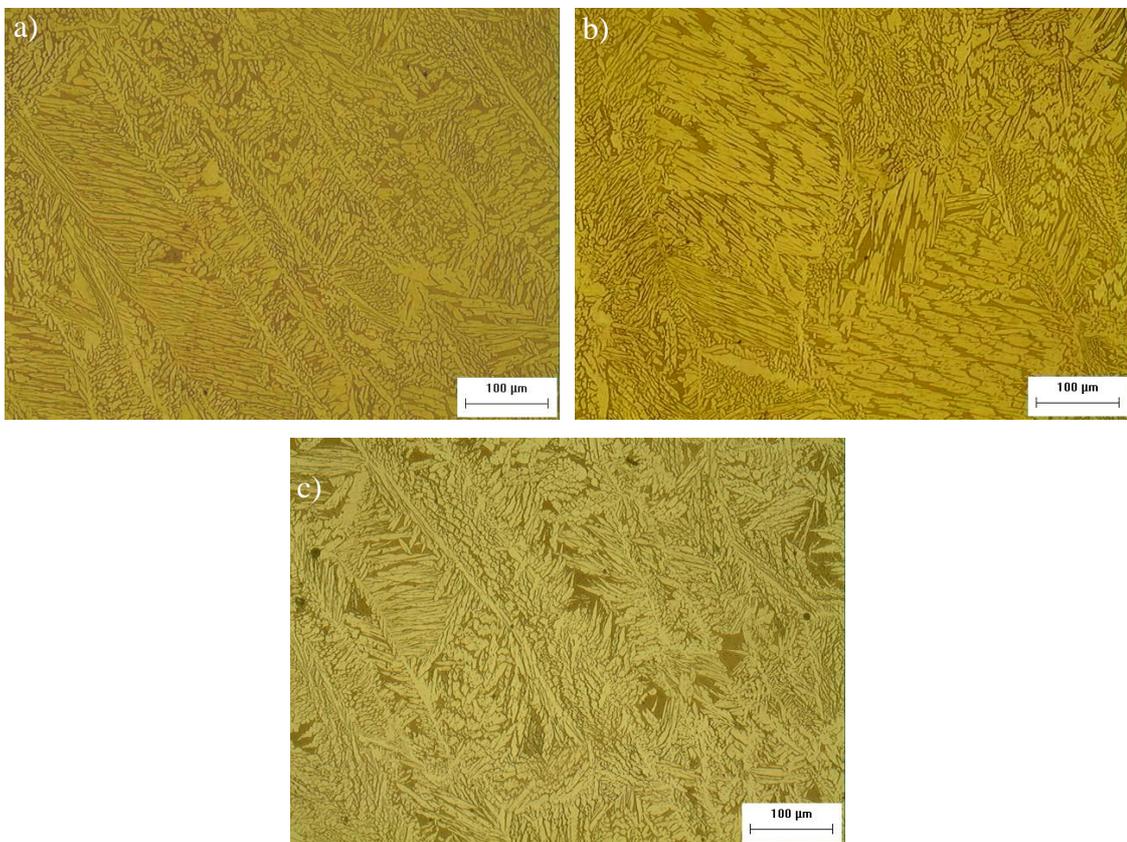


Figura 7.21. Microestrutura da zona fundida da condição C1S. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.

No último passe (acabamento) foi observado que em grande parte a ZAC foi pouco extensa (Figura 7.22a), sendo que em algumas regiões houve certo aumento da extensão da ZAC (Figura 7.22), principalmente na região próxima à camada anterior depositada.

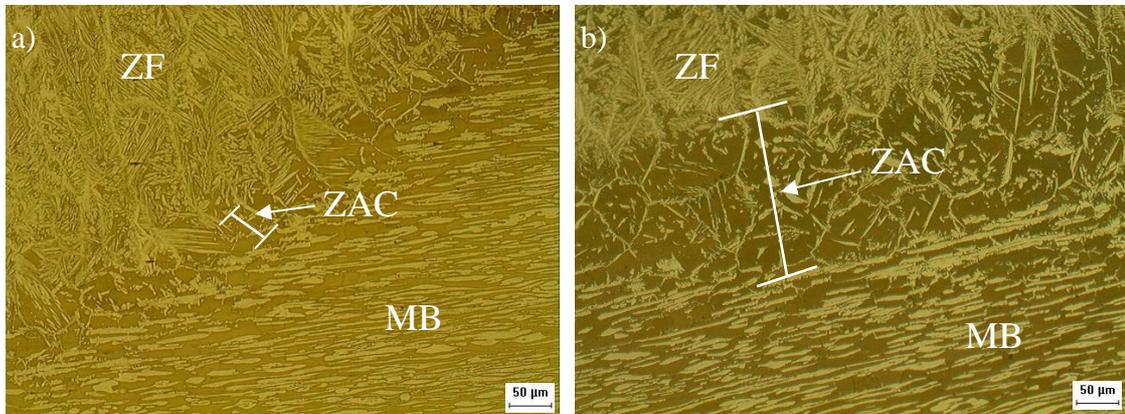


Figura 7.22. Microestrutura da ZAC do último passe da condição C1S. a) pequena extensão da ZAC; b) grande extensão da ZAC.

No penúltimo passe (passe de acabamento) também foram observadas regiões com extensão pequena da ZAC e regiões com maiores extensões (Figura 7.23).

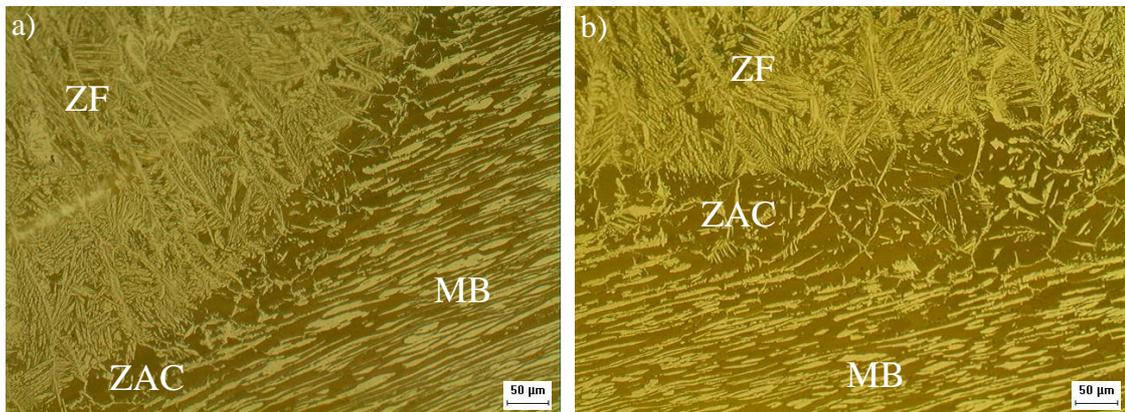


Figura 7.23. Microestrutura da ZAC do penúltimo passe da condição C1S. a) pequena extensão da ZAC; b) grande extensão da ZAC.

Foi observado que quanto mais próximo da intersecção entre as camadas depositadas, o crescimento de grão ferrítico da ZAC é maior em comparação com as outras regiões, como pode ser averiguado na Figura 7.24. É visto que no encontro entre duas ZAC's de grãos grosseiros não ocorre nenhum tipo de refino, aumentando de forma considerável a quantidade de grãos com tamanho grosseiro. No entanto, na região próxima à intersecção é observado um maior refino da ZAC, mostrando que se for feito o adequado controle das energias de soldagem entre os passes, o efeito da sobreposição de ciclos térmicos pode favorecer o refino de grão nessas regiões críticas da ZAC.



Figura 7.24. Região de intersecção entre duas camadas subseqüentes.

Devido aos efeitos dos passes subseqüentes, as ZAC's do passe de raiz, e de enchimento foram reduzidas. Na zona fundida do passe de raiz é observado elevado teor de austenita, apesar de em algumas regiões ser notório uma quantidade um pouco maior de ferrita em comparação com a zona fundida do passe de enchimento e acabamento (Figura 7.25c). É importante salientar, porém, que a soldagem do passe de raiz foi realizada com uma baixa energia de soldagem que proporciona altas taxas de resfriamento, contribuindo para a maior formação de ferrita.

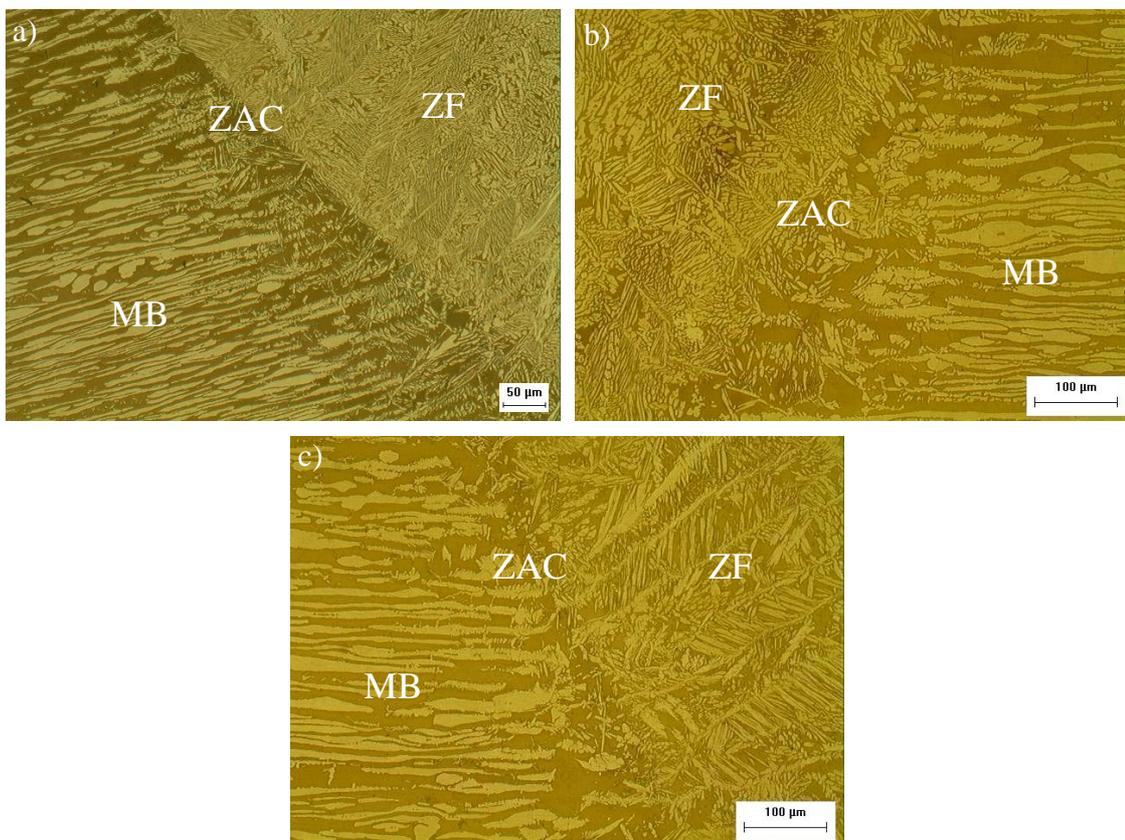


Figura 7.25. Microestrutura da ZAC da condição C1S. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe; c) ZAC do passe de raiz.

7.1.2.3. Condição C2R

A condição C2R representa a condição soldada com energia de 20 kJ/cm, corrente de 135 A, velocidade de 10 cm/min e junta com restrição à livre deformação durante as soldagens. Na Figura 7.26 são mostradas as microestruturas do metal de solda do penúltimo e último passe das soldas de acabamento. O penúltimo passe apresenta maior quantidade de austenita como pode ser verificado na Figura 7.26a. A Figura 7.26b mostra uma microestrutura na região do último passe, com maior quantidade de ferrita. A condição C2R apresentou maior quantidade de Widmanstätten em relação à condição C1R em algumas regiões, não sendo diferença tão significativa. No entanto, é importante salientar que há grande heterogeneidade em relação à quantificação de fases, como pode ser visto na Figura 7.26c que apresenta uma região com grande quantidade de ferrita.

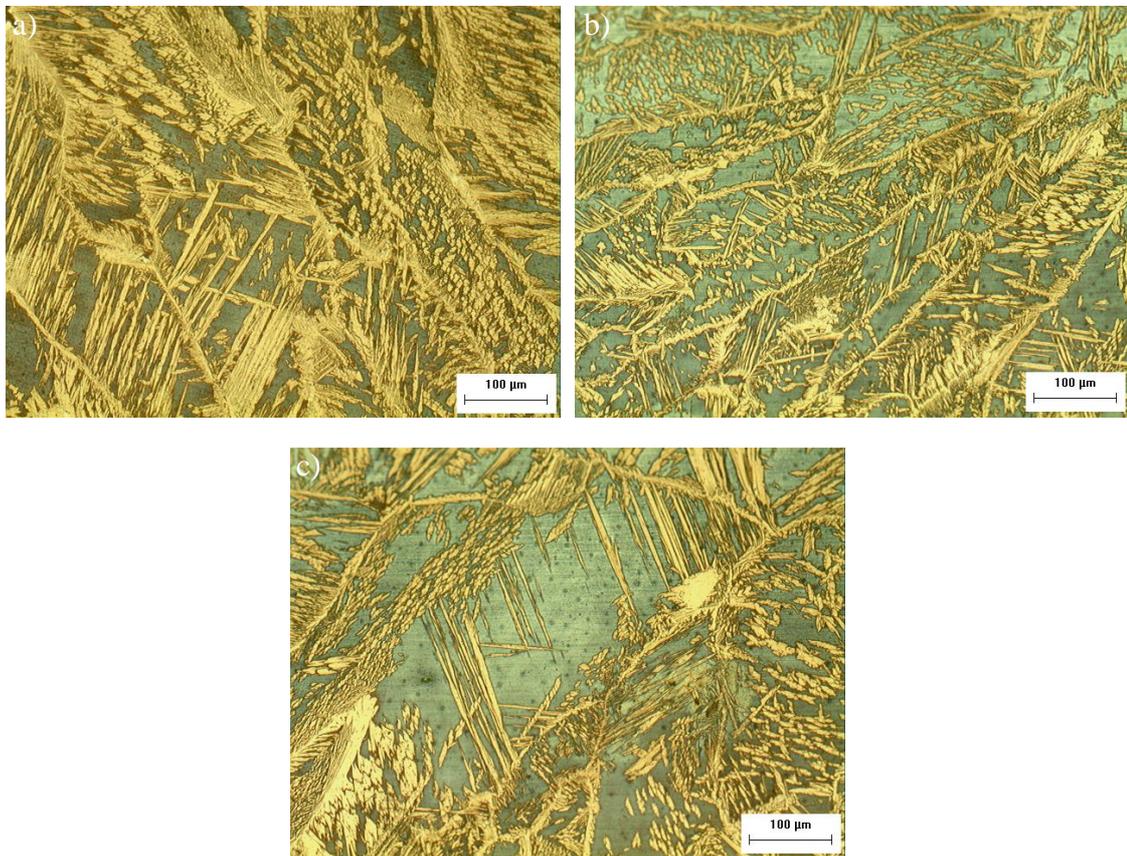


Figura 7.26. Microestrutura do metal de solda da condição C2R. a) penúltimo passe depositado; b) último passe depositado; c) último passe depositado com elevado teor de ferrita.

Na soldagem dos passes de acabamento é observada uma região de sobreposição dos passes, na qual ocorre formação elevada de austenita (Figura 7.27) devido ao reaquecimento, sendo que esta austenita pode ser proveniente dos grãos ferríticos ou da austenita primária.

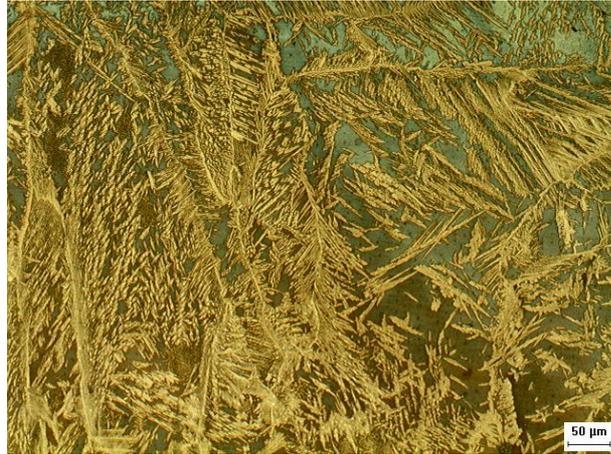


Figura 7.27. Influência dos passes laterais da última camada do metal de solda da condição C2R

Na Figura 7.28 são mostradas as microestruturas do metal de solda do passe de raiz e dos passes de enchimento, mostrando a maior quantidade de austenita nestas regiões em comparação aos passes de acabamento.

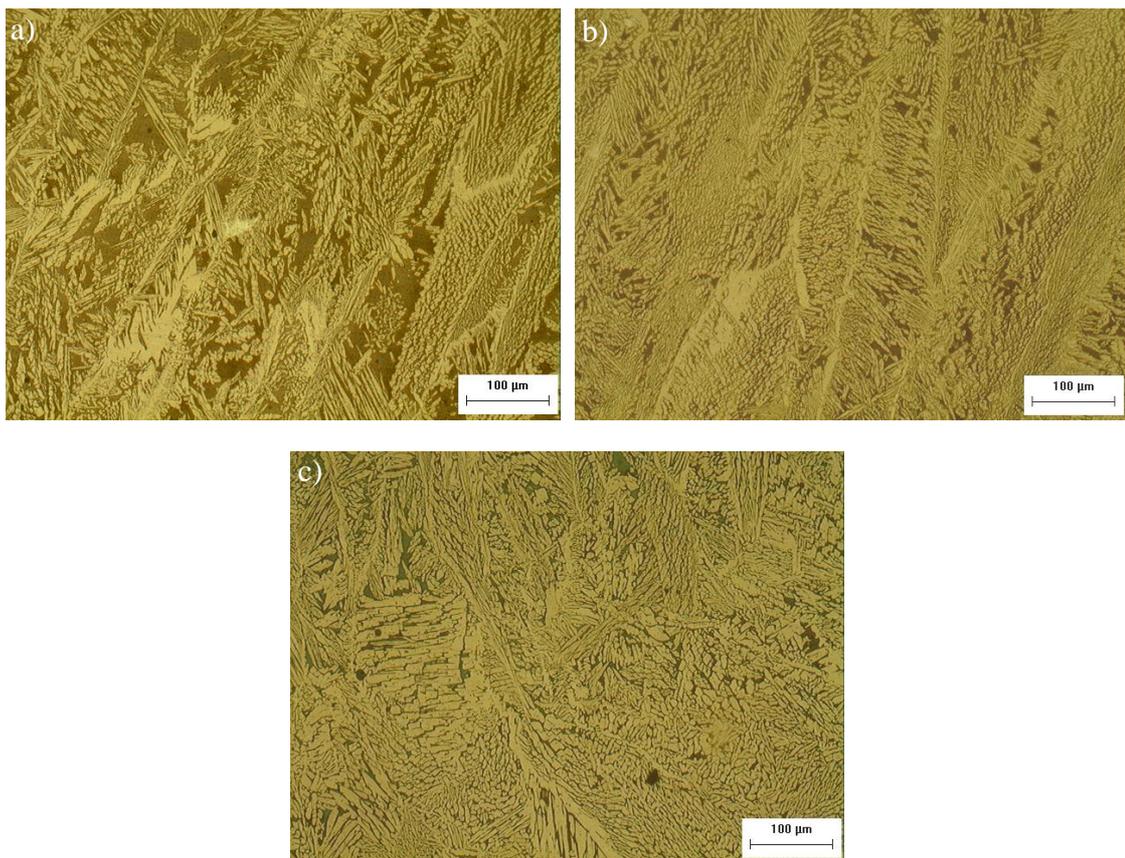


Figura 7.28. Microestrutura da zona fundida da condição C2R. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.

Em relação à ZAC, foi observada extensão relativamente pequena da ZAC (Figura 7.29a), sendo que as maiores extensões foram nos passes de acabamento, de modo que este comportamento foi visto nas regiões próximas do passe de enchimento. Foi verificada microestruturas mais grosseiras dos

grãos ferríticos na ZAC (Figura 7.29b), em maior parte no penúltimo cordão soldado, e maior formação de austenita intragranular. Apesar de haver pequenas regiões com microestrutura mais grosseira e grandes extensões de ZAC, houve este comportamento também no último cordão soldado, como pode ser visto na Figura 7.29c. De forma geral, houve regiões com ZAC mais extensa do que na condição C1R, analisando de forma qualitativa.

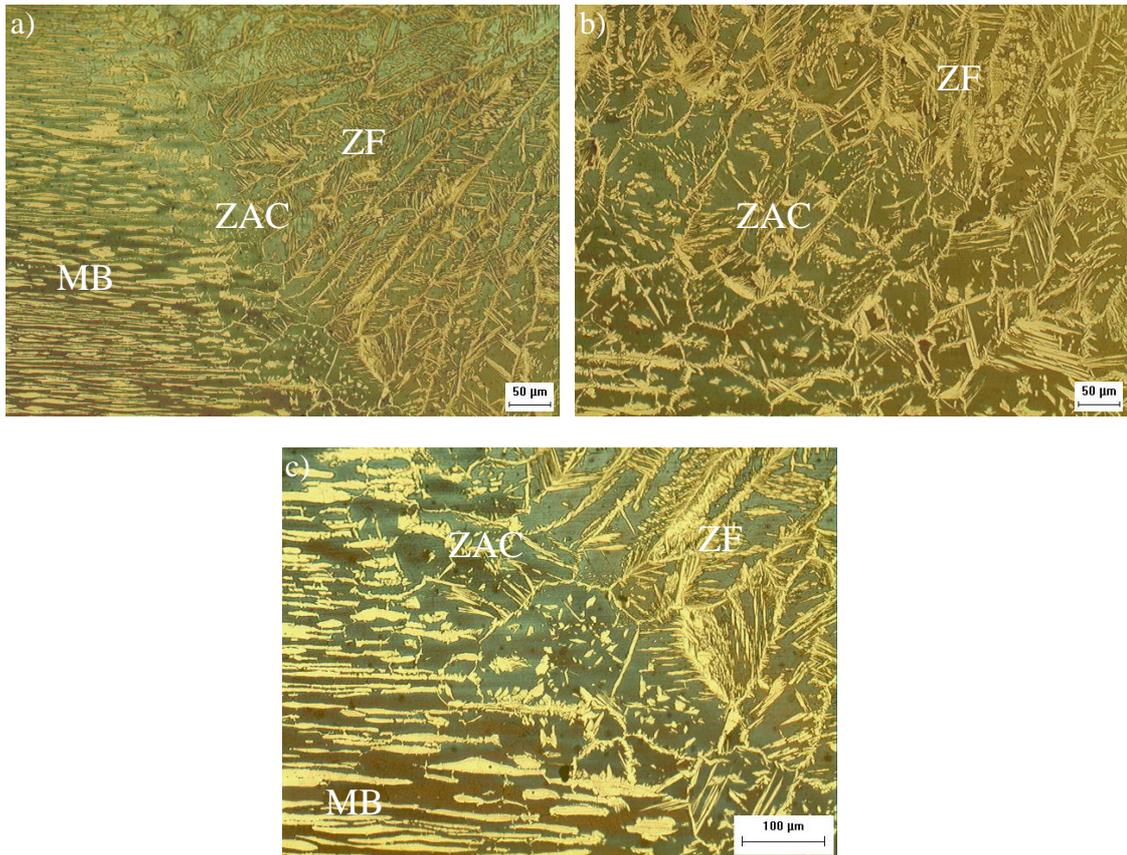


Figura 7.29. Microestrutura da ZAC da condição C2R. a) pequena extensão da ZAC do penúltimo passe; b) grande extensão da ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura grosseira na ZAC do último passe.

O efeito do ciclo térmico da sobreposição de passes no refino de grão é mostrado na Figura 7.30. Para ilustrar este comportamento, é observado no 5º passe (acabamento) grãos um pouco maiores em relação aos grãos existentes na ZAC do 3º passe (enchimento). Este efeito pode ser benéfico, pois melhora as propriedades da junta soldada.

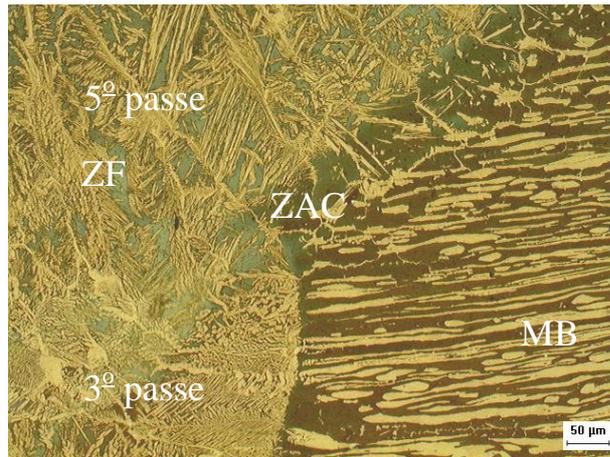


Figura 7.30. Efeito da sobreposição de passes no refino de grão na condição C2R.

As ZAC's dos passes de enchimento e de raiz são bem reduzida (Figura 7.31) quando comparada com os passes de acabamento localizados na superfície da junta soldada. Pode-se verificar que a ZAC foi praticamente homogênea ao longo da junta soldada até o passe de raiz, no que diz respeito à extensão e tamanho de grão.

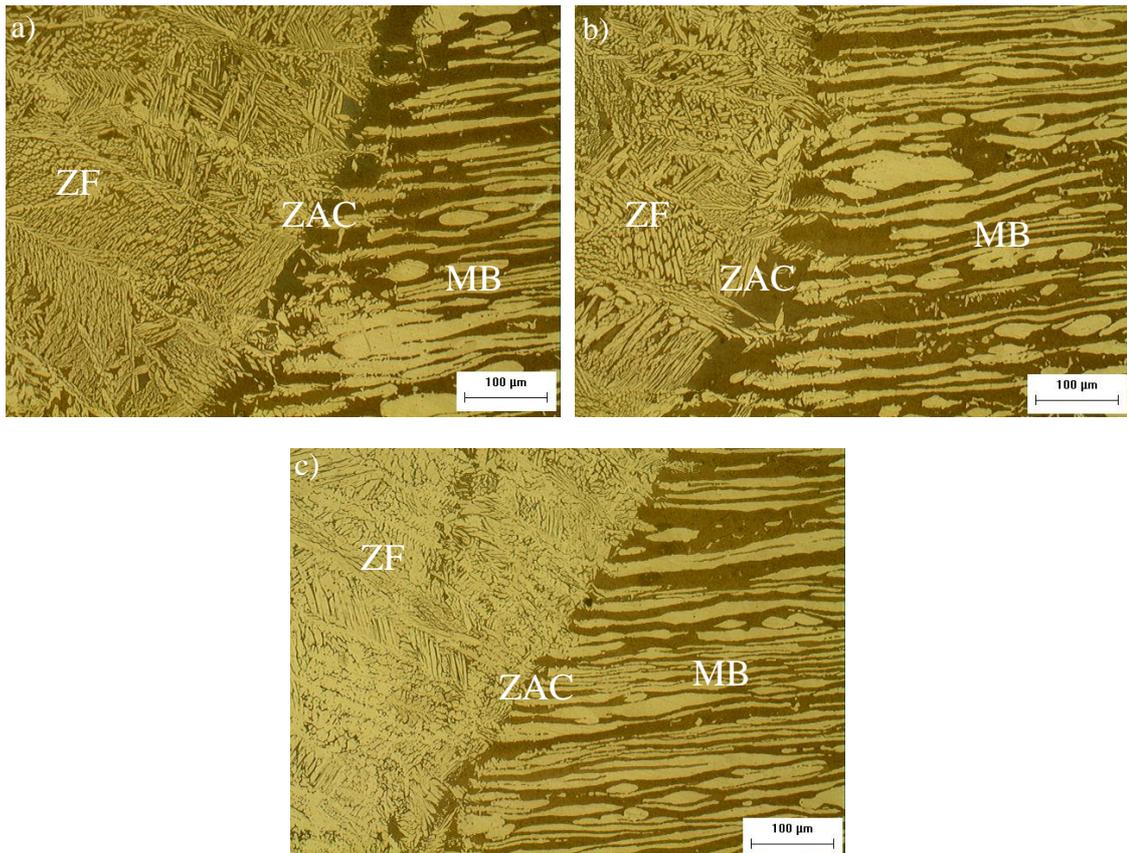


Figura 7.31. Microestrutura da ZAC da condição C2R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe; c) ZAC do passe de raiz.

Na Figura 7.32 é mostrada a interface entre a ZAC e o metal base, de modo que os grãos do metal base são mais alongados.

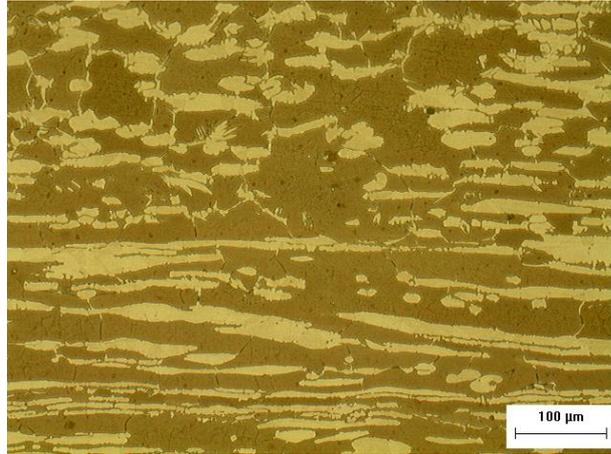
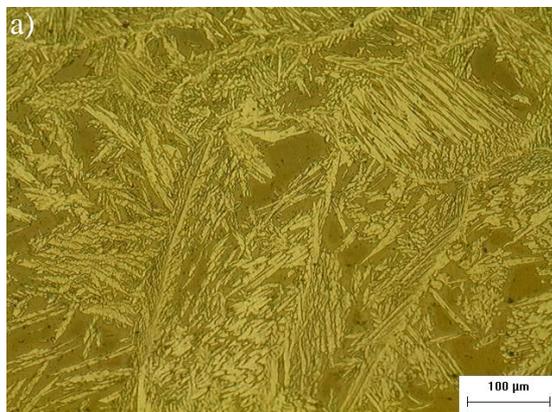


Figura 7.32. Microestrutura mostrando a interface entre ZAC e MB.

7.1.2.4. Condição C2S

A condição C2S foi soldada com os mesmos parâmetros de soldagem da condição C2R, sendo que essa foi soldada sem nenhum tipo de restrição. Em relação à condição C2R, a condição C2S formou mais austenita em sua microestrutura no metal de solda. Isto é evidente quando se comparam a Figura 7.26 e Figura 7.33. Outro comportamento importante de salientar é a formação de Widmanstätten, sendo que este tipo de morfologia pode influenciar diretamente nas propriedades mecânicas da junta. A condição C2S apresentou menor formação de Widmanstätten em sua microestrutura, diferente do que ocorreu na condição C2R (Figura 7.33c). Na Figura 7.33a é mostrada a microestrutura do metal de solda do penúltimo cordão soldado e a Figura 7.33b mostra a microestrutura do último cordão soldado, sendo que a diferença de fração austenítica entre os dois últimos passes foi evidente, diferente do que ocorreu na condição C1, com energia de soldagem menor. Esta figura mostra a heterogeneidade da microestrutura em uma região, na qual há frações elevadas de ferrita e de austenita.



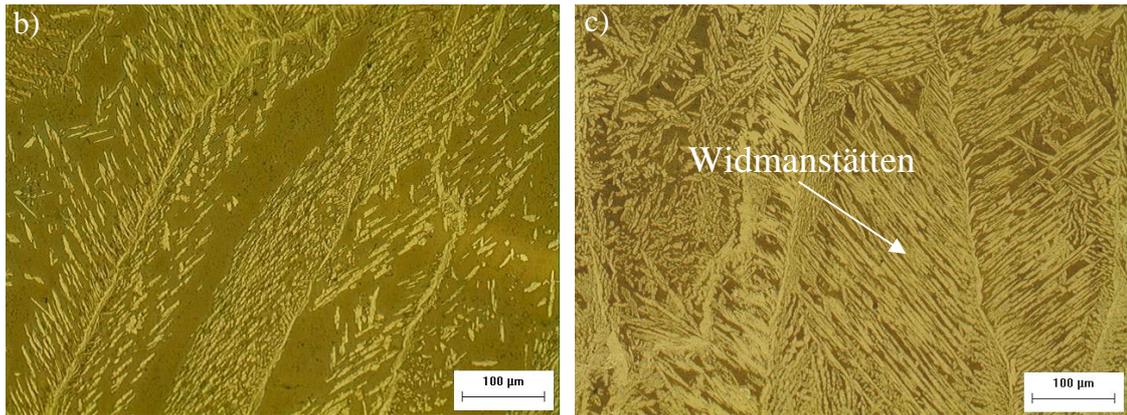


Figura 7.33. Microestrutura do metal de solda. a) penúltimo passe depositado da condição C2S; b) último passe depositado da condição C2S; c) penúltimo passe da condição C2R.

Na Figura 7.34 são mostradas as microestruturas da zona fundida do passe de enchimento e de raiz, na qual ocorreu maior precipitação de austenita em comparação com a condição C2R. Foi observado também que o passe de raiz obteve maior teor de austenita que os passes posteriores e que o 2º passe obteve maior teor de austenita em relação ao 3º passe.

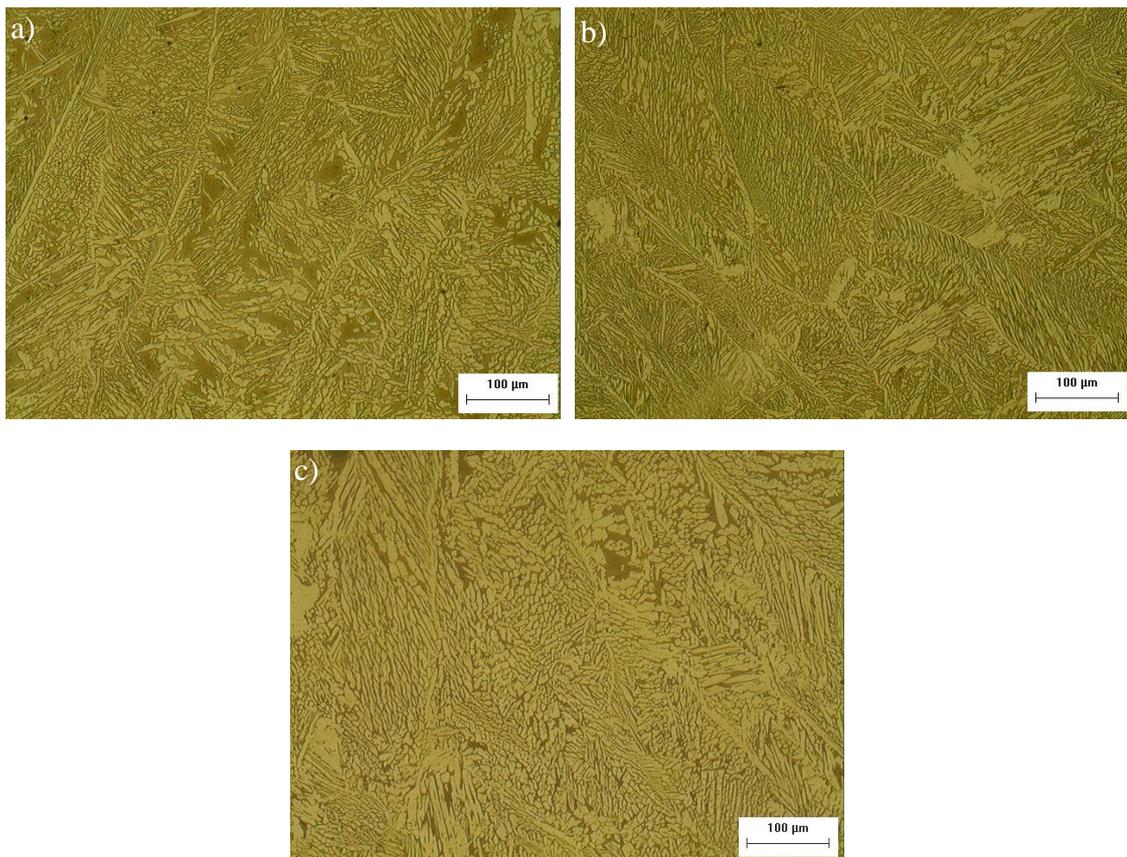


Figura 7.34. Microestrutura da zona fundida da condição C2S. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.

Em relação às ZAC's, as regiões que apresentaram uma ZAC mais extensa e com microestrutura mais grosseira foram às dos passes de acabamento, sendo que no penúltimo, este

comportamento foi um pouco mais evidente (Figura 7.35a). No último cordão soldado de acabamento, a grande parte da ZAC foi bem reduzida (Figura 7.35b), mas em algumas regiões também houve uma maior extensão da ZAC (Figura 7.35c).

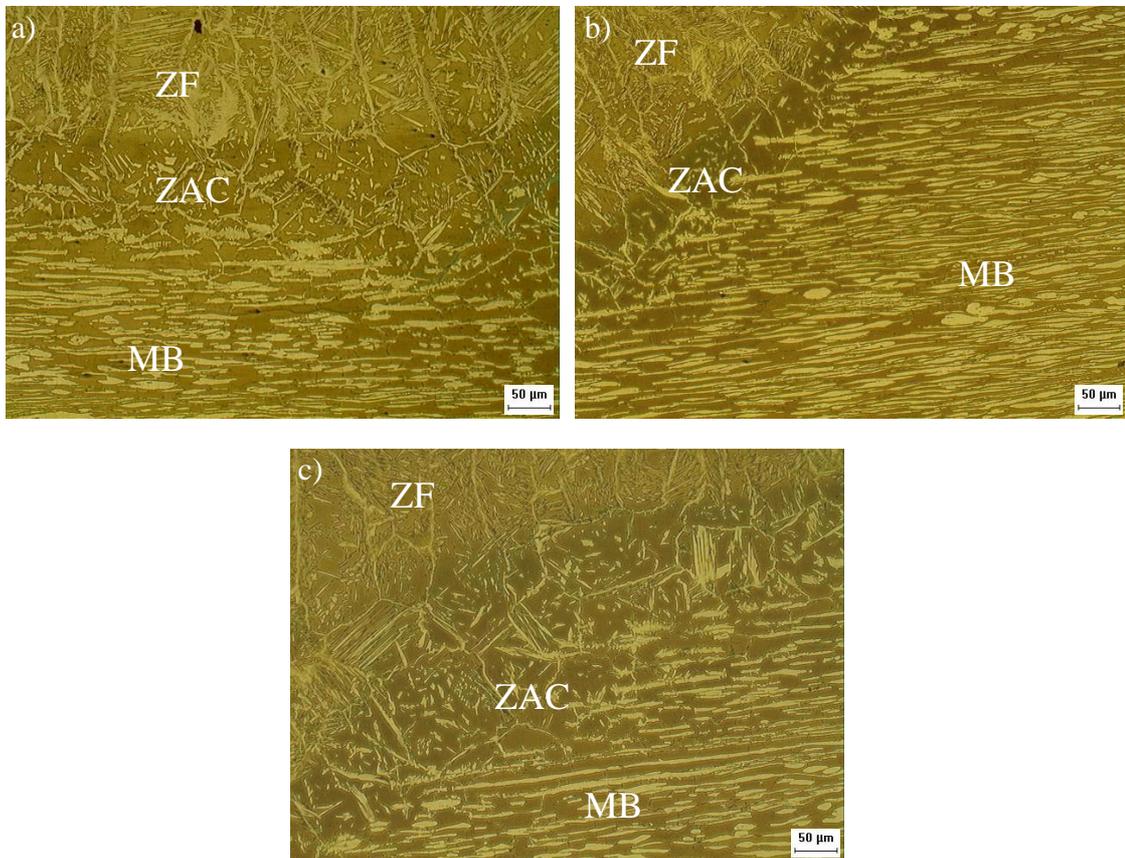


Figura 7.35. Microestrutura da ZAC da condição C2S. a) grande extensão da ZAC do penúltimo passe; b) ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura grosseira na ZAC do último passe.

Na Figura 7.36 é mostrado o efeito da sobreposição do penúltimo passe (acabamento) no refino de grão da ZAC do 3º passe (enchimento). Verifica-se na microestrutura que houve um aumento do teor de ferrita perto da intersecção entre duas camadas.

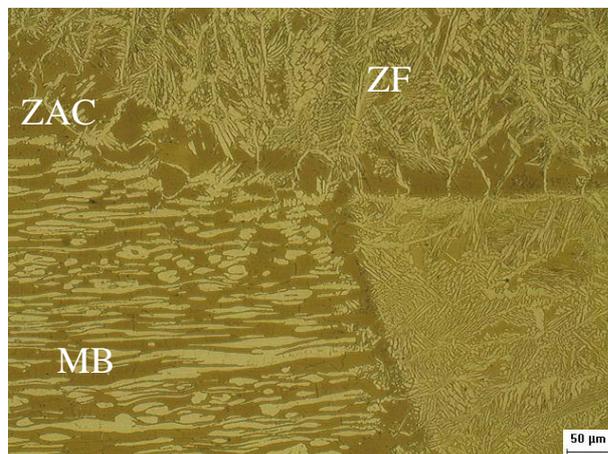


Figura 7.36. Efeito da sobreposição de passes no refino de grão na condição C2S.

Nos passes de enchimento foi observada menor extensão da ZAC e refino adequado dos grãos. No entanto, no 3º passe observou-se ainda pequenas regiões com microestrutura grosseira na ZAC (Figura 7.37).

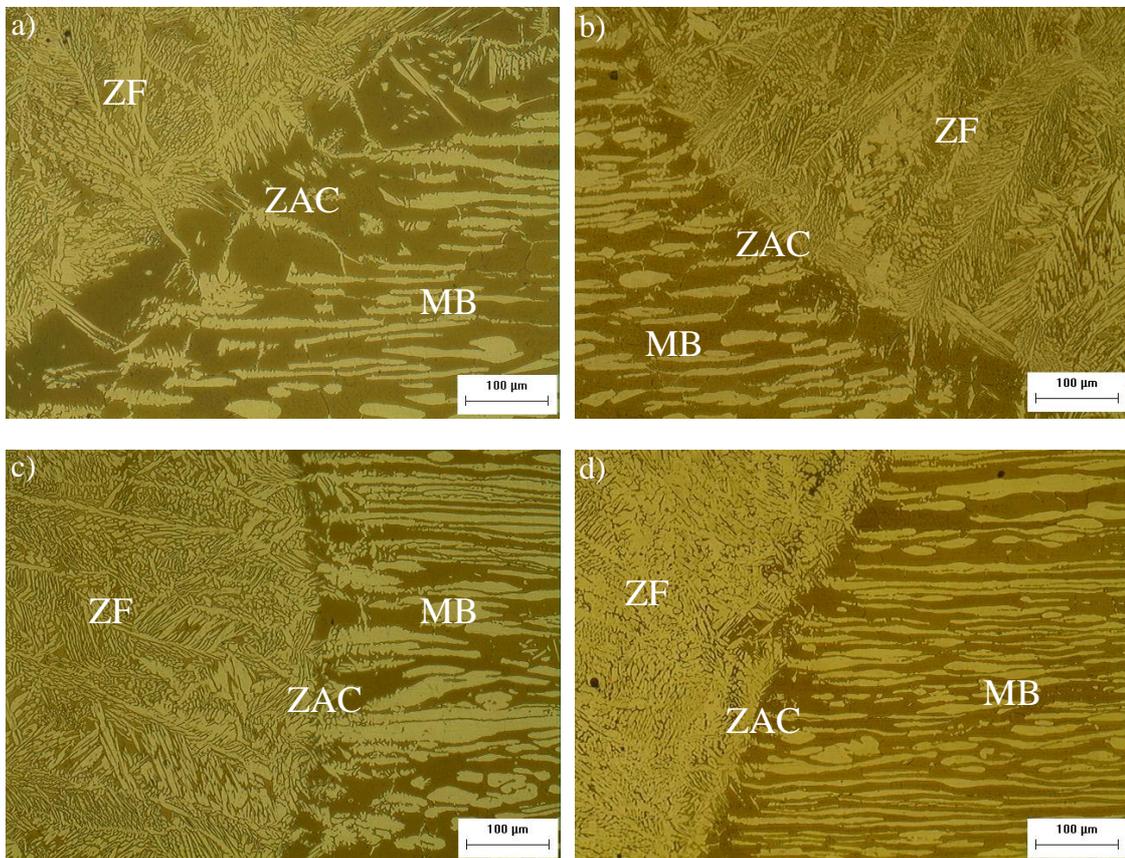


Figura 7.37. Microestrutura da ZAC da condição C2S. a) ZAC extensa do 3º passe; b) ZAC do 3º passe; c) ZAC do 2º passe; d) ZAC do passe de raiz.

7.1.2.5. Condição C4R

A condição C4R representa a condição soldada com energia de 15 kJ/cm, corrente de 135 A e velocidade de 13 cm/min, ou seja, em relação à condição C2R houve apenas a variação da velocidade de soldagem. Na Figura 7.38 são mostradas as microestruturas do metal de solda do último passe depositado.

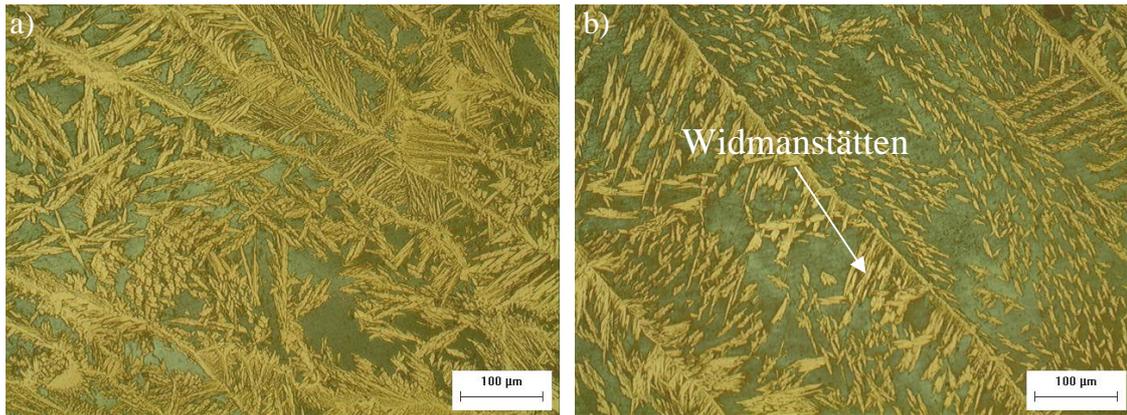


Figura 7.38. Microestrutura do metal de solda do último passe da condição C4R. a) região com teor mais elevado de austenita; b) região com teor reduzido de austenita.

Observa-se de forma clara a difícil generalização da microestrutura existente neste tipo de material. Na Figura 7.38a verifica-se uma maior quantidade de austenita e na Figura 7.38b há uma maior quantidade de ferrita. Também se observa uma grande quantidade de Widmanstätten no passe de acabamento. Em comparação com a condição C1 ($V_s = 10$ cm/min), a condição C4 ($V_s = 13$ cm/min) apresentou maior quantidade de austenita Widmanstätten (Figura 7.38b), analisada de forma qualitativa pelo microscópio ótico.

Na Figura 7.39 são mostradas as microestruturas do metal de solda do penúltimo cordão soldado (acabamento). Este sofre influência do passe posterior que é depositado de forma lateral, havendo maior formação de austenita, como pode ser visto. Como foi observado no último cordão de solda (Figura 7.38b), também há regiões com teores mais elevados de ferrita em comparação com outras regiões, mesmo estas sendo próximas. Como um todo, foi observado menor quantidade de Widmanstätten em comparação com o último cordão de solda.

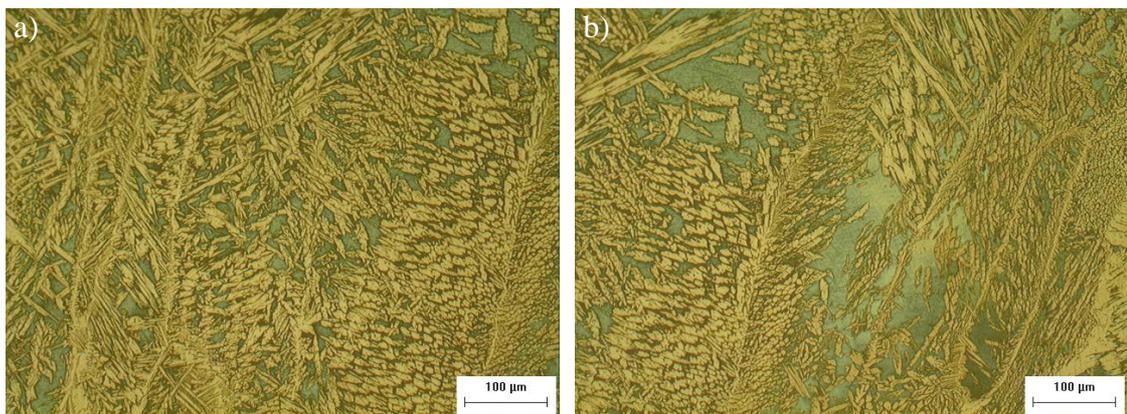


Figura 7.39. Microestrutura do metal de solda do penúltimo passe da condição C4R. a) região com teor mais elevado de austenita; b) região com teor reduzido de austenita.

Nos passes de enchimento são observadas maiores precipitações de austenita, mostrando de forma significativa o efeito da sobreposição de camadas que por meio do reaquecimento provoca maior formação de austenita. Na Figura 7.40 são mostradas as microestruturas dos passes de enchimento.

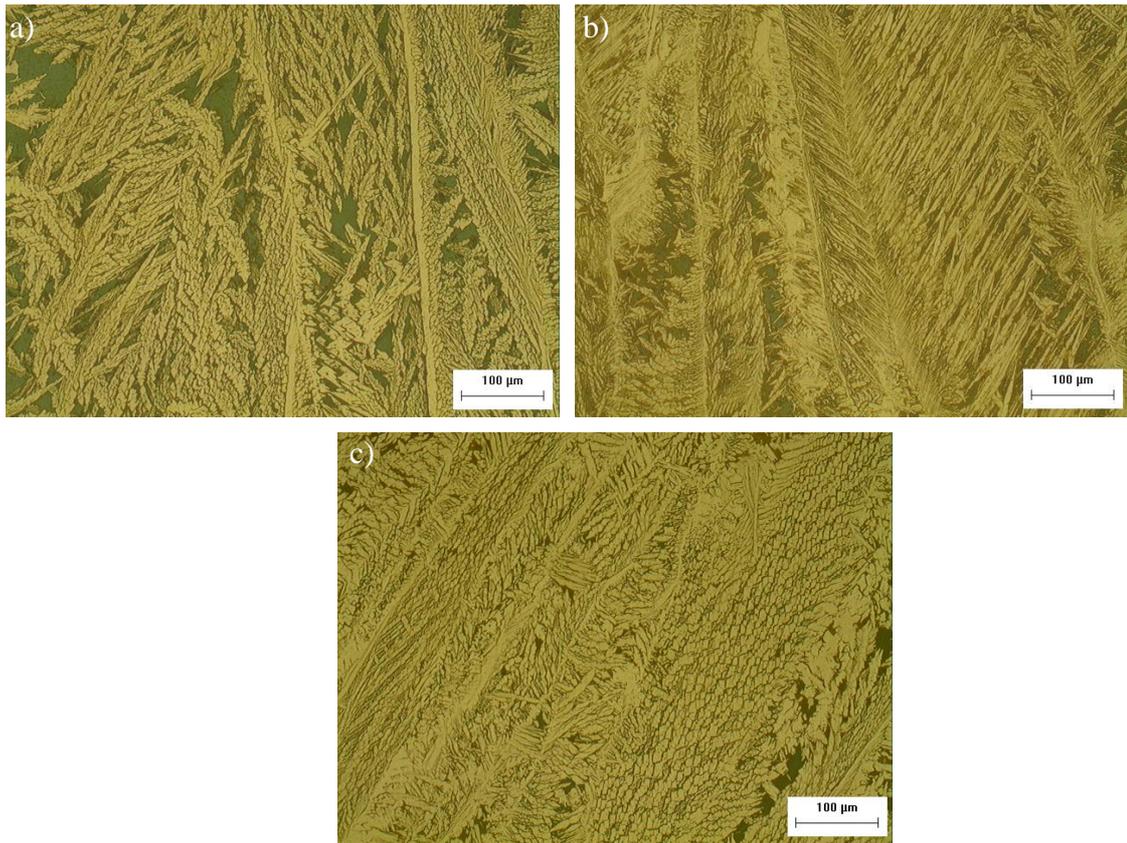
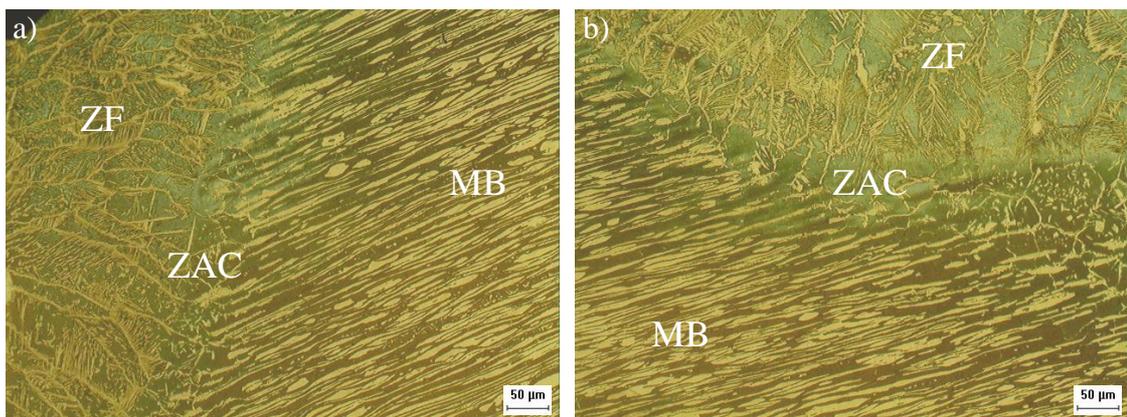


Figura 7.40. Microestrutura da zona fundida da condição C4R. a) 3º passe; b) 2º passe; c) passe de raiz.

Na Figura 7.41 são mostradas as ZAC's dos passes de acabamento. Na Figura 7.41a é vista a pequena extensão da ZAC, diferente do que ocorre em algumas pequenas regiões do penúltimo cordão soldado, no qual foi observada microestrutura mais grosseira e uma mais vasta ZAC (Figura 7.41b).



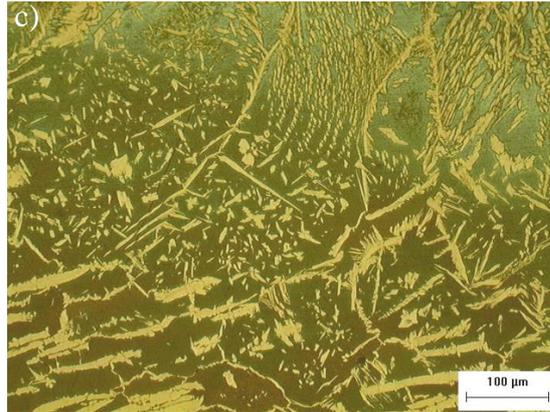


Figura 7.41. Microestrutura da ZAC da condição C4R. a) ZAC do último passe; b) ZAC do penúltimo passe; c) região com microestrutura mais grosseira na ZAC do penúltimo passe.

Nos passes de enchimento é observada uma ZAC bem reduzida e isenta de crescimento excessivo de grão aparente, sendo este comportamento bastante favorável para o material, pois pode não prejudicar as propriedades mecânicas de forma significativa. Na Figura 7.42 é mostrado este comportamento para os três primeiros passes.

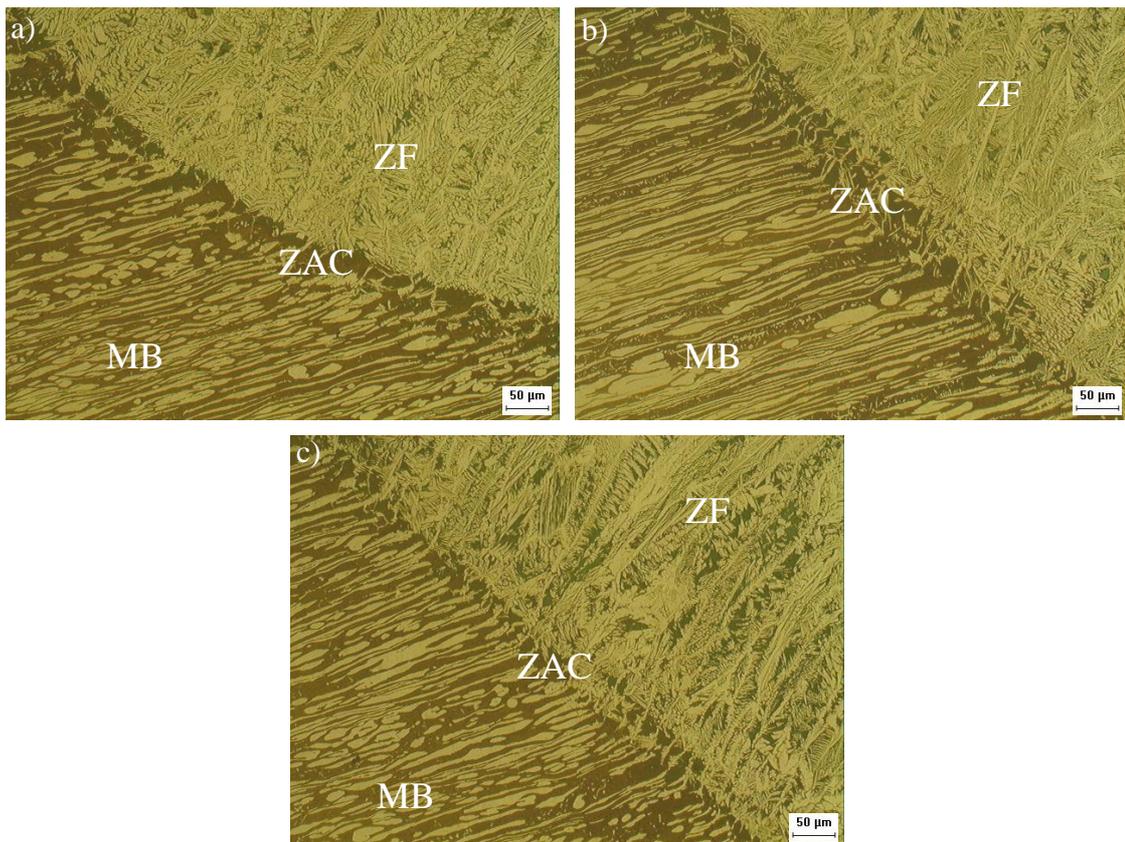


Figura 7.42. Microestrutura da ZAC da condição C4R. a) ZAC do 3º passe; b) ZAC do 2º passe; c) ZAC do passe de raiz.

7.1.2.6. Condição C4R-2

A condição C4R-2 representa as mesmas condições de soldagem da condição C4R, porém a diferença foi no modo de preenchimento dos passes na junta, de modo a verificar a influência deste tipo de procedimento. Na Figura 7.43 é mostrada a microestrutura do metal de solda do último passe de acabamento.

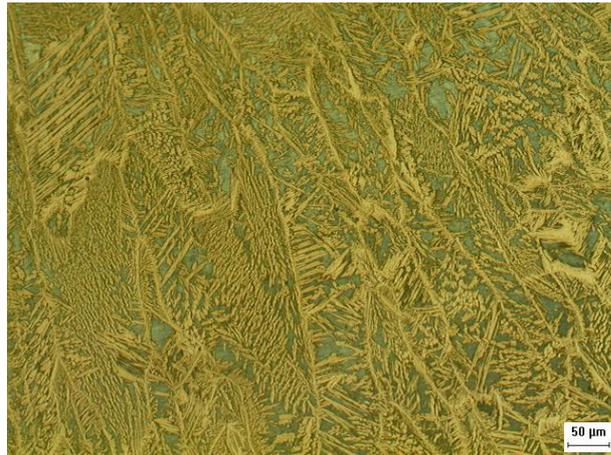


Figura 7.43. Microestrutura do metal de solda do último passe da condição C4R-2.

No passe de enchimento foram depositados dois passes laterais, o 3º e 4º passe. O 3º passe (Figura 7.44a) que sofreu influência do ciclo térmico do passe lateral e do 5º passe apresentou maiores níveis de austenita em comparação com o 4º passe que sofreu influência apenas da deposição do 5º passe. (vide sequência de deposição na Figura 4.21).

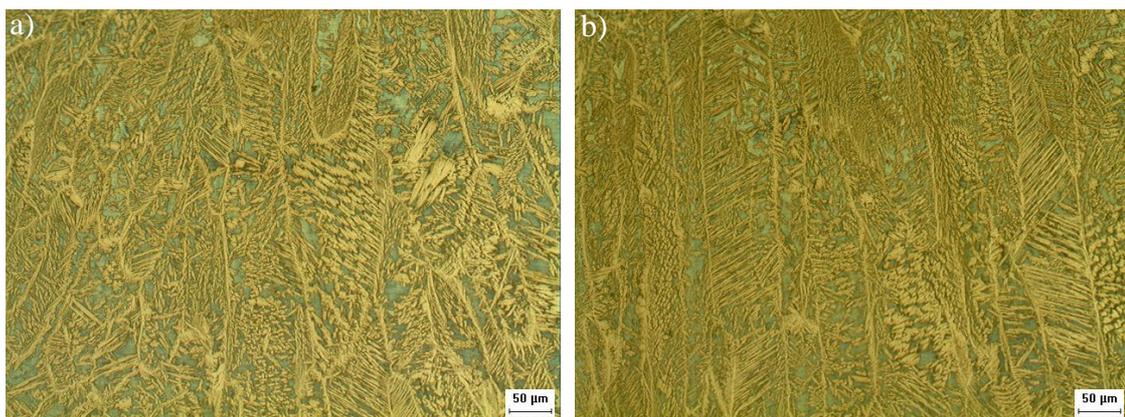


Figura 7.44. Microestrutura do metal de solda da condição C4R-2. a) 4º passe depositado; b) 3º passe depositado.

Na Figura 7.45 são apresentadas as microestruturas dos dois primeiros passes, nos quais são observados maiores teores de austenita em comparação com as microestruturas dos passes posteriores.

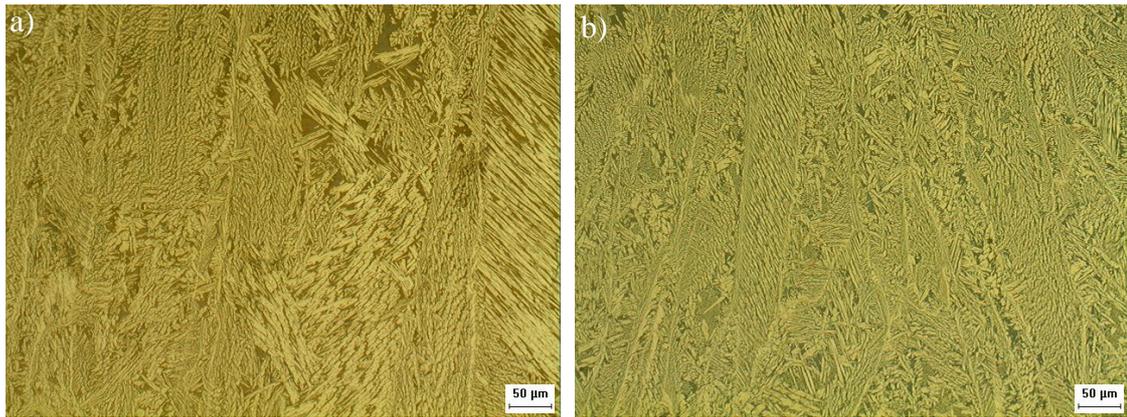


Figura 7.45. Microestrutura da zona fundida da condição C4R-2. a) 2º passe; b) passe de raiz.

Em relação à ZAC, o último passe apresentou regiões com pequena extensão da ZAC (Figura 7.46a), apesar de haver determinadas regiões com larga extensão da ZAC para esta condição de soldagem (Figura 7.46b).

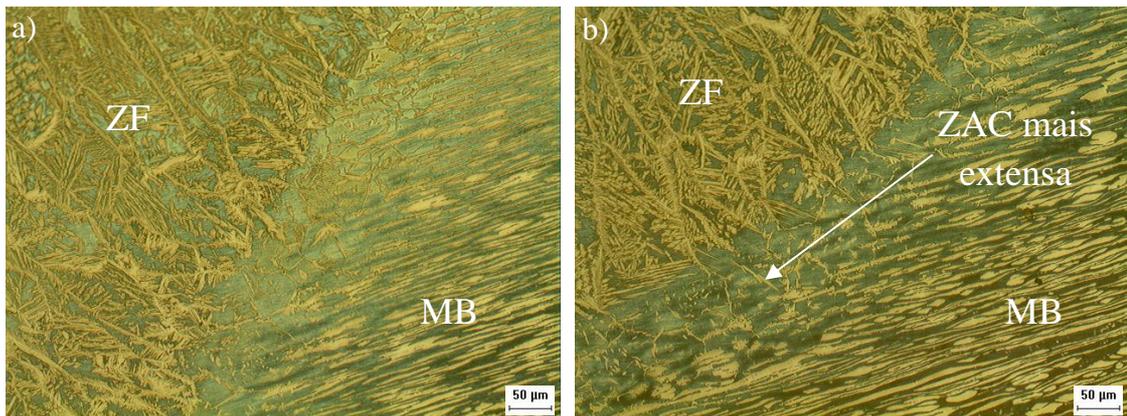


Figura 7.46. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2 do último passe. a) ZAC reduzida; b) ZAC com microestrutura mais grosseira na ZAC.

Na Figura 7.47 é mostrada como a sobreposição de passes pode influenciar diretamente no refino de grão. Observa-se que na ZAC do 2º passe não são observados grãos ferríticos grandes, sendo que de forma geral, os grãos ainda se encontram alongados. No entanto, na ZAC entre os dois passes não há um refino de grão aparente, como também ao longo do 4º passe.

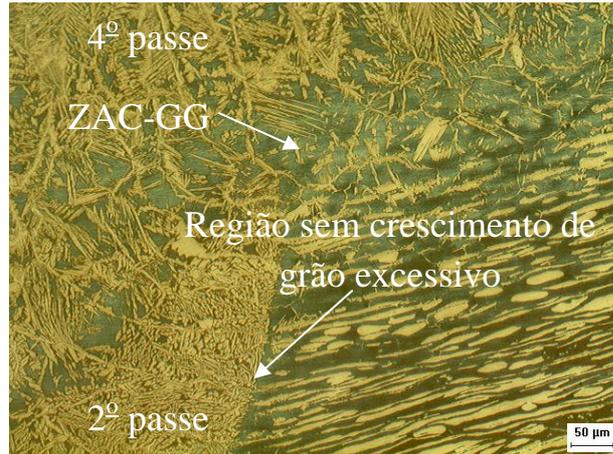


Figura 7.47. Efeito da sobreposição dos passes no refino de grão para a condição C4R-2.

No 3º passe devido ao maior tempo de exposição a temperaturas elevadas em comparação com o 4º passe, houve regiões mais grosseiras (Figura 7.48), além de que diferentemente das condições anteriores, houve sobreposição de outra camada com apenas um passe, diminuindo desta forma o grau de refino dos grãos da ZAC.

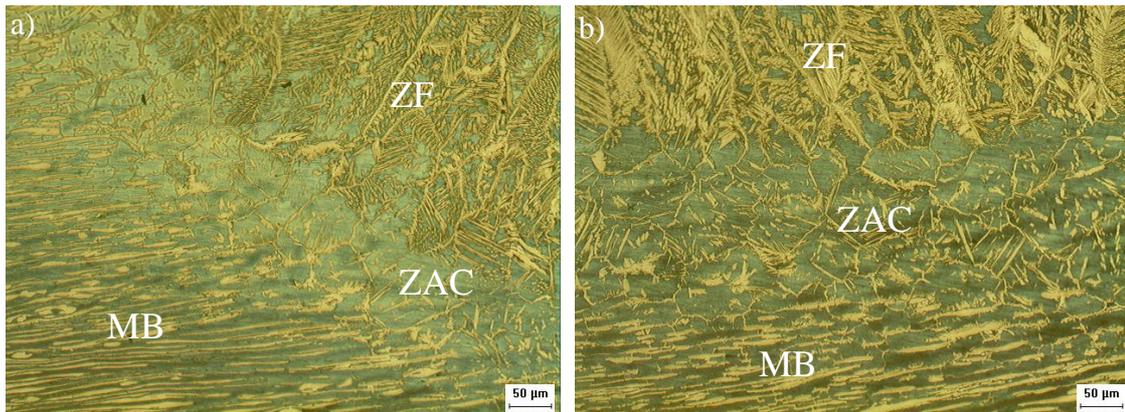


Figura 7.48. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2 do 3º passe. a) ZAC; b) ZAC com microestrutura grosseira na ZAC.

Nos dois primeiros passes é observada uma ZAC mais reduzida em comparação com as ZAC's dos passes posteriores (Figura 7.49), provenientes do ciclo térmico das camadas.

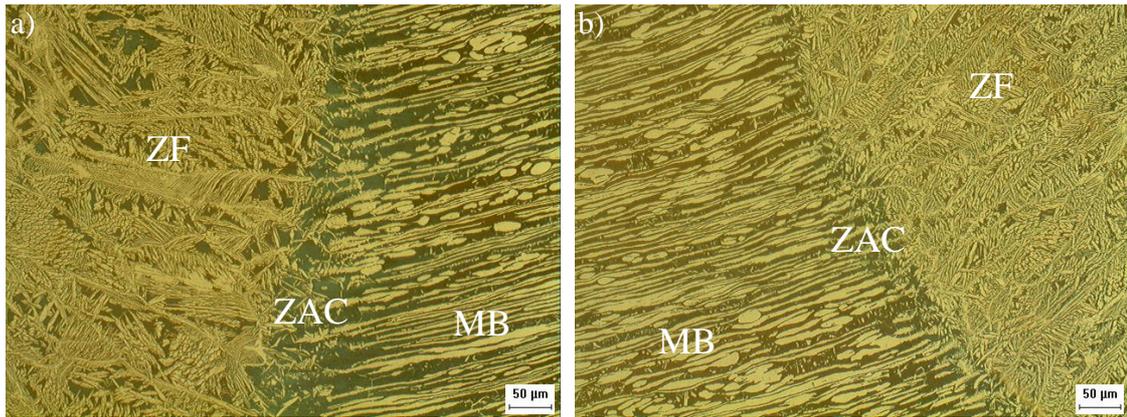


Figura 7.49. Microestrutura da ZAC da condição C4R-2. a) ZAC do 2^o passe; b) ZAC do passe de raiz.

7.1.3. Microdureza

Neste tópico serão discutidos os resultados de microdureza para as condições da junta soldada. Esta propriedade mecânica é de fundamental importância e o conhecimento desta, de acordo com o procedimento de soldagem utilizado, pode servir como suporte para a utilização adequada de parâmetros de soldagem, de forma a obter bom comportamento, mesmo com as solicitações de operações que podem ser submetidas. A quantidade de fases pode influenciar de forma significativa este comportamento, bem como a ocorrência de precipitados provenientes da soldagem multipasse no preenchimento da junta e morfologia da austenita precipitada.

7.1.3.1. Condição C1R

Na Figura 7.50 é apresentado o perfil de microdureza da condição C1R ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 100 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$) realizado ao longo dos passes de acabamento na última camada de preenchimento da junta.

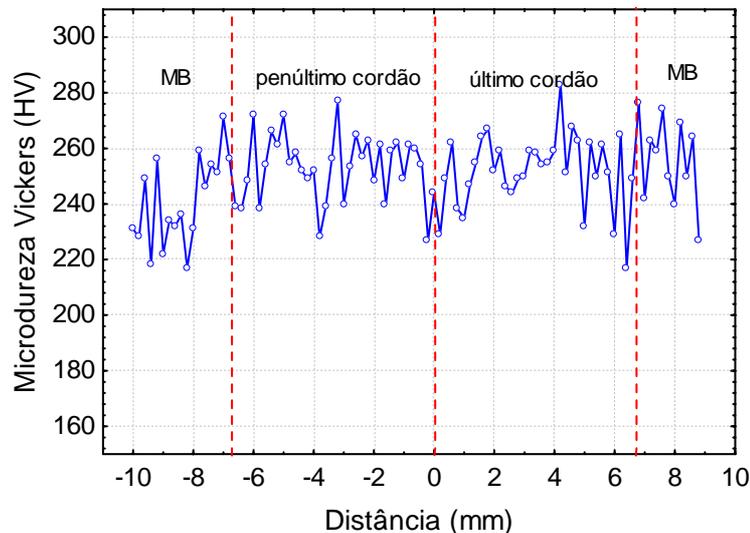


Figura 7.50. Perfil de microdureza para condição C1R.

Não foi observada nenhuma tendência ou mudança drástica do perfil de microdureza ao longo da linha horizontal, ou seja, da mudança de comportamento na passagem do penúltimo para o último cordão soldado e o metal base. As variações obtidas de 30 HV, geralmente, são provenientes da heterogeneidade da microestrutura presente no metal de solda. O comportamento é diferente se a impressão for realizada na fase austenítica, na ferrítica ou em ambas as fases. Além disso, as diferentes morfologias apresentam comportamentos diferentes. Na Figura 7.51 são mostradas a microestrutura do metal de solda e a impressão realizada na fase austenítica, que indicou nível mais baixo de microdureza de 229 HV. O penúltimo cordão soldado que obteve menores percentuais de ferrita

apresentou microdureza média de $253,2 \pm 14$ HV. O último cordão soldado obteve microdureza média de $251,64 \pm 16$ HV, sendo que nesta região houve maiores níveis de ferrita. Observa-se, portanto, que não houve uma diferença de comportamento mesmo com percentuais distintos das fases austenítica e ferrítica. O penúltimo cordão de solda mesmo com um teor mais elevado de austenita, podendo contribuir para um menor nível de microdureza, sofreu reaquecimento devido à sobreposição do último passe. Este procedimento pode ter influenciado na formação de fases frágeis, como sigma, *chi*, entre outras, podendo contribuir para o aumento da microdureza desta região do metal de solda. Na ZAC não houve diferença de comportamento no perfil de microdureza devido à pequena extensão da ZAC e pequeno crescimento de grão na região onde foi realizada a microdureza.

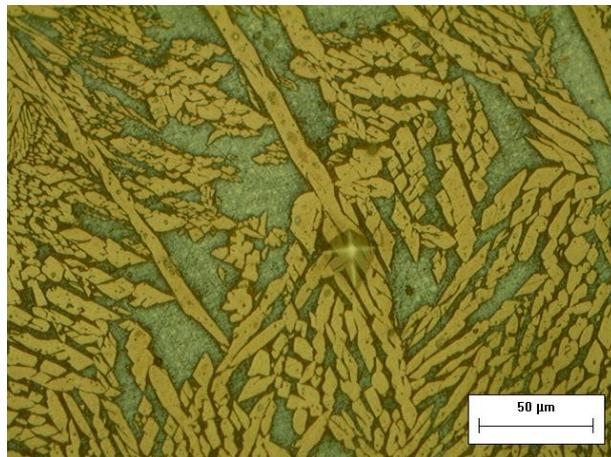


Figura 7.51. Microestrutura do metal de solda da condição C1R mostrando a impressão realizada na fase austenítica.

Na Figura 7.52 é mostrado o perfil de microdureza na seção transversal do metal de solda desde a superfície até o passe de raiz. A distância aumenta quando se afasta da superfície, chegando ao passe de raiz.

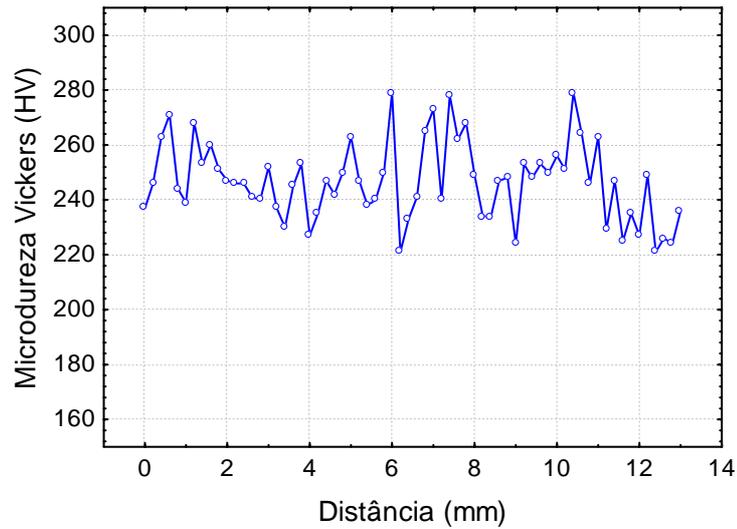


Figura 7.52. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C1R.

Na Figura 7.52 também não foi observado aumento de microdureza nas regiões de maior percentual de ferrita (passes de acabamento). É observado no perfil um comportamento bastante heterogêneo chegando a níveis de 280 HV e valores mínimos de 220 HV. O valor médio obtido ao longo de todo o metal de solda foi de $246,75 \pm 14$ HV.

7.1.3.2. Condição C2R

Na condição C2R ($E = 20$ kJ/cm, $I = 135$ A e $V_s = 10$ cm/min) houve aumento da corrente de soldagem em relação à condição C1R. Na Figura 7.53 é apresentado o perfil de microdureza realizado ao longo dos passes de acabamento na junta.

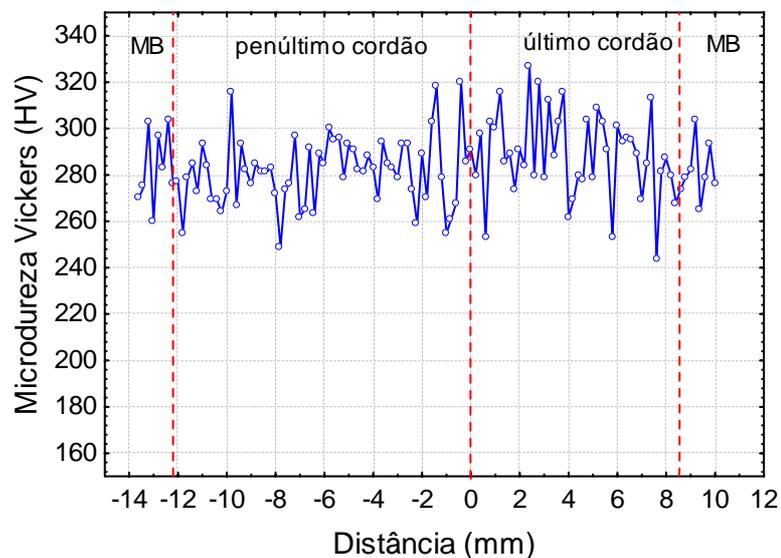


Figura 7.53. Perfil de microdureza para condição C2R.

Na Figura 7.53 não foi observado nenhuma mudança significativa de comportamento de microdureza. No penúltimo cordão soldado o valor médio de microdureza foi de $281,25 \pm 16$ HV e no último cordão soldado foi de $288,83 \pm 15$ HV. Esta diferença não foi significativa entre os dois últimos passes. Houve grande variação ao longo das medidas, no qual o valor mínimo obtido foi de 244 HV e o valor máximo de 327 HV. Em relação à condição C1R, a condição C2R apresentou níveis maiores de microdureza, sendo que em algumas regiões o nível foi bem elevado, acima de 320 HV. A quantificação de fases mostrou que não houve diferença significativa do percentual de ferrita entre as duas condições, evidenciando que esta diferença do nível de microdureza está na precipitação de fases frágeis e/ou diferenças na morfologia existente. A maior energia de soldagem provoca uma menor velocidade de resfriamento, sendo que desta maneira aumenta o tempo de exposição às temperaturas elevadas nas quais ocorrem nucleação e crescimento destas fases que são indesejáveis. Na ZAC, não houve nenhuma mudança significativa.

Na Figura 7.54 é mostrado o perfil de microdureza ao longo do metal de solda na seção transversal.

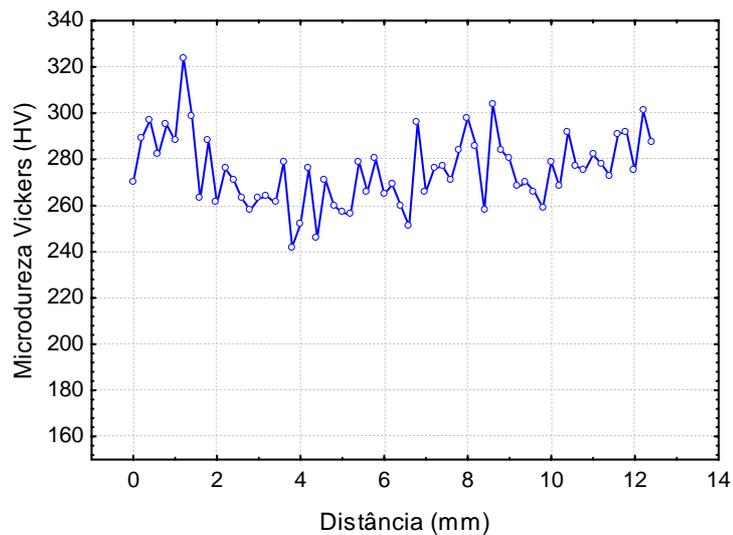


Figura 7.54. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C2R.

Na Figura 7.54 é visto um maior nível de microdureza nos passes de acabamento e uma pequena redução de microdureza no decorrer dos passes. O valor médio de microdureza no metal de solda foi de $275,14 \pm 15$ HV que também foi mais elevado do que na condição C1R. Foi observado que os altos percentuais de austenita nos passes de enchimento e de raiz não foram suficientes para proporcionar uma redução da microdureza, onde foram registrados valores de 304 HV, como visto no gráfico, podendo ser devido à precipitações. Na superfície foram observados (distância aproximada de 1 mm) níveis bastante elevados de microdureza, chegando a mais de 320 HV na região com elevado teor de ferrita.

7.1.3.3. Condição C4R

A condição C4R houve variação da velocidade de soldagem (13 cm/min) em relação à condição C2R (10 cm/min). Na Figura 7.55 é apresentado o perfil de microdureza realizado ao longo dos passes de acabamento da junta.

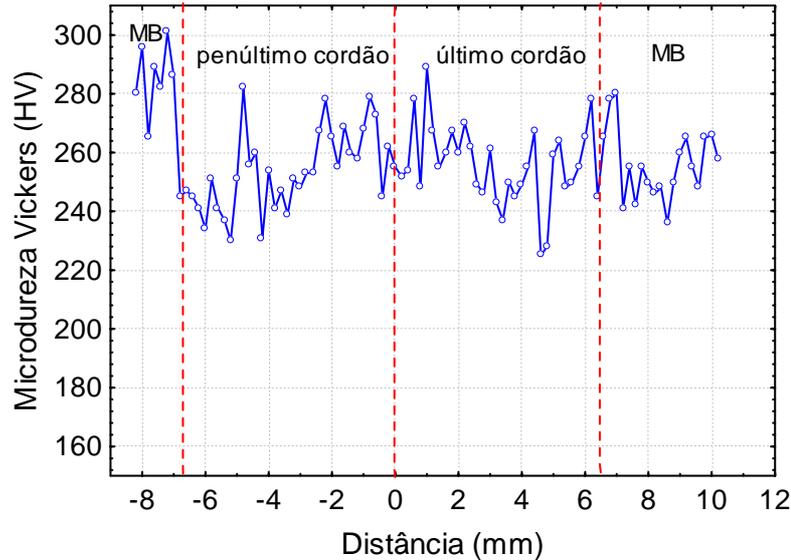


Figura 7.55. Perfil de microdureza para condição C4R.

Na condição C4R foi obtido um valor médio de microdureza de $259,05 \pm 18$ HV no penúltimo cordão soldado e no último cordão foi obtida uma média de $255,75 \pm 17$ HV, não havendo, portanto, uma diferença significativa. O maior valor obtido foi de 301 HV na ZAC. Em comparação com a condição C1R, que foi soldada com a mesma energia de soldagem, não houve diferença significativa dos valores médios de microdureza. A condição C4R obteve praticamente o mesmo percentual de ferrita em relação à condição C2R. No entanto, o valor de microdureza da condição C4R nos dois últimos passes foi menor do que na condição C2R. Foram também observados maiores níveis de microdureza na ZAC do penúltimo cordão soldado. Nesta condição, os maiores percentuais de ferrita foram suficientes para haver aumento da microdureza nesta região. Na Figura 7.56 é mostrada a impressão de microdureza dentro de um grão ferrítico.

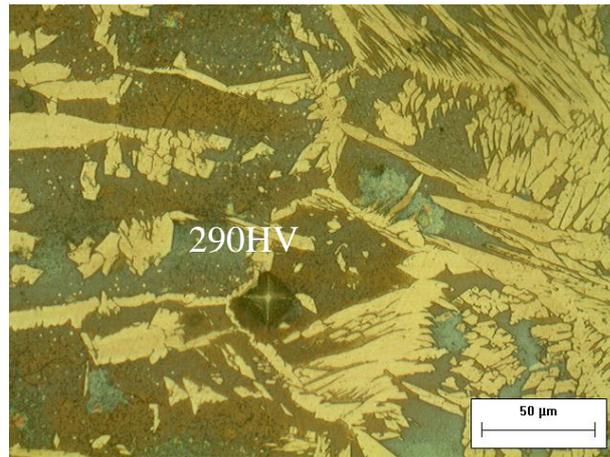


Figura 7.56. Microestrutura da interface ZAC/ZF da condição C4R mostrando a impressão realizada na fase ferrítica.

Na Figura 7.57 é mostrado o perfil de microdureza ao longo da seção transversal do metal de solda.

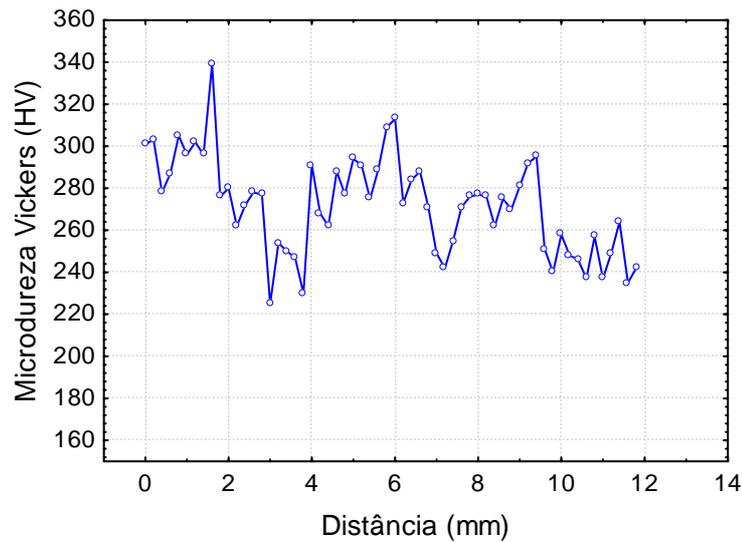


Figura 7.57. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C4R.

Na condição C4R é observada uma grande variação da microdureza ao longo do metal de solda. É observada uma maior microdureza na superfície e uma pequena redução até chegar ao passe de raiz. Neste perfil ocorre pico de 339 HV e valor mínimo de 225 HV. O valor médio da microdureza do metal de solda foi de $271,93 \pm 23$ HV, sendo maior que a condição C1R e menor que a condição C2R, mas não muito distinto em relação a este. O fato que contribuiu para uma média elevada no nível de microdureza foi a grande quantidade de ferrita nas impressões feitas no passe de acabamento.

7.1.3.4. Condição C1S

As condições que foram soldadas sem nenhum tipo de restrição foram a C1S e C2S. Na Figura 7.58 é mostrado o perfil de microdureza da condição C1S realizado ao longo dos dois últimos passes na última camada de acabamento da junta.

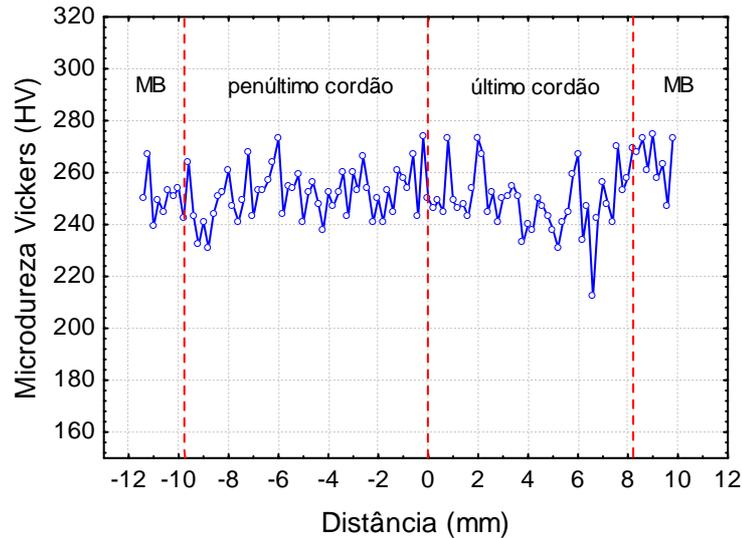


Figura 7.58. Perfil de microdureza para condição C1S.

No perfil mostrado na Figura 7.58, não é apresentada nenhuma mudança significativa de microdureza ao longo das medidas. No penúltimo cordão soldado o valor médio foi de $251,83 \pm 11$ HV e no último cordão soldado foi de $249,25 \pm 13$ HV, não havendo mudanças significativas. O penúltimo cordão soldado teve um teor um pouco menor de ferrita (30,6%) em comparação com o último cordão (31,9%). Mesmo com teores bem maiores de austenita, em comparação com a condição C1R, a condição C1S apresentou perfil de microdureza bastante similar, de modo que a condição C1S obteve menores percentuais de austenita Widmanstätten, podendo contribuir para maiores valores de microdureza. Parte da austenita presente pode ser austenita secundária que muitas vezes está ligada à precipitação de nitretos, fase sigma e carbonetos, contribuindo para um maior nível de microdureza.

Na Figura 7.59 é mostrado o perfil de microdureza ao longo do metal de solda.

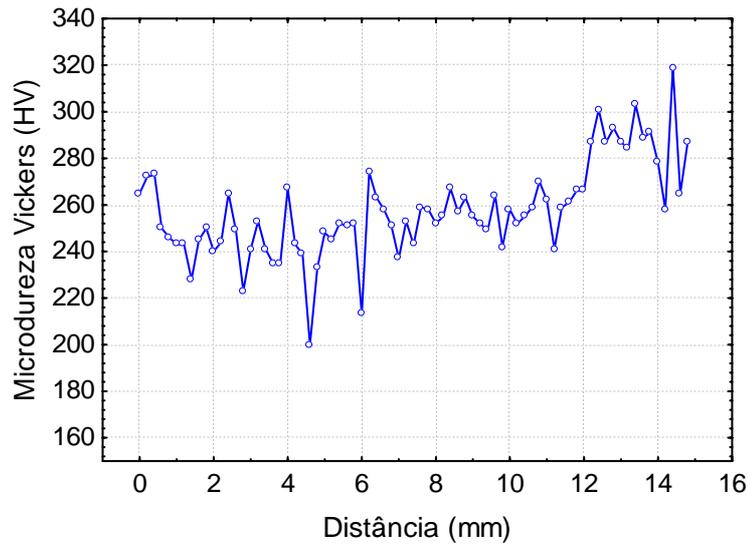


Figura 7.59. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C1S.

Na Figura 7.59 são mostrados maiores níveis de microdureza no passe de raiz. Foi visto na quantificação de fases que o passe de raiz apresentou maiores níveis de ferrita que em conjunto com a presença de precipitados frágeis contribuem para estes níveis de microdureza mais elevados, chegando a 320 HV. O valor médio da microdureza no metal de solda foi de $257,5 \pm 20$ HV, sendo um pouco superior em relação à condição C1R, sendo que esta possui maiores quantidades de austenita Widmanstätten, podendo contribuir para níveis mais baixos de microdureza.

7.1.3.5. Condição C2S

Na Figura 7.60 é mostrado o perfil de microdureza da condição C2S realizado ao longo dos dois últimos passes na última camada de preenchimento da junta.

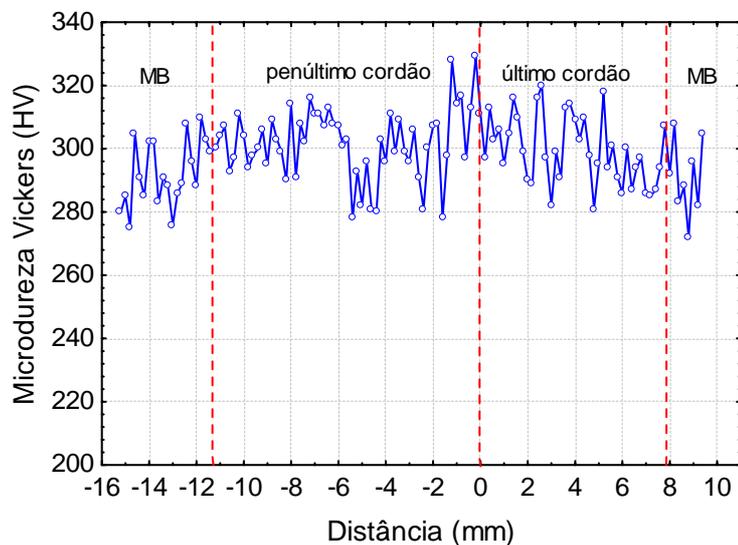


Figura 7.60. Perfil de microdureza para condição C2S.

No penúltimo cordão soldado da condição C2S o valor médio de microdureza foi de $301,64 \pm 13$ HV e no último cordão soldado foi de $301,18 \pm 12$ HV, havendo níveis muito elevados de microdureza nesta região do metal de solda e muitos picos superiores a 300 HV. Os valores mínimos obtidos foram em torno de 278 HV, chegando a valores de 311 HV. Não houve diferença de microdureza significativa entre os dois últimos passes, apesar do penúltimo passe ter aproximadamente 4% a mais de austenita. A precipitação de fases intermetálicas pode ter contribuído para este maior equilíbrio de microdureza estes passes. Os valores de microdureza obtidos foram maiores em comparação com a condição C2R, sendo que na condição C2S, por exemplo, apresentou percentual de ferrita no último cordão de 45,68%, sendo que na condição C2R apresentou percentual de 50,67%. Apesar do maior percentual de austenita na condição C2S, esta apresentou maiores níveis de microdureza, devido provavelmente à precipitação de fases e/ou menores percentuais de austenita Widmanstätten. Na Figura 7.61 é mostrado o perfil de microdureza ao longo do metal de solda.

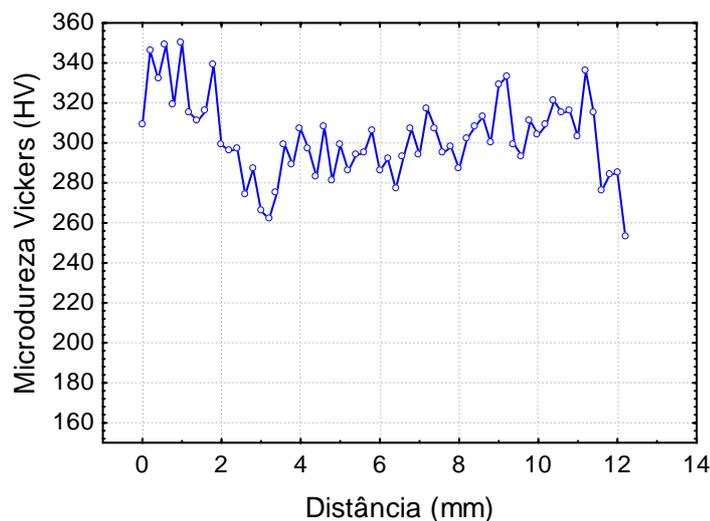


Figura 7.61. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C2S.

É observado de acordo com o perfil de microdureza da Figura 7.61 que houve maiores níveis de microdureza na superfície do metal de solda, ou seja, na região que houve deposição dos dois últimos cordões de solda. O perfil foi similar à condição C2R, no qual apresentou também maiores picos de microdureza na região do metal de solda mais próxima à superfície. O valor médio de microdureza obtido foi de $302,32 \pm 20$ HV, sendo bem superior ao valor obtido na condição C2R, sendo que esta possui maiores quantidades de austenita Widmanstätten. Muitas impressões tiveram medidas superiores a 300 HV, chegando em determinadas regiões a 349 HV. Os maiores percentuais de ferrita foram preponderantes no aumento do teor de microdureza.

7.1.3.6. Condição C4R-2

Em relação à mudança no procedimento de preenchimento da soldagem da junta foi incluída a condição C4R-2, no qual o perfil de microdureza é mostrado da Figura 7.62.

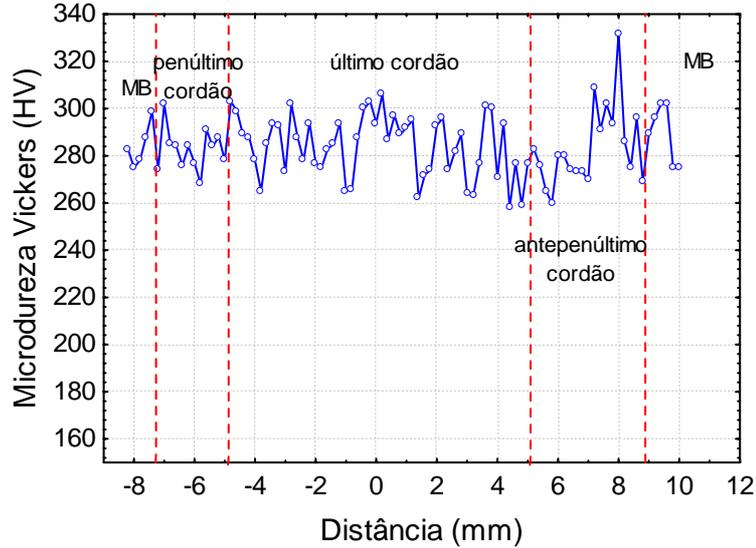


Figura 7.62. Perfil de microdureza para condição C4R-2.

Foi observada microdureza média de $284,21 \pm 16$ HV no último cordão soldado. Este valor foi mais elevado em comparação com a os últimos passes da condição C4R, apesar do teor de austenita ser mais elevado. Foram observadas algumas regiões com microdureza bastante elevada.

Na Figura 7.63 é mostrado o perfil de microdureza ao longo do metal de solda.

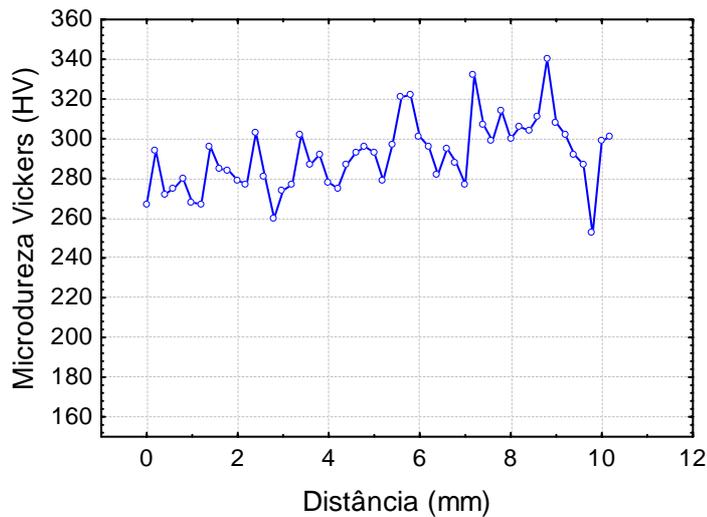


Figura 7.63. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda da condição C4R-2.

Ao longo do metal de solda, o valor médio de microdureza para a condição C4R-2 foi de $291,42 \pm 17$ HV, sendo maior do que o obtido na condição C4R. Foram observados picos elevados de microdureza, chegando a 340 HV no passe de raiz, possivelmente causados por precipitações de fases devido ao reaquecimento. Todas as condições que tiveram teor de ferrita significativo no passe de raiz (C4R-2 e C1S) apresentaram valores elevados de microdureza, pois a ferrita é um fase mais dura, além desta região poder sofrer precipitações de fases mais frágeis provenientes do ciclo térmico de soldagem. Não houve diferença significativa no teor de ferrita ao longo dos passes, de modo que as alterações dos valores de microdureza não foram influenciadas pela modificação da quantificação de fases.

7.1.3.7. Efeito da Energia de Soldagem

A Figura 7.64 ilustra a média de microdureza para as energias soldadas, de modo a descartar os valores de microdureza obtidos no passe de raiz, pois as soldagens foram realizadas com nível mais baixo de energia.

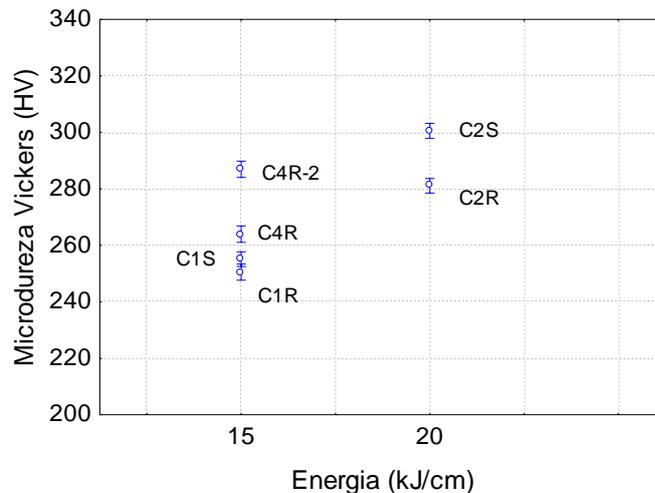


Figura 7.64. Comparação dos valores de microdureza para as energias de soldagem empregadas.

É observado na Figura 7.64 que as condições que foram soldadas sem restrição apresentaram maiores níveis de microdureza, mesmo com maiores percentuais de austenita, o que possivelmente foi provocado pela formação de fases frágeis ou menor precipitação de austenita Widmanstätten. A condição C2R foi soldada com energia mais elevada em comparação com a condição C1R, sendo que desta forma pode ter contribuído para a precipitação de fases mais duras, elevando desta maneira o valor médio de microdureza. Em relação às condições C2R e C4R que apresentaram variação da velocidade de soldagem, estas não tiveram diferença significativa nos teores de ferrita, mas houve diferença em relação à microdureza, pois a condição C2R, que resultou em valores de dureza superiores (281 HV), possui energia mais elevada, propiciando uma menor velocidade de

resfriamento, de modo a manter determinadas regiões em tempos mais longos em temperaturas de início de precipitação de fases frágeis.

Analisando as condições C4R e C 4R-2, a condição C4R apresentou maiores teores de ferrita, excluindo a quantificação no passe de raiz. No entanto, os valores de microdureza foram maiores na condição C4R-2, de modo que o procedimento de preenchimento pode ter sido bastante importante nesta diferença de microdureza. O quarto e terceiro passes são sobrepostos lateralmente (Figura 4.21), proporcionando uma maior área de exposição às temperaturas mais elevadas, Além disso, no segundo passe (de enchimento) devido à sobreposição dos 3^o e 4^o passes, houve um maior tempo de exposição a temperaturas mais elevadas em comparação ao preenchimento I.

7.1.4. Avaliação da Tenacidade

Esta etapa tem como objetivo analisar a influência da energia, restrição e tipo de preenchimento na tenacidade da ZAC e ZF. Foram realizadas soldagens também sem restrição para verificar o efeito na formação de austenita Widmanstätten e precipitação de austenita.

7.1.4.1. Efeito da Energia de Soldagem e Restrição

Na Tabela 7.1 são mostrados os resultados das energias absorvidas na zona fundida obtidas pelo ensaio de impacto Charpy e informações sobre o rompimento do corpo de prova.

Tabela 7.1. Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido.

Condição	ZF (J)	Rompimento	ZAC (J)	Rompimento
C1R	5,4	Sim	14,7	Não
	4,4	Sim	10,8	Não
	6,4	Sim	8,8	Sim
	2	Sim	4,9	Sim
C2R	3,5	Sim	5,4	Não
	5,4	Sim	8,3	Não
	5,4	Sim	5,4	Sim
	3	Sim	3	Sim
C2S	3,9	Sim	5,9	Sim
	4,9	Sim	23,5	Não
	3	Sim	5,9	Sim
	3	Sim	13,2	Não

Na Figura 7.65 é mostrada a energia absorvida para a condição C1R. É verificada uma menor energia absorvida na Zona Fundida na região mais crítica do metal de solda, ou seja, na região que houve maior teor de ferrita, 51,1% em média. A ZAC apresentou energia absorvida intermediária, com média de 9,8 J. No entanto, alguns ensaios não sofreram ruptura total. O material como recebido obteve energia absorvida mais elevada, 32,2±4 J, apesar de possuir balanceamento de fases similar ao que foi encontrado na ZAC e ZF, de modo que dois corpos de prova não romperam. Porém, no metal base não houve presença de fases frágeis e crescimento de grão, que são fatores que contribuem para a redução da tenacidade.

A variação da temperatura de transição depende de fatores, como: tamanho de grão, tratamento térmico, encruamento, impurezas, elementos de liga, processos de fabricação e posição do entalhe. Um dos fatores que pode ter contribuído para a baixa energia absorvida na ZF e ZAC foi a

possível precipitação de fases frágeis [199]. Níveis mais baixos de energia absorvida na ZF podem ter sido causados pela possível presença de inclusões.

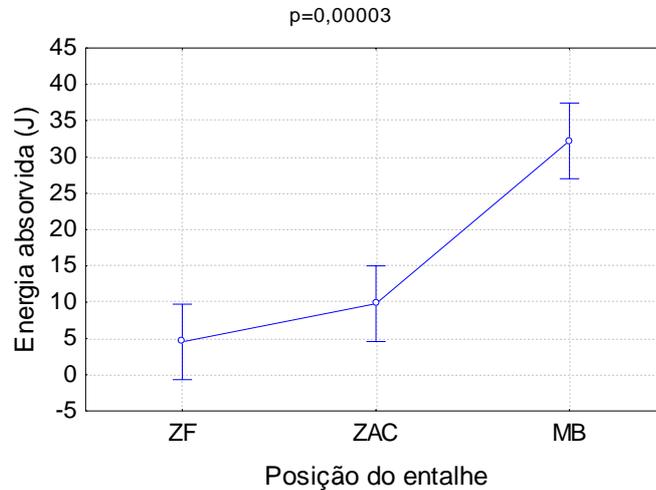


Figura 7.65. Condição C1R ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 100\text{A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$).

A energia absorvida para a condição C2R é mostrada na Figura 7.66. É verificado que não houve diferença significativa entre a energia absorvida na ZF e ZAC. Foi observado que 1 corpo de prova, no qual o entalhe estava na ZAC, não rompeu durante o ensaio. Nesta condição houve um maior crescimento de grão na ZAC, contribuindo para a redução da tenacidade, além da possível precipitação de fases frágeis devido ao maior aporte térmico.

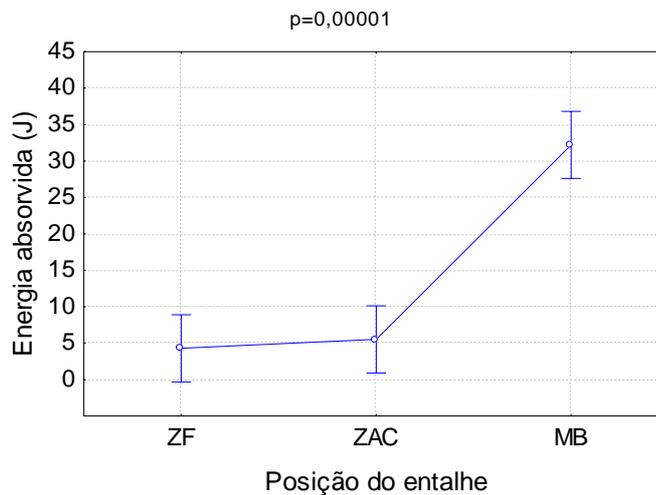


Figura 7.66. Condição C2R ($E = 20 \text{ kJ/cm}$, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$).

A energia absorvida para a condição C2S é mostrada na Figura 7.67. É importante salientar que dois corpos de prova não romperam, de modo que foram na condição que o entalhe estava posicionado na ZAC. Como foi observado, o comportamento foi similar à condição C1R, ou seja, menor nível de energia na ZF, energia intermediária na ZAC e maior energia no metal base.

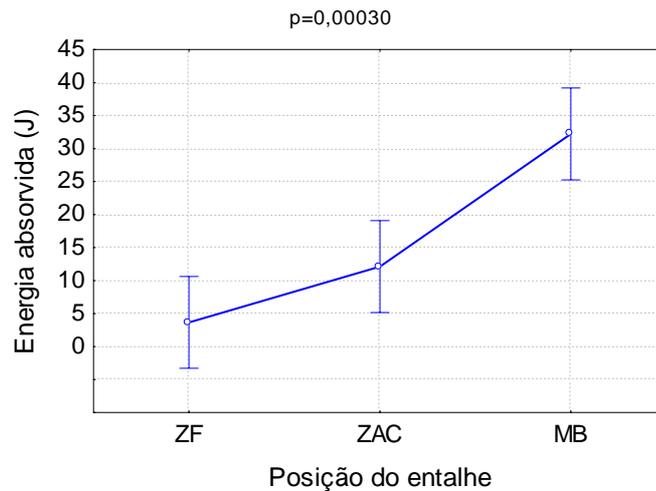


Figura 7.67. Condição C2S ($E = 20 \text{ kJ/cm}$, $I = 135 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$).

A diferença de tenacidade não pode ser atribuída somente ao teor de ferrita, já que na região analisada na ZAC, ZF e MB não foi tão diferente. Outras razões estão relacionadas, como: tensões residuais, dureza, tamanho de grão e esferoidização de partículas de austenita intragranular, além de formação de fases fragilizantes [14]. Nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de solda. Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de solda, que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase, além disso, encontra-se a provável formação de nitreto de cromo que se trata de um microconstituente fragilizante em aços inoxidáveis duplex, o que favoreceu também para a diminuição da tenacidade do material, além da presença de oxigênio.

Com esta morfologia, a austenita não é capaz de barrar de maneira tão eficiente a propagação das trincas frágeis, e isto leva à redução da tenacidade do metal de solda em comparação ao metal base e a ZAC, apesar do maior conteúdo de austenita do metal de solda, mais rico em elementos austenitizantes como Ni e N.

No metal base, por se tratar de uma estrutura solubilizada as porcentagens de ferrita e austenita estão em conformidade com a especificação e suas estruturas se encontram de forma orientada, mas na ZAC, os grãos de ferrita vão se tornando maiores, e, portanto mais grosseiros; os de austenita, por sua vez, ficam deslocados uns dos outros dentro da matriz ferrítica e há uma maior região de interfaces ferrita/austenita. Além disso, pode ter ocorrido um gradativo aumento de nitreto de cromo, com isso há uma diminuição da tenacidade do material e por consequência um deslocamento da TTDF (Temperatura de Transição Dúctil-Frágil), havendo uma maior faixa de temperatura com fratura frágil. A ZAC apresenta TTDF levemente mais alta, provavelmente devido a estrutura acicular, grãos grosseiros de ferrita além da possível presença de nitretos. Portanto, há uma transição de comportamento à medida que se afasta do metal base em direção à ZAC.

Foi observado um mesmo nível de energia absorvida na ZF (Figura 7.68) nas condições em que houve variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem, de modo que a

variação da energia de soldagem não influenciou na tenacidade. Apesar da condição C2R apresentar quantidades maiores de Widmanstätten (não tão significantes), que se acredita que pode contribuir para o aumento da tenacidade, foram observados níveis inferiores de energia absorvida, que podem estar relacionados com uma possível maior precipitação de fases frágeis devido à maior energia de soldagem. No entanto, na ZAC foi observado um pequeno aumento da energia absorvida na condição com menor energia de soldagem (15 kJ/cm), comparando as condições C1R e C2R, devido, possivelmente, ao menor crescimento de grão. Outro fator é a dureza, de modo que a condição C2R obteve maiores níveis de microdureza, podendo estar relacionado com maior precipitação de fases frágeis, contribuindo para menor energia absorvida na ZAC.

A energia mínima requerida no metal base a 0°C é de 27 J [193]. Segundo a norma ASTM A923-03, a energia mínima requerida para este material a -40°C é de 54 J no metal base e ZAC e 34J na ZF para corpos de prova padrão. Para dimensões reduzidas (5x5x55 mm), a energia requerida mínima é de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF.

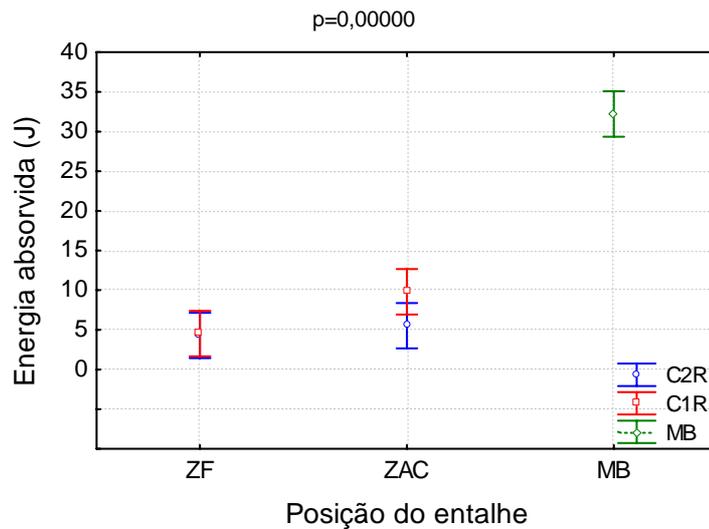


Figura 7.68. Efeito da variação da energia de soldagem.

A Figura 7.69 mostra a comparação entre as condições C2R e C2S. Foi verificada nenhuma diferença na energia absorvida na ZF. Porém, na ZAC, a condição soldada sem restrição absorveu maior energia devido possivelmente à maior precipitação de austenita, a partir dos contornos de grão ferríticos. O fato de haver maior presença de austenita Widmanstätten na ZF e ZAC na condição C2R não implicou na maior energia absorvida no ensaio de impacto.

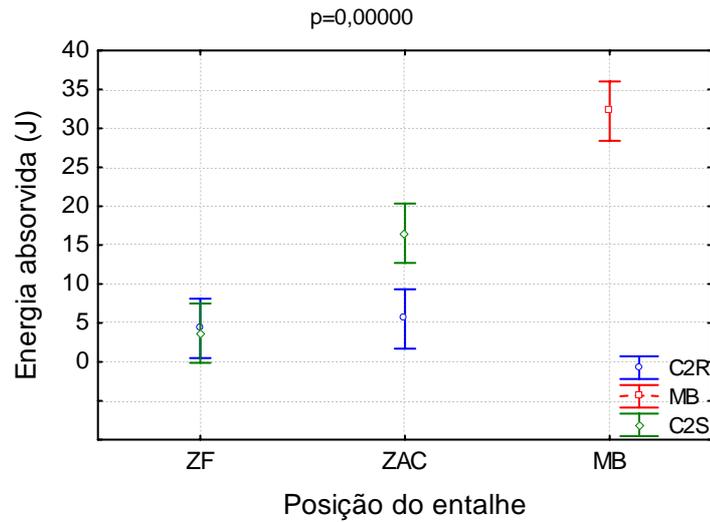


Figura 7.69. Efeito da restrição.

7.1.4.2. Tipo de Fratura

Em termos gerais, foi observada uma fratura mista em todos os casos soldados. Na condição C1R foram observadas facetas brilhantes em maior quantidade relacionadas à fratura frágil na ZF na direção horizontal como apresentada na Figura 7.70a. Em termos gerais, as condições com menor energia absorvida obtiveram a mesma aparência microscópica condizente, devido à presença de algum elemento fragilizante. Este tipo de fratura pode ser do tipo *Clivagem* que se trata de uma ruptura de baixa energia. Este aspecto está presente na ZAC, houve muitas regiões brilhantes de forma pontual como verificado na Figura 7.70c. Na Figura 7.70b houve menor região brilhante com maior presença de regiões opacas, característica de uma fratura dúctil, além da presença de descontinuidades na fratura de forma vertical e maior nível de deformação lateral. Este corpo de prova apresentou energia absorvida de 14,7 J. Outra observação feita na ZAC, não somente nessa condição, é que em alguns casos houve desvio do caminho esperado da superfície de fratura, tendendo para o metal base, aumentando a área da fratura e consumindo mais energia.

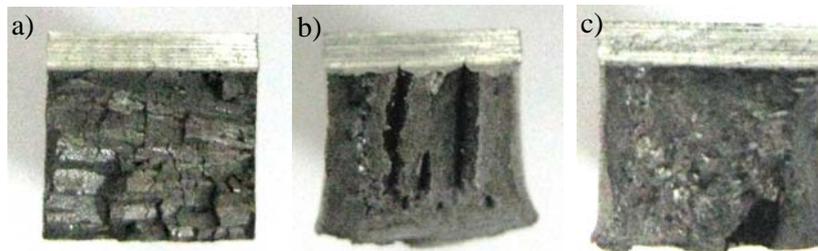


Figura 7.70. Aspecto da fratura da condição C1R. a) ZF; b) ZAC; c) ZAC.

Na condição C2R é observada na ZF uma topologia da fratura similar ao que foi encontrado na condição C1R (Figura 7.71a). O nível de energia absorvida na ZF nas duas condições também foi

similar. Na Figura 7.71b é mostrada o aspecto da fratura na ZAC. Em nenhuma das condições foi observada uma fratura como encontrada na condição C1R. O nível de energia absorvida foi menor em relação à condição C1R, com presença de facetas brilhantes do lado esquerdo da figura e algumas regiões pontuais brilhantes do lado direito.

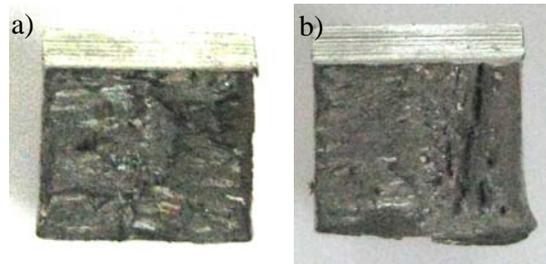


Figura 7.71. Aspecto da fratura da condição C2R. a) ZF; b) ZAC.

A Figura 7.72 ilustra as fraturas obtidas na condição C2S. A fratura obtida na ZF fundida foi similar às condições anteriores. Na ZAC houve maior quantidade de regiões de aspecto opaco. Porém em um dos ensaios houve presença de regiões com aspecto de fratura frágil (Figura 7.72b), mas na Figura 7.72c houve maior quantidade de regiões de aspecto opaco com presença de descontinuidades e maior deformação lateral. As condições com maior percentual de austenita, principalmente na condição soldada sem restrição, apresentaram fraturas dúcteis devido à presença de *dimples*, que podem ser comprovadas por microscopia eletrônica. O tamanho e distribuição de tamanhos dos *dimples* dependem: da quantidade, distribuição de tamanhos das partículas de segunda fase, ou inclusões, e das propriedades destas fases e de suas interfaces; da ductilidade do material ou das fases que o compõem; dos mecanismos atuantes no processo de formação dos *dimples* [223].

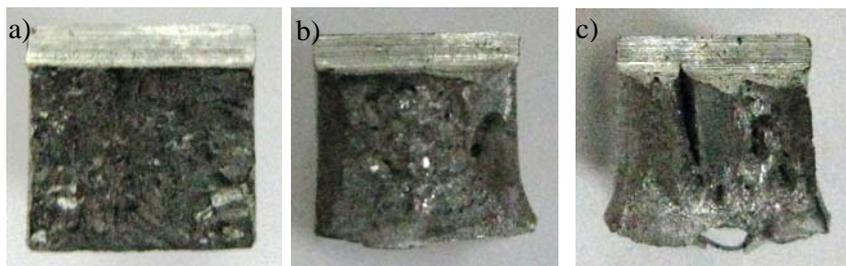


Figura 7.72. Aspecto da fratura da condição C2S. a) ZF; b) ZAC; c) ZAC

Na Figura 7.73 é mostrado o aspecto da fratura do material como recebido. Houve maior presença de descontinuidades e de aparência predominantemente fibrosa-acizentada. Este tipo de fratura ocorreu na condição com energia absorvida de 32,2 J em média. Em todos os corpos de prova do metal base, a energia absorvida foi superior à energia mínima aceitável.



Figura 7.73. Aspecto da fratura do metal base.

7.1.5. Conclusões da Etapa 3

Nas soldagens de juntas de aço inoxidável duplex com o eletrodo revestido de aço inoxidável duplex, nas condições exploradas neste trabalho, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

- De forma geral, houve maior teor de austenita no primeiro cordão (passe de raiz) depositado em relação ao passe de acabamento, com exceção da condição C1S e C4R-2, em cujas amostras não foram verificadas diferenças significativas entre os passes;
- Nas condições soldadas sem restrição houve maior precipitação de austenita na ZF;
- Os teores de ferrita no metal de solda em todas as condições soldadas foram satisfatórios (25 a 50%, aproximadamente), de modo que a condição C1R de energia mais baixa obteve níveis mais elevados de ferrita no metal de solda (entre 30 a 50%);
- A variação da energia de soldagem (15 e 20 kJ/cm) não provocou influência relevante no teor de ferrita no metal de solda;
-
- As condições soldadas com restrição apresentaram maiores quantidades de austenita Widmanstätten;
- A quantidade de austenita Widmanstätten foi maior nos passes de acabamento;
- A condição C4 soldada com maior velocidade de soldagem (13 cm/min) apresentou maiores quantidades de austenita Widmanstätten.
- A ZAC foi mais refinada em todas as condições, sendo um pouco mais grosseira nos passes de acabamento;
- Em relação à microdureza, a amostra soldada na condição C1R ($E = 15$ kJ/cm, $I = 100$ A e $V_s = 10$ cm/min) não apresentou microdureza acima de 310 HV em nenhuma região, de modo que as outras condições, apesar de apresentarem médias inferiores a 310 HV, obtiveram em alguma região (ZAC ou ZF) microdureza elevada;
- As condições soldadas sem restrição resultaram em níveis maiores de microdureza no metal de solda;
- A ZF e ZAC das amostras soldadas nas condições investigadas de energia e de restrição de junta apresentaram menores energias absorvidas em relação ao metal base;
- A condição C1R de mais baixa energia (15 kJ/cm) obteve maior energia absorvida na ZAC em relação à condição C2R (20 kJ/cm);
- A condição C2S soldada sem nenhum tipo de restrição obteve maior energia absorvida na ZAC em relação à condição C2R;
- A condição soldada com restrição que resultou em percentuais de ferrita em torno de 50% no passe de acabamento, níveis satisfatórios de microdureza (abaixo de 310 HV),

microestrutura refinada e razoável energia absorvida foi a C1R ($E = 15 \text{ kJ/cm}$, $I = 100 \text{ A}$ e $V_s = 10 \text{ cm/min}$).

CAPÍTULO VIII

8. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Foi verificada na Etapa 1 a influência da variação da energia de soldagem pela alteração da corrente ou velocidade de soldagem no balanceamento de fases, de modo que o aumento da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem resultou em menores níveis de ferrita no metal de solda. No entanto, quando aumentou a energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem resultou no aumento do percentual de ferrita medido pelo ferritoscópio. Vale salientar que na Etapa 1 houve validação das medidas feitas pelo ferritoscópio utilizando um *software* que realiza quantificação de fases através de captação de imagens. Também foram realizadas em todas as Etapas comparações de forma qualitativa na microestrutura.

Nas etapas posteriores não foi observado nenhuma influência significativa ou relevante da energia de soldagem em relação ao percentual de ferrita. Porém, deve-se salientar que as faixas de energias empregadas na Etapa 2 (15, 20 e 24 kJ/cm) e na Etapa 3 (15 e 20 kJ/cm) foram estreitas em comparação com a Etapa 1 (6, 10, 15, 20 e 24 kJ/cm). Além disso, foi observado na Etapa 1 um efeito mais significativo no percentual de ferrita quando alterou a energia de soldagem de 10 para 15 kJ/cm e a diferença no percentual de ferrita no metal de solda nas condições soldadas com energia de 15, 20 e 24 kJ/cm foram pequenas, além de haver também o erro referente ao equipamento e influência da habilidade do soldador.

Na soldagem em juntas, o percentual de ferrita no passe de acabamento foi maior em comparação com as soldagens realizadas em chapas planas, porém nos primeiros passes depositados (raiz e de enchimento) o percentual de austenita foi bastante elevado, pois o calor na junta é mais concentrado.

De forma geral, nas três etapas realizadas neste trabalho houve maior precipitação de austenita nas regiões que houve sobreposição de passes, com menor quantidade de austenita Widmanstätten e maior do tipo intragranular. A quantidade de austenita Widmanstätten foi maior nas condições soldadas com maior velocidade de soldagem, podendo estar relacionada às maiores taxas de resfriamento.

Comparando as Etapa 2 e 3, a ZAC foi mais refinada nas condições soldadas em juntas, principalmente, no passes de acabamento e de raiz devido à sobreposição de camada. As condições soldadas com maior energia de soldagem resultaram em uma ZAC de microestrutura mais grosseira.

As condições soldadas que resultaram em maior quantidade de austenita Widmanstätten obtiveram menores níveis de microdureza. Na Etapa 3 foram observados níveis maiores de microdureza em comparação com as Etapas 1 e 2 devido possivelmente à maiores percentuais de ferrita e/ou precipitação de fases frágeis provenientes do ciclo térmico de soldagem.

CAPÍTULO IX

9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar soldagens em aço inoxidável duplex com análise de composição química de acordo com a variação dos parâmetros de soldagem (corrente e velocidade de soldagem) para verificar a influência no balanceamento de fases ferrita/austenita;
- Análise da formação e quantificação da austenita Widmanstätten por EBSD, MEV, MET e MÖSSBAUER, além do cálculo da temperatura de início da transformação martensítica;
- Estudo e quantificação de microfases precipitadas na ZF e ZAC através de MEV, MET e EBSD para verificar a influência da energia de soldagem na precipitação de tais fases;
- Detalhar de forma mais completa o efeito dos parâmetros de soldagem (velocidade e corrente de soldagem) na tenacidade da ZF e ZAC no passe de acabamento e de raiz, alterando também a temperatura de ensaio;
- Realizar ensaios de resistência à corrosão na ZF e ZAC, de modo a qualificar as soldagens realizadas de forma mais completa.

CAPÍTULO X

10. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LOPES, J. T. B. Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803. Tese (Doutorado)-Departamento de Eng. de Materiais, Faculdade de Eng. Mecânica, U. Estadual de Campinas, Campinas, 2006.
- [2] 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, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2001
- [3] KAÇÃR, R.; ACARER, M. Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel. *Materials Science and Engineering A363* 290–296, 2003.
- [4] POHL, M. The ferrite/austente ratio of duplex stainless steels. *Zeitschrift für Metallkunde, München*, v. 86, n. 2, p. 97 – 102, fev. 1995.
- [5] DAVISON, R. M., REDMOND, J. D. Practical guide to using duplex stainless steels. *Materials Performance, Houston*, v. 29, n. 1, p.57-62, jan., 1990.
- [6] UL-HAQ, A., WEILAND, H., BUNGE, H.–J. Textures and microtextures in duplex stainless steel. *Materials Science and Technology, London*, v. 10, n.4, pp 289– 298, out. 1994.
- [7] MACHADO, I. F. Transformações de fase no estado sólido em alguns aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos-austeníticos (dúplex) contendo altos teores de nitrogênio. 176p. + anexo. Tese (Doutorado), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.
- [8] MONLEVADE, E. F. Relações de orientação resultantes da precipitação de austenita em ferrita em aço inoxidável duplex. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2002
- [9] WALLEN, B., HENRIKSON, S. Effect of chlorination on stainless steel in seawater. In: *Corrosion'86 National Association of Corrosion Engineers*, paper 403, 1986.
- [10] MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex–obtenção e caracterização. *Revista Fundação e Serviços*, ano 17, nº 169, 2007.
- [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, 1997.
- [12] OLIVEIRA, G. L. G. Avaliação de tensões residuais de soldagem em chapas planas do aço estrutural ASTM A516 G70. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.
- [13] CRUZ, R. L. S. Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A516 Grau 60. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2006.

- [14] MUTHUPANDI, 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 A358*. Janeiro, 2003.
- [15] ECKENROD, J. J., PINNOW, K. E. Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: *New Developments in Stainless Steel Technology*. p. 77-87, 1984.
- [16] SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. A tale of two phases. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982*. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 693-756, 1983.
- [17] CHARLES, J. Why and where duplex stainless steel. In *Conference Duplex Stainless steels 97*. Proceedings. The Netherlands, p. 29-42, 1997.
- [18] SEDRIKS, A.J. Corrosion of stainless steels. 2.ed. cap. 1 e 2. New York: John Wiley & Sons, p. 437, 1996.
- [19] RICHARDSON, W. H.; Gupta P. *Br Corr J*;14:167, 1979
- [20] TÁVARA, S. A.; CHAPETTI, M. D.; OTEGUI, J. L.; MANFREDI, C. Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds. *International Journal of Fatigue* 23 619–626, 2001.
- [21] NAGANO, R; KUDO, T.; INABA, Y. HARANDA, M. *Metaux Corrosion Industrie*, 1981, No. 667, p. 23.1. apud SHARAFI, S. *Microstructure of Super-duplex Stainless Steels*. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge-Department of Materials Science and Metallurgy, September 1993.
- [22] COPSON, H. R. *Physical Metallurgy of Stress-corrosion Fracture*. Interscience, New York, p. 126, 1959.
- [23] POTGIETER, J. H.; CORTIE, M.B. Determination of the microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. *Materials Characterization*, v.26, n.3, p. 155-65. 1991.
- [24] LEE, Y.H.; KIM, Y.D.; LEE, Y.D.; KIM, K.Y. Effects of W substitution on σ and χ precipitation and toughness in duplex stainless steels. *Materials science and technology*. V14, n 8, p. 757-764, 1998.
- [25] LEFFLER, B. *Stainless- stainless steels and their properties*.
- [26] AHN, Y.S.; KANG J. P. Effect of aging treatment on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel. *Materials science and technology*. V16, n. 4, p. 382-88, 2000.
- [27] HIGGINS, R. *Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia*. Difusão Editorial, p. 186-214, 1982.
- [28] KANG, T.H. et al. C.S. Alloying and aging effects on the fatigue crack growth of duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.351, p.192-199, 1998.
- [29] KONDO, K.; UEDA, M.; OGAWA, K.; OKAMOTO, H.; IGARASHI, M. Precipitation behavior of sigma-related phases in 25%Cr based super duplex stainless steels. In: *Conference Innovation stainless steel*. Proceedings. p. 2.191-2.197, Florence-Italy, 1993.

- [30] LEE, H; YOO, H; LEE, H.M. Effect of tungsten additions on simulated heat zone toughness in 25%Cr base super duplex stainless steels. *Materials science and technology*. V14, n 1, p. 54-60, 1998.
- [31] KIM, K.T.; LEE, Y. H.; LEE, Y.D. Effect of partial substitution of W for Mo on the intermetallic phase precipitation in super duplex stainless steels. In: *Duplex, stainless steels 97*. Proceedings. p. 903-9, Netherlands, 1997.
- [32] VAROL, I.; BAELASCK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. *Metallography*. 23:1-19, 1989.
- [33] ROSCOE, C.V. GRADWELL, K.J. Proceeding of Inter. Confer'ence of Duplex Stainless Steels, The Netherlands, 1986, Paper 34, p. 126 apud SHARAFI, S. *Microstructure of Super-duplex Stainless Steels*. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge-Department of Materials Science and Metallurgy, September 1993.
- [34] CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Cap. 23: Aços resistentes à corrosão, p. 381-424, 2002.
- [35] LILJAS, M.; QVARFORT, R. Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803. In: *Duplex, stainless steels '86*. Proceedings. P. 244-256. The Hague, 1986.
- [36] MORENO, J. R. S. Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados. Tese (Doutorado)-Universidade Federal de São Carlos, 2004.
- [37] CHARLES, J. Structure and mechanical properties of duplex stainless steels. In *Conference Duplex Stainless Steels '94*, Glasgow-Scotland, 1994. paper K1, Proceedings. England, TWI, 1994.
- [38] SVENSSON, L.E.; GRETOFT, B. Properties-microstructure relationship for duplex stainless steel weld metals. In: *Conference Duplex Stainless Steels '86*, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. Nederlands Institut Voor Lastechniek, p. 288-294, The Netherlands, 1986.
- [39] HERTZMAN, S.; ROBERTS, W.; LINDENMO, M. Microstructure and properties of nitrogen alloyed duplex stainless steels after welding treatments. In: *Duplex, stainless steels '86*. Proceedings. p. 257-67. The Hague, 1986.
- [40] OLSON, J.; LILJAS, M. 60 years of duplex stainless steel applications. *Acom*, n.2, p.17-23, 1996.
- [41] MUTHUPANDI, V.; SRINIVASANA, P. B.; SHANKARB, V.; SESHADRIC, S. K.; SUNDARESANC, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters* 59 2305 – 2309, 2005.
- [42] CHANCE, J.; GRADWELL, K.J.; COOP, W.; ROSCOE, C.Y. Proceeding of Inter. Confer'ence of Duplex Stainless Steels, The USA, 1982, Paper 8201-019, p. 371 apud SHARAFI, S. *Microstructure of Super-duplex Stainless Steels*. Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge-Department of Materials Science and Metallurgy, September 1993.
- [43] LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Wiley-Interscience, p. 22, 2005.
- [44] PLATT, J. A.; GUZMAN, A.; ZUCCARI, A.; THORNBURG, D. W.; RHODES, B. F.; OSHIDA, Y.; MOORE, B.K. Corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel. *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedics*, July 1997.

- [45] MOURA, V. S.; LIMA, L. D.; PARDAL, J. M.; KINA, A. Y.; CORTE, R. R. A.; TAVARES, S. S. M. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. *Materials Characterization*, 2007.
- [46] SOLOSANDO, S. G. Efeito bauschinger em aços inoxidáveis. Relatório final, 2007.
- [47] FALLEIROS, N. A.; MAGNABOSCO, R. Efeito de longos tempos de aquecimento a 850°C sobre a resistência à corrosão do aço uns s31803 em meio ácido e meio aquoso contendo cloreto. 6º COTEQ-Conferencia sobre Tecnologia de Equipamentos, 2002.
- [48] MODENEZI, P. M.; MAGNABOSCO, R. Tenacidade do aço UNS S31803 após Soldagem. Projeto de pesquisa, 2007.
- [49] 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, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.
- [50] HUTCHINSON, W. B., USHIODA, K., RUNNSJO, G. *Materials Science and Technology*, London, v. 1, n.9, p. 728–731, set. 1985.
- [51] SILBERSCHMIDT, V. V.; WERNER, E. Analysis of thermal residual stresses in duplex-type materials. *Computational Materials Science* 16 39–52, 1999.
- [52] GUNN, R. N. Duplex stainless steels-Microstructure properties and applications, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1997.
- [53] IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. *Corrosion Science* v. 47 p. 909–922, 2005.
- [54] BERNHARDSSON, S. The corrosion resistance of duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels’91, Proceedings. France, 1991, p. 185-210, Beaune Bourcogne-France, 1991.
- [55] FONTANA, M.G.; GREENE, N. D. *Corrosion Engineering*. New York, McGraw-Hill Book Company, 1967.
- [56] WALKER, R. A., GOOCH, T. G. Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels. *British corrosion journal* n. 1 v. 26 p. 51-9, 1991.
- [57] DELBLANC BAUER, A.; LUNDELL, U.; ERIKSSON, H. Presentation of corrosion data for end-users. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. Proceedings. p. 573-83, The Netherlands, 1997.
- [58] KLYK-SPYRA, K.; SOZANSKA, M. Quantitative fractography of 2205 duplex stainless steel after a sulfide stress cracking test. *Materials Characterization* v. 56 p. 384–388, 2006.
- [59] CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: Conference Duplex Stainless Steels’91, Proceedings. France, 1991, p. 3-48, Beaune Bourcogne-France, 1991.
- [60] SENATORE, M.; FIZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Rev. Esc. Minas* vol.60 n.º.1 Ouro Preto Jan./Mar, 2007.
- [61] MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço SAF 2205. Tese (Doutorado em engenharia)–Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001.

- [62] NORDSTRÖM J.; RUNG B., “Bollitori e torri di stoccaggio di pasta per carta in acciai inossidabili duplex consentono risparmio di peso e di costi”, *L'acciaio inossidabile*, v.2 p. 7-12, 1995.
- [63] NILSSON, J. O. Overview- Super duplex stainless. *Materials Science and Technology*, vol. 8, p.685-700, August 1992.
- [64] YOUNG, M. C.; CHAN, S. L. I.; TSAY, L. W.; SHIN, C. S. Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel welds. *Materials Chemistry and Physics* 91 p. 21–27, 2005.
- [65] UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚNEZ, C. J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology* 182 p. 624–631, 2007.
- [66] AGARWAL, D. C. Duplex stainless steels – The cost effective answer to corrosion problems of major industries. *Key Eng. Mater.* n.2 v.20-28 p.1677-92, 1998.
- [67] LO, I.; TSAI, W. Effect of selective dissolution on fatigue crack initiation in 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science* v. 49 p. 1847–1861, 2007.
- [68] ATAMERT, S.; KING, J. E. Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta Metall. Mater.* v.39, n. 3, p. 273-285, 1991.
- [69] WANG, S.; CHIU, P.; YANG, J.; FANG, J. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*. 2, p. 26-33, January 2006.
- [70] SCHAEFFLER, A. L.; Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 1949.
- [71] LIOU, H.; HSIEH, R.; TSAI, W. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Corrosion Science* 44 p. 2841-2856, 2002.
- [72] LINDBLOM, B. E. S.; LUNDQVIST, B.; HANNERZ, N. E. Grain growth in HAZ of duplex stainless steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 20 p.305–315, 1991.
- [73] MENEZES, J. W. A.; ABREU, H. F. G.; KUNDU, S.; BHADESHIA, H. K. D. H.; KELLY, P. M. Crystallography of Widmanstätten Austenite in Duplex Stainless Steel Weld Metal. Editorial Manager(tm) for Science and Technology of Welding and Joining.
- [74] LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings, paper KV, England, TWI, 1994.
- [75] SOUTHWICK, P.D.; HONEYCOMBE, W.K. Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel. *Metal Science*. v. 14, n. 7, p. 253-261, 1980.
- [76] HE, J.; HAN, G.; FUKUYAMA, S. and YOKOGAWA, K. Tensile behaviour of duplex stainless steel at low temperature. *Materials Science and Technology*.;v. 15, p. 909-920, august, 1999.
- [77] CHIU, P. K.; WANG, S. H.; YANG, J. R.; WENG, K. L.; FANG, J. The effect of strain ratio on morphology of dislocation in low cycle fatigued SAF 2205 DSS. *Materials Chemistry and Physics* 98 p.103–110, 2006.
- [78] TAVARES, S. S. M.; Da SILVA, M. R.; PARDAL, J. M.; ABREU, H. F. G.; GOMES, A.M. Microstructural changes produced by plastic deformation in the UNS S31803 duplex stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology* 180 p. 318–322, 2006.

- [79] PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. Phase transformations in metals and alloys. Chapman & Hall, 2 ed., 1992.
- [80] AMEYAMA, K.; WEATHERLY, G. C.; AUST, K. T.: Acta Metall. Mater., 40, p.1835, 1992.
- [81] NORBERG, P. Applicability of duplex stainless steels above 300°C. In: Conference Duplex Stainless Steels'86, The Hauge-The Netherlands, 1986. Proceedings. Nederlands Instituut Voor Lastechniek, p.298-302, The Netherlands, 1986.
- [82] PALMER, T. A.; ELMER, J. W.; BABU, S. S. Observations of ferrite/austenite transformations in the heat affected zone of 2205 duplex stainless steel spot welds using time resolved X-ray diffraction. Materials Science and Engineering A 374 307–321, 2004.
- [83] RAVINDRANATH, K.; MALHOTRA, S. N. The influence of aging on the intergranular corrosion of 22 Cr-5Ni duplex stainless steel. Corrosion Science. v. 37, n. 1, p. 121-132, 1995.
- [84] NICHOLLS, J. M. Corrosion properties of duplex stainless steels: General corrosion, pitting and crevice corrosion. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings, TWI, paper KIII, England, 1994.
- [85] BAVAY, J. C.; BOULET, J. M.; CASTEL, J. Laboratory tests showing the high corrosion resistance of new cold rolled duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'86, Proceedings. Nederlands Instituut Voor Lastechniek, p. 407-415. The Hauge- The Netherlands, 1986
- [86] DUPOIRON, F.; AUDOUARD, J. P. Duplex stainless steels: a high mechanical properties stainless steels family. Scandinavian Journal of metallurgy, v.25, p.95-102, 1996.
- [87] VAN-NASSAU, L.; MEELSKER, H.; NEESSEN, F.; HILKES, J. Welding duplex and superduplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. p. 17-28, The Netherlands, 1997.
- [88] GINN, B.J.; GOOCH, T.G. Effect of intermetallic content on pitting resistance of ferritic-austenitic stainless steels. TWI Document. # IX-H-444-99 - IX-1946-99, p. 9, 1999.
- [89] RAYNOR, G. V. RIVLIN, V. G. Phase equilibria in iron ternary alloys. The Institute of Metals, London, p.316-32, 1985.
- [90] DESESTRET, A.; CHARLES, J. Les Aciers Inoxydables. Editions de Physiques, Les Ulis, France, 1990, p. 631-678, 1990.
- [91] SIMMONS, J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. Materials Science and Engineering A. v. A207, p. 159-169, 1996.
- [92] BRANDI, S.D.; RAMÍREZ, A.J. Precipitation of intermetallic phases in the HAZ of multipass welding of duplex and superduplex stainless steels. In: International Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands. Proceedings. The Netherlands, KCI, 1997, p. 411-418, 1997.
- [93] RAMÍREZ, A.J.; BRANDI, S.D. Intermetallic phases precipitation in simulated multipass low temperature heat-affected zone of Duplex Stainless Steels In: 79th American Welding Society Annual Meeting, p. 220-221, April 26-30, Detroit, Michigan, Proceedings. USA, AWS, 1998.
- [94] RADEMAKERS, P. L. F.; VUIK, J. Factors influencing microstructure and properties of weldments in duplex stainless steels. In: Conference Joining/Welding 2000. Proceedings. London, IIW, p. 253-270, The Hauge-The Netherlands 1991.

- [95] NILSSON, J.O.; JONSSON, P.; WILSON, A. Formation of secondary austenite in superduplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Proceedings. England, TWI, paper 39, Glasgow-Scotland, 1994.
- [96] VAN-NASSAU, L.; MEELKER, H.; HILKES, J. Welding duplex and superduplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourcogne-France, 1991. Proceedings. p. 303-323, France, 1991.
- [97] FOCT, J.; MAGNIN, T.; PERROT, P.; VOGT, J.B. Nitrogen alloying of duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings. France, p. 49-65, Beaune Bourcogne-France, 1991.
- [98] FRISK, K.; HILLERT, M. Thermodynamics of the Fe-Cr-Ni-N system. In: Conference high nitrogen steels'88, Lille-France, 1988. Proceedings. Ed. J. Foct - A., p. 1-9, Hendry, France, 1989.
- [99] KAJIMURA, H.; OGAWA, K.; NAGANO, H. Effects of α/γ phase ratio and N addition on the corrosion resistance of Si-bearing duplex stainless steel in nitric acid. ISIJ International. v. 31, n. 2, p. 216-222, 1991.
- [100] UME, K. et al. Influence of thermal history on the corrosion resistance of duplex stainless steel linepipe. Materials Performance. v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.
- [101] ATAMERT, S.; KING, J.E. Super duplex stainless steels - part 1 heat affected zone microstructures. Materials Science and Technology. v. 8, n. 10, p. 896-911, 1992.
- [102] NILSSON, J.O.; WILSON, A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. Materials Science and Technology. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.
- [103] CAO, H.L.; HERTZMAN, S. The relationship between impact properties and welding simulated microstructures in three duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourcogne-France, 1991. Proceedings. p. 363-372, France, 1991.
- [104] LIPPOLD, J.C.; VAROL, I.; BAESLACK III, A. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at -20°C. Welding Journal. v. 73, n. 4, p. 75s-79s, 1994.
- [105] ENJO, T.; KURODA, T.; IMANISHI, R. Microstructure and toughness in weld heat-affected zone of duplex stainless steel. Transactions of JWRI. v. 17, n. 2, p. 105-111, 1988.
- [106] KIKUCHI, M.; KAJIHARA, M.; FRISK, K. Solubility of nitrogen in austenitic stainless steels. In: Conference high nitrogen steels'88, Lille-France, 1988. Proceedings. Ed. J. Foct - A., p. 63-74, Hendry, France, 1989.
- [107] BAIN, E. C.; GRIFFITHS, W. E. An introduction to the iron-chromium-nickel alloys. Transactions, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. v. 75, p. 166-213, 1927.
- [108] JETTE, E.R.; FOOTE, F. The Fe-Cr alloy system - the brittle, non-magnetic phase. Metals and Alloys. v. 7, p. 207-210, 1936.
- [109] ATAMERT, S; KING, J.E. Sigma phase formation and its prevention in duplex stainless steels. Journal of Materials Science Letters. v. 12, p. 1144-1147, 1993.
- [110] MAEHARA, Y. et al. Effect of alloying elements on σ phase precipitation in δ - α duplex phase stainless steels. Metal Science, v.17, n.11, p.541-547, november 1983.

- [111] VITEK, J.M.; DAVID, S.A. The sigma phase transformation in austenitic stainless steels. *Welding Journal*. v. 65, n. 4, p. 106s-111s, 1986.
- [112] SIEURIN, H.; SANDSTREÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering A* 444, p. 271–276, 2007.
- [113] SRUTT, A.J.; LORIMER, G.W. Structure property relationships of Zeron 100. In: *Conference Duplex Stainless Steels'86*, The Hague-The Netherlands, 1986. *Proceedings*. Nederlands Instituut Voor Lastechniek, p. 310-318, The Netherlands, 1986.
- [114] BRANDI, S. Estudo da soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803). Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, 1992.
- [115] BRANDI, S.; PADILHA, A.F. Precipitação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. In: *II Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável - Inox-90*, *Proceedings*. p. 135-152, 1990.
- [116] MAGALHÃES, M. Efeito de pequena fração volumétrica de fase sigma na corrosão por pite do aço inoxidável UNS S31803. Relatório final de projeto de iniciação científica-Departamento de Engenharia Mecânica, 2005.
- [117] WAGNER, G. H. ZWILLING, G. On the characterization of sensitized high alloy chromium nickel steels by potentiostatic etching in the active region. *Pract. Metallogr.* v.21 1984 p.190-9.
- [118] 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*338 p. 259-270, 2002.
- [119] LI, J.; WU, T.; RIQUIER, Y. σ Phase precipitation and its effect on the mechanical properties of a super duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*. v. A174, p. 149-156, 1994.
- [120] BORSATO, K. S. Avaliação das propriedades mecânicas, microestrutura e cinética de precipitação da fase sigma do aço inoxidável duplex UNS S31803. 7º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, PR, Brasil, 2006.
- [121] KIM, S. B.; PAIK, K. W.; KIM, Y. G. Effect of Mo substitution by W on high temperature embrittlement characteristics in duplex stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.247, p.67-74, 1998.
- [122] DUPREZ, L.; DE COOMAN, B. C.; AKDUT, N. *Steel Res.* 72 (2001) 311–316.
- [123] SOZANSKA, M.; KLYK-SPYRA, K. Investigation of hydrogen induced cracking in 2205 duplex stainless steel in wet H₂S environments after isothermal treatment at 675, 750 and 900°C. *Materials Characterization* 56 p. 399–404, 2006.
- [124] PINTO. Comportamento mecânico de um aço inoxidável duplex tipo 2205 sob influência da temperatura e da precipitação de fases frágeis. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 180p. Tese (Doutorado).
- [125] SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering*, Royal Institute of Technology, Brinellv. Stockholm, Sweden, 25 November 2005.

- [126] SHIRLEY, H.T. Microstructural characteristics of acid corrosion in 18%Cr, 8-14%Ni, 3%Mo steels. *Journal of the Iron steel Institute*. v. 174, n. 3, p. 242-249, 1953.
- [127] TRUMAN, J.E.; PIRT, K.R. Properties of a duplex stainless steel and effects of thermal history. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 113-141, 1983.
- [128] POTGIETER, J. H. Influence of s phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steels. *British corrosion journal* v. 27 n. 3 p. 219-23, 1992.
- [129] KOLTS, J. Properties of ferralium alloy 255 duplex austenitic-ferritic stainless steel for sour gas well applications. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 233-246, 1983.
- [130] HAGEN, V.; KELLER, M. Interrelation between fabrication processes and mechanical properties of AF 22 duplex stainless steel tubes. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 325-353, 1983.
- [131] BADJI, R. BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BELKESSA, B.; MAZA, H. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. *Materials characterization*, 2007.
- [132] NORSTRÖM, L.A.; PETTERSSON, S.; NORDIN, S. σ -Phase embrittlement in some ferritic-austenitic stainless steels. *Z. Werkstofftech.* v. 12, p. 229-234, 1981.
- [133] NILSSON, J.O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.O. Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex. *L' acciaio Inossidabile*. n. 1, p. 18-22, 1994.
- [134] ATAMERT, S.; KING, J.E. Intragranular nucleation of austenite. *Z. Metallkde.* v. 82, n. 3, p. 230-239, 1991.
- [135] LIPPOLD, J.C.; AL-RUMAIH, A.M. Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite. In: *Conference Duplex Stainless Steels'97*, Maastricht-The Netherlands, 1997. Proceedings. p. 1005-1010, The Netherlands, 1997.
- [136] LEE, K.M.; CHO, H.S.; CHOI, D.C. Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of α/γ interface boundary and growth of austenite. *Journal of Alloys and Compounds*. v. 285, p. 156-161, 1999.
- [137] OHMORI, Y.; MAEHARA, Y. Precipitation of M₂₃C₆ and σ -phase in δ/γ duplex stainless steels. *Transactions ISIJ*. v. 24, p. 60-68, 1984.
- [138] CHEN, T. H.; YANG, J. R. Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A311*, p. 28-41, 2001.
- [139] KURODA, T.; MATSUDA, F. Role of secondary austenite on corrosion and stress corrosion cracking of sensitized duplex stainless steel weldments. *Transactions JWRI*. v. 23, n. 2, p. 205-211, 1994.
- [140] NILSSON, J. O. et al. Structural stability of super duplex stainless weld metals and its dependence on tungsten and copper. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 27A, n. 8, p. 2196-2208, 1996.

- [141] NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J. O. Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal. *Materials Sc. and Tech.* v. 11, n. 3, p. 276-283, 1995.
- [142] AL-RUMAIH, A.M. Secondary Austenite Formation in Duplex Stainless Steel Welds and Its Influence on Toughness and Corrosion. Columbus (OH), 162p. M.Sc. Thesis–Welding Eng. Program, The Ohio State University, 1987.
- [143] AARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. In: *Symposium Decomposition of Austenite by Difusional Processes*, Philadelphia-USA, 1960. *Proceedings*. Easton-USA, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Eng., p. 387-546, 1962.
- [144] JACKSON, E. M. L. E. M. VISSER, P. E. CORNISH, L. A. Distinguishing between chi and sigma phases in duplex stainless steels using potentiostatic etching. *Materials characterization*. n. 31 p.198-90, 1993.
- [145] MARTINS, M.; BONAVINA, L. F. Efeito da temperatura na microestrutura do aço ASTM A890 Gr 6A. 58º Congresso da ABM, 2003.
- [146] NILSSON, J.O. The physical metallurgy of duplex stainless steel. In: *Conference duplex stainless steel 97*. *Proceedings*. pp 73-82, The Netherlands, 1997.
- [147] KARLSSON, L. Duplex stainless steel weld metals- effects of secondary phases. In: *Conference duplex stainless steel 97*. *Proceedings*. p. 43- 1, The Netherlands, 1997.
- [148] MICHALSKA, J.; SOZANSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. *Materials Characterization* 56 p. 355-362, 2006.
- [149] KARLSSON, L; RYEN, N; PAK, S. Precipitation of intermetallic phase in 22%Cr duplex stainless steels weld metals. *Welding Journal*. V. 74, n. 1, p. 28s-40s, 1995.
- [150] *Welding Research Supplement*, p. 13-21, 1982.
- [151] MILLER, M. K.; BENTLEY, J. APFIM. AEM investigation of CF8 and CF8M primary coolant pipe steels; *Materials Science and Technology*. v. 6, p. 285- 292, 1990.
- [152] HERTZMAN, S. "Ageing phenomena of a 22 Cr - duplex stainless steel weld metal at 325°C". Swedish Institute for Metals Research. Drotting Kristinas Vag 48- S 11428. Stockholm, Sweden, 1999.
- [153] HILDERS, O. A.; SAÉNS, 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 (1), p. 87 – 90, February, 1999.
- [154] MATEO, A.; LLANES, L.; ANGLADA, M.; REDJAIMIA, A.; METAUER, G. "Characterization of the intermetallic G-phase in AISI 329 duplex stainless steel". *Journal of Materials Science*. v. 32, p. 4533-4540, 1997.
- [155] GATTRELL, M. and KIRK, D. W. *Journal Electrochemistry Society*. v. 140, p. 903, 1993.
- [156] LEMOINE, C.; FNIDIKI, A.; TEILLET, J.; HÉDIN, M.; DANOIX, F. "Mössbauer Study of the ferrite decomposition in unaged duplex stainless steels". *Scripta Materialia*. v. 39 (1), p. 61 – 66, 1998.

- [157] WENG, K. L. CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A* 379 p. 119–132, 2004.
- [158] MAGNABOSCO, R. BRUNO, D. Efeito do envelhecimento a 475°C na microestrutura e corrosão por pite do aço inoxidável dúplex UNS S31803 (SAF 2205) 62º Congresso Internacional Anual da ABM - anais. Vitória, 2007.
- [159] DANOIX, F.; CHAMBRELAND, S.; MASSOUD, J. P.; AUGER, P. Duplex stainless steel '91, Beaune, p. 111, France, October 1991.
- [160] MARTINS, M.; JULIANO, R. C. Influência da temperatura de tratamento térmico na microestrutura do aço inoxidável super duplex ASTM A890/A890M Grau 5A. *Revista Fundação & Matérias Primas. Caderno Técnico* p. 68-79, maio/junho de 2004.
- [161] GAVRILJUK, V.G.; BERNS, H. High Nitrogen Steels: Structure, Properties, Manufacture, Applications. Ed. Springer, Germany, p. 378, 1999.
- [162] MELLO, M.; "Projeto de Doutorado - “Envelhecimento de aços inoxidáveis duplex em temperaturas moderadas: microestrutura, energia de impacto e corrosão”"; UFSCar -1998.
- [163] BONNEFOIS, B.; CHARLES, J.; DUPOIRON, F.; SOULIGNAC, A. Proceedings of the Conference on Duplex Stainless Steels '91, vol. 1, p. 347-362, Beaune, France, 1991.
- [164] 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*. P. 334-343, 2003.
- [165] YOUNG, M. C.; TSAY, L. W.; SHIN, C.-S.; CHAN, S. L. I. The effect of short time post-weld heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds. *International Journal of Fatigue* v. 29 p. 2155–2162, 2007.
- [166] FEDELE, R. Corrosão intergranular em juntas soldadas - parte III. *revista soldagem & inspeção* – ano 6. nº 5.
- [167] GLICKSTEIN, S. S. et al. Heat flow in welding. In: AMERICAN WELDING SOCIETY. *The Welding Handbook*. v. 1, 8ª Ed., Cap. 3, p. 65-87, USA, 1987.
- [168] GHENT, H. W. et al. Arc Efficiencies in TIG welds. In: Conference Arc Physics and Weld Pool Behavior, London, 1979. Proceedings. The Welding Institute, p. 17-23, London, 1980.
- [169] TSAI, N. S.; EAGAR, T. W. Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arcs. *Metallurgical Transactions B*. v. 16B, n. 4, p. 841-846, 1985.
- [170] MODENDESI, M. S. Introdução à metalurgia da soldagem. Apostila - chapter 2.
- [171] TERASAKI, T; GOOCH, T. G. Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steels. *ISIJ international*. V. 35, n. 10, p. 1272-76, 1995.
- [172] TSAI, C. L.; TSO, C. M. Heat flow in fusion welding. In: *Welding, Brazing and soldering, ASM Handbook*, v. 6, 10ª ed, ASM International, USA, p. 7-18, 1993.
- [173] BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C.; LIN, W. Effect of interpass temperature on the heat-affected zone performance of simulated multipass welds in duplex and superduplex stainless steels. *EWI Summary Report No. SR 9707*. Edison Welding Institute, Columbus-Ohio, November, 1997.

- [174] ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. Transactions of the ASME. v. 68, November, p. 849-866, 1946.
- [175] ADAMS, C. M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. Welding Journal. v. 37, n. 5, p. 210s-215s, 1958.
- [176] JHAVERI, P.; MOFFATT W.G.; ADAMS, C.M. The effect of plate thickness and radiation on heat flow in welding and cutting. Welding Journal. v. 41, n. 1, p. 12s-16s, 1962.
- [177] VAROL, I.; LIPPOLD, J. C.; BAESLACK III, W. A. Welding of duplex stainless steels. Key Engineering Materials. v. 69-70, p. 217-252, 1992.
- [178] LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steels. In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings. paper KV, England, TWI, 1994.
- [179] BERGLUND, G.; WILHELMSSON, P. Mater. Des. 10 p. 23–28, 1989.
- [180] MENEZES, J. W. A; REIS, F. E. U; ABREU, H. F. G; MIRANDA, H. C; RIBEIRO, J. E. M; OLIVEIRA, H. R. Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás.
- [181] HULL, F.C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. Welding Journal. v. 52, n. 5, p. 193s-203s, 1973. apud 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, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [182] ESPY, R.H. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels. Welding Journal. v. 61, n. 5, p. 149s-156s, 1982. apud 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, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [183] KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: a Modification of the WRC-1988 diagram, weld. j., may 1992, p171s-178s. apud ASM METALS HANDBOOK. Welding, Brazing e Soldering. Ed. 1993, vol. 6.
- [184] LONG, C. J.; DE LONG, W. T. WELD. J., VOL 52, 1973, P 281-S TO 297-S apud ASM METALS HANDBOOK. Welding, Brazing e Soldering. Ed. 1993, vol. 6.
- [185] NELSON, D. E.; BAESLACK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography. Metallography 18 p. 215-225, 1985.
- [186] VAROL, I. Microstructure/Property Relationships in the Weld Heat Affected Zone of Duplex stainless Steels. Columbus(OH), p. 261. Dissertation (Ph.D.) - Department of Welding Engineering, The Ohio State University, 1992.
- [187] LIPPOLD, J. C.; BRANDI, S; VAROL, I, BAESLACK, W. A. Heat-affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. In: Fourth International Conference Duplex Stainless Steels. Proceedings. paper 116, Glasgow, Scotland, 1994.
- [188] SERNA, C.P.; RAMIREZ, A.J.; BRANDI, S.D. Precipitação de fases intermetálicas e Cr₂N na ZACTB durante a soldagem multipasse dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304, UNS S32750 e UNS S32760. In: XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Curitiba-PR, 2000. Proceedings. Brazil, ABS, 2000.

- [189] SAVAGE, W. F. et al. Microsegregation in partially melted regions of 70Cu–30Ni weldments. *Welding Journal*. v. 55, n. 7, p. 181s-187s, 1976.
- [190] ARONSON, A. H. Preferred orientation in the weld fusion zone. *Welding Journal*. v. 45, n. 2, p. 85s-89s, 1966.
- [191] BAESLACK, W.; LIPPOLD, J. C. Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. *Metal construction*. V. 20, n. 1, p.26R-31R, 1988.
- [192] PAREDES, R. S. C.; BORSATO, K. S.; BERNARDINI, P. A. N.; AGUILA, J. V. Avaliação da soldabilidade de aços inoxidáveis especiais a ser utilizados na indústria do petróleo. 2º congresso brasileiro de P&D em petróleo & gás, 2003.
- [193] KAÇAR, R. Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal. *Materials and Design* 25 p. 1–9, 2004.
- [194] JARGELIUS, R. F. The influence of hydrogen on the mechanical properties and microstructure of stainless steels. *Proceedings of International Conference on Stainless Steels, Chiba, ISIJ*. p. 692–699, 1991.
- [195] ATAMERT, S.; KING, J. E.; REED, R. C. Reheated regions in duplex stainless weldments. In: *Conference International Trends in welding Science and Technology, Proceedings. USA, ASM, 1992*, p. 241-245, Gatlinburg-Tennessee- USA, 1992.
- [196] RAMÍREZ, A. J.; BRANDI, S. D. Estudo da precipitação de fases intermetálicas na ZAC de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex e superduplex. In: *V Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável - Inox'96, São Paulo-Brasil. Proceedings. Brasil, Núcleo Inox, 1996*, p. 187- 200, 1996.
- [197] RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. HAZ Precipitação de austenita secundária na ZAC de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex: Estudo a partir de microestruturas simuladas. In: *XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Curitiba-PR, 2000. Proceedings. Brazil, ABS, 2000*.
- [198] RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. HAZ secondary austenite formation in duplex stainless steels during multipass welding. In: *81th Annual AWS Convention, Chicago-IL, 2000. Proceedings. USA, AWS, 2000*.
- [199] FEDELE, R.; BRANDI, S. D.; LEBRÃO, S. G. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. *Revista soldagem & inspeção – ano 6. Nº 1 – suplemento técnico BR*.
- [200] VAN NASSAU, L. et al. Welding duplex and super-duplex stainless steel piping and components. In: *Conference Joining/Welding 2000, The Hague-The Netherlands, 1991. Proceedings. London, IIW, p. 271-284, 1991*.
- [201] Norma ASTM E384-99-Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.
- [202] Catálogo Welding electrodes Sandvik 22.9.3.LR., 2007.
- [203] ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E23-02a - Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, de 01 de Dezembro de 2004.

- [204] ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM A 923-03- Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels, Outubro de 2003.
- [205] ABNT NM 281-2. Materiais metálicos parte 2: Calibração de Máquinas de Ensaio de Impacto para Pêndulo Charpy.
- [206] SCHNEIDER, H. Investment casting of high-hot strength 12 per-cent chrome steel; Foundry Trade Journal. v. 108, p. 562, 1960.
- [207] A.L. SCHAEFFLER, MET. PROG., vol 26, p. 680, 1949 apud ASM METALS HANDBOOK. Welding, Brazing e Soldering. Ed. 1993, vol. 6.
- [208] PETTERSSON, C.; FAGER, S. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. AB Sandvik Steel, S-811 81 Sandviken, Sweden.
- [209] KATAYAMA, S., MATSUNAWA, A., Proc. International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics 84, 44: p. 60–67, 1984.
- [210] KATAYAMA, S.; MATSUNAWA, A., in Proc. International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics 85, San Francisco, IFS Ltd., Kempston, Bedford, UK, 1985, p. 19, 1985.
- [211] DAVID, S. A., VITEK, J. M., AND HEBBLE, T. L., Weld. J., 66: 289s, 1987.
- [212] BROOKS, J. A.; THOMPSON, A.W., Int. Mater. Rev., 36: 16, 1991.
- [213] ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W., Metall. Trans., 20A: 2117, 1989.
- [214] CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. Materials Science and Engineering A338 166-181, 2002.
- [215] DE LACERDA, J. C. Efeito do aporte térmico e adição de nitrogênio no gás de proteção na transição dúctil frágil de um aço inoxidável AISI 409 soldado pelo processo GMAW. Dissertação de Mestrado-Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. Ouro Preto, julho de 2007.
- [216] CAMPOS, M.; BAUTISTA, A.; CÁCERES, D.; ABENOJAR, J.; TORRALBA, J. M. Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels. Journal of the European Ceramic Society 23 p. 2813–2819, 2003.
- [217] MAGALHÃES, S. G. Avaliação do Revestimento a Base de Liga de Níquel em Aço Estrutural Empregando o Metal de Adição ERNiCrMo-3 Através da Soldagem MIG/MAG. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.
- [218] MIRANDA, E. C. Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2009.
- [219] TECHNICAL SPECIFICATION. General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines. CENPES-PETROBRAS.

[220] CRUZ, R. L. S. Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A516 Grau 60 sem Tratamento Térmico Posterior. Fortaleza, 2006. Dissertação de Mestrado, UFC.

[221] NUNES, E. B. Técnica da Dupla Camada sem TTPS no aço ABNT 4140. Fortaleza, 2007. Projeto Final de Curso. UFC.

[222] FRANCIS, J. A.; BHADESHIA, H. K. D. H.; WITHERS, P. J. Welding Residual Stresses in Ferritic Power Plant Steels. *Mat. Sci.Tech*, 23, p. 1009-1020, 2007.

[223] CETLIN, P. R.; PEREIRA, P. S. Análise de fraturas. 2a ed. ABS, p. 229, 1979.