



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE
MATERIAIS
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE TÉCNICAS DE SOLDAGEM DE
REPAROS COM DEPOSIÇÃO EM DUPLA CAMADA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AWS ER309L E AWS ER347 APLICADOS SOBRE AÇOS
ESTRUTURAIS 2,25Cr-1Mo E 2,25Cr-1Mo-0,25V

FORTALEZA

2016

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

**DESENVOLVIMENTO E ANÁLISE DE TÉCNICAS DE SOLDAGEM DE
REPAROS COM DEPOSIÇÃO EM DUPLA CAMADA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AWS ER309L E AWS ER347 APLICADOS SOBRE AÇOS
ESTRUTURAIS 2,25Cr-1Mo E 2,25Cr-1Mo-0,25V**

Dissertação de mestrado
apresentada ao Programa de Pós-
Graduação em Engenharia e Ciências de
Materiais da Universidade Federal do
Ceará.

Orientador: Prof. Dr. Hélio
Cordeiro de Miranda

Fortaleza

2016

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca Universitária
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

A571d Andrade, Tathiane Caminha.

Desenvolvimento e análise de técnicas de soldagem de reparos com deposição em dupla camada de aços inoxidáveis AWS ER309L e AWS ER347 aplicados sobre aços estruturais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V / Tathiane Caminha Andrade. – 2016.

128 f. : il. color.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2016.

Orientação: Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda.

1. Dupla camada. 2. Soldagem de reparo. 3. Soldagem de revestimento. 4. Aços Cr-Mo. I. Título.

CDD 620.11

TATHIANE CAMINHA ANDRADE

Desenvolvimento e Análise de Técnicas de Soldagem de Reparos com Deposição em Dupla Camada de Aços Inoxidáveis AWS ER309L AWS ER347 Aplicados sobre Aços Estruturais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.
Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Aprovado em: 22/02/2016.

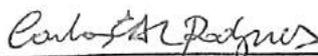
BANCA EXAMINADORA



Prof. Hélio Cordeiro de Miranda (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Cleiton Carvalho Silva
Universidade Federal do Ceará (UFC)



Prof. Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues
Universidade Federal Rural do Semi-Árido (UFERSA)

Ao mestre, historiador e meu avô,
Antônio Lúcio Porto Caminha, que
sempre me ensinou a nobreza da leitura e
do estudo.

“Que os vossos esforços desafiem as impossibilidades, lembrai-vos de que as grandes coisas do homem foram conquistadas do que parecia impossível.”
(Charles Chaplin)

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela vida.

À minha família, em especial meus pais, Angela Caminha Andrade e Paulo Roberto Andrade, e minha irmã, Camile Caminha Andrade, pelo apoio incondicional, amor e dedicação.

Ao meu namorado, Yuri Cruz da Silva, pelo carinho, amor, conselhos e por todo o tempo dedicado a me ajudar com este trabalho.

Ao meu orientador, Dr. Hélio Cordeiro de Miranda, por todos os ensinamentos durante minha vida acadêmica.

Aos professores que fazem parte do LPTS, Dr. Marcelo Ferreira Motta, Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Willys Machado Aguiar, pela ajuda durante o trabalho e pelas discussões valiosas que tive com cada um.

Aos companheiros de projeto, a engenheira Nathália Escóssio Cavalcante e ao mestre Pedro Helton Magalhães Pinheiro, pelos trabalhos vivenciados e ensinamentos compartilhados.

Aos bolsistas de graduação que foram de fundamental importância para o término deste trabalho, Ana Maria, Carlos Eduardo, Felipe Wendrio, Victor Leão e Yuri Lima, por todo o esforço de vocês e ajuda durante todo o trabalho.

Aos ex-bolsistas e aos atuais colegas de laboratório que fazem do LPTS um local de bom convívio e aprendizado de diversos assuntos.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) e ao Laboratório de Ensaio Mecânicos (LEM) da UFC e ao Laboratório de Ensaio Mecânicos do IFCE pela utilização de equipamentos e softwares indispensáveis para este estudo.

A todos que contribuíram de forma direta ou indireta para a realização deste trabalho e para o meu aprendizado ao longo da minha vida acadêmica.

RESUMO

A escolha correta de processos e parâmetros de soldagem para uma especificação de um procedimento de soldagem para fabricação ou reparo é um fator imprescindível e pode representar o sucesso ou o fracasso de um revestimento de componentes metálicos. Dependendo da aplicação, é necessário que o material e também a região da solda tenham propriedades específicas, adequadas para as solicitações decorrentes das condições operacionais destes componentes, tais como altas tensões e temperaturas elevadas. Diante do exposto, este trabalho pretende contribuir com um estudo para o desenvolvimento e avaliação de técnicas de soldagem em dupla camada com aços inoxidáveis austeníticos AWS ER 309L e AWS ER 347 para reparo de chapas de aços estruturais 2,25Cr-1Mo (ASTM A387 Gr 22) e 2,25Cr-1Mo-0,25V (ASTM A832 Gr. 22V) visando a redução de dureza e o refino de grão na ZAC. Os metais de base (2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V) e de adição (AWS ER 309L e AWS ER 347) foram caracterizados e avaliados por meio de análises químicas, microestrutura e ensaios de dureza e de microdureza. A soldagem preliminar foi realizada com um planejamento de fatorial completo analisando gás de proteção, metal de adição, técnica da energia, energia de soldagem e técnica de oscilação. Nesta etapa, a soldagem foi feita em simples deposição com pré-aquecimento de 175 °C. Foram retirados corpos de prova da seção transversal e analisados pelos critérios de dureza e microestrutura para a montagem dos diagramas de decisão. A análise destes diagramas mostrou os principais parâmetros que poderiam resultar em bons revestimentos e a etapa de soldagem de revestimento foi realizada segundo a escolha destes parâmetros. Os resultados mostraram que é possível a realização da soldagem com a técnica da dupla camada para o refino e revenimento da ZACGG da primeira camada, melhorando as propriedades dessa região. Para o aço 2,25Cr-1Mo a técnica da dupla camada obteve durezas abaixo de 250 HV na ZAC deste material e para o aço com adição de vanádio os resultados encontrados não atenderam a dureza máxima estabelecida por norma mas ainda sim houve um intenso refino e revenimento na amostra soldada com aplicação da técnica da dupla camada.

Palavras-chave: Dupla camada. Aços Cr-Mo. Soldagem de reparos. Soldagem de revestimento.

ABSTRACT

The right choice of welding processes and parameters for a specification of a welding procedure for the manufacture or repair is an essential factor and can represent the success or the failure of overlay metallic components. Depending on the application, it is necessary that the material and also the weld region have suitable specific properties for requests from operating conditions of these components such as high stresses and high temperatures. This work aims to contribute to a study for the development and evaluation of techniques of welding overlay without post-weld heat treatment (PWHT) with AWS ER 309L and AWS ER 347 austenitic stainless steels for repair of 2,25Cr-1Mo (ASTM A387 Gr 22) and 2,25Cr-1Mo-0.25V (ASTM A832 Gr. 22V) structural steel plates. The base metals (2,25Cr-1Mo and 2,25Cr-1Mo-0.25V) and filler metal (AWS ER 309L and AWS ER 347) were characterized and evaluated chemical composition, microstructure and hardness tests. The preliminary welding was performed with a factorial planning analyzing shielding gas, filler metal, energy technique, welding heat input and arc waving. In this step, the welding were made in single weld bead with preheating at 175 °C. Specimens were taken from the central region of the weld and analyzed by hardness and microstructure criteria for establishment the Decision Diagrams. The analysis of these diagrams show the main parameters that could result in good overlays and the overlay welding was performed according to the choice of these parameters. The results shown that the welding performed using the temper bead technique aiming to refining tempering the GGHAZ first layer was possible to improve the properties of that region. For 2,25Cr-1Mo steel the temper bead technique gave hardness below 250 HV in the HAZ of this material and for 2,25Cr-1Mo-0,25V steel the results did not meet the maximum hardness established by standard, but still there was an intense refining and tempering.

Key-words: Temper bead. Cr-Mo steels. Overlay welding. Repair welding.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Efeito do cromo na resistência à fluência de aços que contêm pequenas quantidades de molibdênio, silício, alumínio a 540 ° C.	21
Figura 2 - Contribuição na resistência à fluência em um aço Cr-Mo normalizado e a 550°C.....	22
Figura 3 - Diagrama TRC do aço 2,25Cr-1Mo	23
Figura 4 - Diagrama TRC do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V	24
Figura 5 - Imagens de MEV do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com microestruturas: a) e b) bainítica e c) e d) martensita revenida	25
Figura 6 - A propagação de hidrogênio na soldagem	28
Figura 7 - Esquemático do ataque por hidrogênio	30
Figura 8 - Trinca de reaquecimento na região soldada	31
Figura 9 - Curvas TTT esquemáticas para precipitação dos carbonetos de Nb e Cr em aços inoxidáveis austeníticos	33
Figura 10 - Representação das características geométricas em soldagem	35
Figura 11 - Esquemático das diferentes regiões de uma junta soldada.....	36
Figura 12 - Carbonetos nos aços a) 2,25Cr-1Mo e b) 2,25Cr-1Mo-0,25V	38
Figura 13 - Microscopia ótica mostrando as diferentes microestruturas obtidas após a simulação da ZAC correspondentes a ciclos térmicos de a) 20, b) 50 e c) 80 kJ/mm.....	39
Figura 14 - Microscopia Eletrônica de Transmissão obtidas das amostras com energia de a) 20; b) 50 e c) 80 kJ/cm	40
Figura 15 - Microdureza em uma amostra de 2,25Cr-1Mo com revestimento de aços inoxidáveis 309L/347	41
Figura 16 - Microestruturas da ZACGG de um aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com simulação de soldagem: a) com um único passe, b) ZACGG-SC, $T_p = 730\text{ °C}$, c) ZACGG-IC, $T_p = 890\text{ °C}$, d) ZACGG-IC com ataque superficial, e) ZACGG-SCR, $T_p = 1020\text{ °C}$, f) ZACGG-IN	42
Figura 17 - Esquema de sub regiões da ZAC em uma soldagem multipasse	44
Figura 18 - Diagrama do Critério de Dureza para um aço carbono	46
Figura 19 - Identificação das zonas dura e macia	47
Figura 20 - Superposição de camadas	47

Figura 21 - Exemplo de diagrama de decisão	49
Figura 22 - Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 8630M nas condições a) em cordão simples e b) com aplicação da dupla camada	50
Figura 23 - Microestrutura do aço AISI 8630M das regiões a) com influência da dupla camada e b) sem influência da dupla camada	50
Figura 24 - Bancada de soldagem robotizada	53
Figura 25 - Metodologia do projeto	54
Figura 26 - Esquemático para caracterização do metal de adição com detalhe para a superfície analisada.	55
Figura 27 - Esquemático da soldagem dos corpos de prova	60
Figura 28 - Esquemático dos perfis de microdureza	68
Figura 29 - Perfil de microdureza para o aço AISI 8630 soldado com o eletrodo ERNiCrMo-3 com energia de soldagem de 0,6 kJ/mm e sem tecimento	69
Figura 30 - Exemplo de diagrama de decisão contendo condições a) aprovadas e b) reprovadas nos critérios de dureza e microestrutura	70
Figura 31 - Esquemático para estudo de sobreposição de aços inoxidáveis	71
Figura 32 - Esquemático para análise de dureza em revestimento	73
Figura 33 - Simulação do diagrama de fases para o aço 2,25Cr-1Mo	74
Figura 34 - Simulação do diagrama de fases para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) Diagrama de fases e b) Detalhe para a faixa de temperatura compreendida entre 700 e 900 °C	75
Figura 35 - Caracterização do Metal de Base a) microestrutura como recebida e b) microestrutura evidenciando a presença de bandeamentos na região central	76
Figura 36 - a) Ensaio de microdureza em diferentes regiões da peça e b) Microestrutura evidenciando a diferença de microdureza em bandeamentos	77
Figura 37 - Dureza Vickers do Metal de Base 2,25Cr-1Mo	78
Figura 38 - Caracterização no metal de base de 2,25Cr-1Mo-0,25V. Ataque Nital 2%	79
Figura 39 - Dureza no metal de base 2,25Cr-1Mo-0,25V	79
Figura 40 - Caracterização dos metais de adição: a) AWS ER 309L e b) AWS ER 347. Ataque: Ácido Oxálico 10%	81
Figura 41 - Microdureza dos metais de adição	81

Figura 42 - Foto do cordão e perfil transversal das amostras soldadas com metal de adição ER 309L, técnica da energia tipo I, gás de proteção Ar+25%He e energias de soldagem: a) e c) 1,9kJ/mm (amostra SH7) e b) e d) 2,5kJ/mm (amostra SH8)	82
Figura 43 - Foto do cordão e perfil transversal das amostras com metal de base 2,25Cr-1Mo, metal de adição ER309L, técnica da energia tipo I, energia de soldagem 1,3 kJ/mm e gás de proteção: a) e c) Ar+4%CO ₂ (amostra SH2) e b) e d) Ar+38%He+4%CO ₂ (amostra SH10)	83
Figura 44 - Exemplo de perfis tipo taça com metal de base 2,25Cr-1Mo-0,25V, técnica da energia tipo I, metal de adição ER309L, energia de soldagem 2,5 kJ/mm e gás de proteção: a) Ar+4%CO ₂ (amostra SHV4) e b) Ar+38%He+4%CO ₂ (amostra SHV12)	83
Figura 45 - Exemplo de macrografia com metal de base 2,25Cr-1Mo, técnica da energia tipo I, energia de soldagem 2,5 kJ/mm, gás de proteção Ar+25%He e com metal de adição: a) AWS ER309L (amostra SH8) e b) AWS ER347 (amostra SH32).....	84
Figura 46 - Perfil geométrico das amostras soldadas em metal de base 2,25Cr1Mo, metal de adição ER309L, gás de proteção Ar+4%CO ₂ , técnica da energia tipo I, energia de soldagem 2,5 kJ/mm e técnica de oscilação: a) sem tecimento e b) tecimento triangular.	84
Figura 47 - Perfis de Microdureza para as amostras analisadas: a) e b) exemplo para picos de dureza menores e c) e d) exemplos para picos de dureza maiores	85
Figura 48 - Análise de variância mostrando a relevância na Zona Dura e Zona Macia dos fatores: a) Metal de adição, b) Técnica da Energia, c) Gás de Proteção e d) Energia de Soldagem	86
Figura 49 - Exemplo de medição de ZACGG e ZACGF.....	88
Figura 50 - Análise de variância mostrando a relevância na extensão da ZACGG e ZACGF dos fatores: a) Metal de adição, b) Técnica da Energia, c) Gás de Proteção e d) Energia de Soldagem	89
Figura 51 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 na primeira camada: Energia de 0,7 kJ/mm, Tipo I, Ar + 4% CO ₂ , Com Tecimento	91
Figura 52 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 refeito com adição das amostras SH65 e SH66	93
Figura 53 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 refeito com ajuste na primeira e segunda camada.....	94

Figura 54 - Diagrama de decisão para a amostra SHV24 na primeira camada: Energia de 1,0 kJ/mm, Tipo V, Ar + 38% He + 4% CO ₂ , com Tecimento	95
Figura 55 - Geometria da seção transversal das amostras SHV15 e SHV32.....	95
Figura 56 - Diagrama de decisão ajustado para a amostra SHV24: Energia de 1,0 kJ/mm, Tipo V, Ar + 38% He + 4% CO ₂ , com Tecimento.....	96
Figura 57 - Macrografias da seção transversal das amostras de revestimento: a) C1, b) C2, c) C3, d) C4, e) C5, f) C6 e g) C7	99
Figura 58 - Macrografia do revestimento no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V. Amostra CV1	100
Figura 59 - Caracterização dos revestimentos reprovados pelos critérios de avaliação: a) C3, b) C4 e c) C5	101
Figura 60 - Imagens próximas a zona fundida mostrando a heterogeneidade do revestimento C4: a) região com refino de grão e b) região com grãos maiores	101
Figura 61 - Caracterização dos revestimentos aprovados pelos critérios de avaliação: a) C6 e b) C7	102
Figura 62 - Perfis de dureza para soldagem de revestimento do aço 2,25Cr-1Mo segundo a norma PETROBRAS N-133 nos sentidos a) vertical e b) horizontal.....	102
Figura 63 - Caracterização da amostra C6 em a) e c) cordão isolado e b) e d) com aplicação da dupla camada.....	104
Figura 64 - Caracterização das zonas de soldagem após aplicação da técnica da dupla camada no aço 2,25Cr-1Mo	105
Figura 65 - Interface dissimilar na zona fundida do aço 2,25Cr-1Mo	107
Figura 66 - Imagens de MEV da ZAC do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo: a) magnificação de 2000x e b) magnificação de 5000x.....	108
Figura 67 - Análise de EDS em linha na interface do revestimento C6 no aço 2,25Cr-1Mo: a) região da interface onde foi realizado o EDS em linha e b) EDS da interface.....	109
Figura 68 - Mapeamento químico na interface ZF/ZAC da amostra de revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo a) imagem da região analisada com mapeamento de diversos elementos: b) Fe, c) Cr, d) Ni, e) Mo e f) Mn.....	110
Figura 69 - Análise de MEV na interface do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo: a) Microestrutura na interface e b) Detalhe para região com morfologia martensítica	112

Figura 70 - Microdureza na interface do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo112	
Figura 71 - Perfis de dureza para soldagem de revestimento do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V segundo a norma PETROBRAS N-133 nos sentidos a) vertical e b) horizontal114	
Figura 72 - Caracterização da amostra CV1 a) e c) cordão isolado e b) e d) dupla camada	115
Figura 73 - Diferentes regiões da ZAC após aplicação da técnica da dupla camada.	116
Figura 74 - Diferentes microestruturas de ZACGG encontradas no revestimento: a) Macrografia com detalhe para cada região, b) ZACGG reauecida da região entre dois cordões e c) ZACGG reauecida da região de maior penetração	118
Figura 75 - Micrografia da dupla camada do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com detalhe para a descarbonetação próxima a interface do revestimento.....	119
Figura 76 - Análise de MEV do revestimento CV1 do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) ZAC mais próxima à interface com a ZF e b) ZAC mais afastada da interface com a ZF.	120
Figura 77 - EDS em linha do revestimento CV1 no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) Região onde foi realizada a análise e b) EDS em linha	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Custo relativo de materiais para equipamentos de processo.....	20
Tabela 2 - Microdureza Vickers para as amostras com três diferentes energias	41
Tabela 3 - Durezas encontradas para as diversas ZAC's no material 2,25Cr-1Mo com simulação de soldagem	43
Tabela 4 - Composição química dos metais de base.....	51
Tabela 5 - Composição química sugerida pela norma para os metais de adição	52
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+4%CO ₂	57
Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+25%He	58
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+38%He+4%CO ₂	59
Tabela 9 - Fatores de controle para soldagem preliminar do aço 2,25Cr-1Mo...	60
Tabela 10 - Planejamento experimental em fatorial completo para o aço 2,25Cr- 1Mo	61
Tabela 11 - Planejamento experimental para estudo da técnica de oscilação	63
Tabela 12 - Fatores de controle para soldagem preliminar do aço 2,25Cr-1Mo- 0,25V	64
Tabela 13 - Planejamento experimental para soldagem do aço 2,25Cr-1Mo- 0,25V	65
Tabela 14 - Atividades de metalografia	72
Tabela 15 - Composição Química do Metal de Base 2,25Cr-1Mo	76
Tabela 16 - Composição Química do Metal de Base 2,25Cr-1Mo-0,25V	78
Tabela 17 - Composição química dos metais de adição	80
Tabela 18 - Parâmetros para soldagem de revestimento para o aço 2,25Cr-1Mo	98
Tabela 19 - Parâmetros para soldagem de revestimento para o aço 2,25Cr-1Mo- 0,25V	100

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	I
RESUMO	II
ABSTRACT.....	I
1. INTRODUÇÃO	15
2. OBJETIVOS	18
2.1. OBJETIVOS GERAIS.....	18
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	18
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1. EQUIPAMENTOS DE PROCESSO DA INDÚSTRIA PETROQUÍMICA E DE REFINO DE PETRÓLEO	19
3.2. MATERIAIS PARA EQUIPAMENTOS DE PROCESSO	20
3.3. AÇOS CR-MO	21
3.3.1. Os AÇOS 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V	22
3.3.2. PROBLEMAS ENCONTRADOS NOS AÇOS CR-MO	27
3.4. AÇOS INOXIDÁVEIS	32
3.5. O PROCESSO DE SOLDAGEM.....	34
3.6. SOLDAGEM DE REVESTIMENTO	35
3.7. EFEITO DO APORTE TÉRMICO SOBRE OS MATERIAIS	36
3.8. A SOLDAGEM E SUA INFLUÊNCIA NA MICROESTRUTURA DE AÇOS CR-MO.....	37
3.9. TÉCNICAS DE SOLDAGEM PARA PROPORCIONAR O REFINO DE GRÃOS E O AMACIAMENTO DA ZAC.....	43
3.9.1. TÉCNICA DA MEIA CAMADA.....	43
3.9.2. TÉCNICA DA DUPLA CAMADA.....	44
3.9.3. CRITÉRIOS DE AVALIAÇÃO	45
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
4.1. METAL DE BASE	51
4.2. METAL DE ADIÇÃO	51
4.3. GASES DE PROTEÇÃO	52

4.4.	EQUIPAMENTOS.....	53
4.4.1.	EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM	53
4.4.2.	EQUIPAMENTOS PARA CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E ENSAIOS MECÂNICOS	53
4.5.	METODOLOGIA.....	54
4.5.1.	ETAPA 1: CARACTERIZAÇÃO DOS CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.....	55
4.5.2.	ETAPA 2: SOLDAGEM PRELIMINAR	55
4.5.3.	ETAPA 3: ANÁLISE PELOS CRITÉRIOS DE DUREZA E DE MICROESTRUTURA	66
4.5.4.	ETAPA 4: SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS.....	70
4.5.5.	ETAPA 5: CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS	72
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	74
5.1.	ETAPA 1: CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE E METAL DE ADIÇÃO	74
5.1.1.	SIMULAÇÃO DO DIAGRAMA DE FASES	74
5.1.2.	CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE DE 2,25Cr-1Mo	76
5.1.3.	CARACTERIZAÇÃO DO METAL DE BASE DE 2,25Cr-1Mo-0,25V	78
5.1.4.	CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS DE ADIÇÃO	80
5.2.	ETAPA 2: SOLDAGEM PRELIMINAR.....	81
5.2.1.	ANÁLISE DO ASPECTO VISUAL E MACROGRAFIA	82
5.3.	ETAPA 3: ANÁLISE PELOS CRITÉRIOS DE DUREZA E MICROESTRUTURA.....	84
5.3.1.	CRITÉRIO DE DUREZA	84
5.3.2.	CRITÉRIO DE MICROESTRUTURA.....	88
5.3.3.	DIAGRAMAS DE DECISÃO.....	91
5.4.	ETAPA 4: SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS	97
5.4.1.	SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS NO AÇO 2,25Cr-1Mo	97
5.4.2.	SOLDAGEM DE REVESTIMENTOS NO AÇO 2,25Cr-1Mo-0,25V	99
5.5.	ETAPA 5: CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS.....	100
5.5.1.	APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA NO AÇO 2,25Cr-1Mo	100
5.5.2.	APLICAÇÃO DA DUPLA CAMADA NO AÇO 2,25Cr-1Mo-0,25V	114
6.	CONCLUSÕES	122
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	124

1. INTRODUÇÃO

Nas indústrias petroquímicas e de refino de petróleo é comum a utilização de aços da família Cr-Mo em aplicações que necessitam de altas temperaturas e pressões, tais como os reatores de hidrotratamento.

Nesses reatores, utiliza-se a aplicação de hidrogênio para tratamento e retirada de impurezas como enxofre e nitrogênio, obtendo assim produtos com maior valor agregado. Esse processo opera a temperaturas elevadas (acima de 450 °C) e altas pressões (6 a 20 MPa) e é realizado em vasos de pressão, sob atmosfera rica em hidrogênio.

Normalmente, os materiais empregados nessa aplicação são aços da família Cr-Mo, pois possuem boa resistência a temperaturas elevadas além de boa resistência ao ataque por hidrogênio.

Os aços 2,25Cr-1Mo têm sido amplamente utilizados nos últimos anos devido as excelentes propriedades mecânicas nesses ambientes, alta resistência à fluência e ao ataque por hidrogênio, além de boa tenacidade.

Estudos têm sido realizados com o objetivo de melhorar as propriedades dos aços já existentes, devido aos reatores que necessitam operar em condições mais severas, como uma temperatura na faixa de 480 °C e pressão parcial de 20,7 MPa, além de trabalhar com um petróleo mais agressivo. Então, foram propostos novos aços que possuem comportamento seguro e capacidade de redução de espessura. Dentre esses aços, os que contém 0,25% de vanádio apresentam alta resistência à fluência, melhor tenacidade e aumento de resistência ao ataque por hidrogênio.

Para diminuir os danos causados aos aços da família Cr-Mo quando expostos a essas atmosferas e conferir outras propriedades, como a resistência a corrosão, são utilizados revestimentos com aços inoxidáveis. Normalmente, o revestimento é feito com dois tipos de aços inoxidáveis: o AISI 309L na primeira camada sobre o substrato (material da família Cr-Mo) e o AISI 347 em uma segunda camada.

Assim, a soldagem de materiais dissimilares (aços Cr-Mo e aços inoxidáveis) é utilizada para a fabricação desses componentes devido a necessidade de aplicação de revestimento. Portanto, este processo deve ser planejado e executado cuidadosamente de forma a não prejudicar as propriedades mecânicas em regiões que foram afetadas pelos ciclos térmicos provenientes dos processos de soldagem e, conseqüentemente,

umentando a vida útil do equipamento e evitando perdas de material e falhas em segurança.

A soldagem dissimilar encontra dificuldades mais complexas, pois é necessário que a deposição consiga coalescer efetivamente os dois materiais com propriedades diferentes sem que haja degradação ou diminuição de suas propriedades de resistência mecânica, de resistência à corrosão ou de qualquer outra propriedade que venha a ser necessária para a aplicação. Além disso, é preciso levar em conta aspectos químicos, físicos e metalúrgicos para que não haja acúmulo de tensões, microsegregações, propagações de trincas ou defeitos durante e após a soldagem.

De forma mais específica, a soldagem de revestimento constitui uma das grandes aplicações dos processos de soldagem dissimilar a arco voltaico. Este tipo de soldagem objetiva a produção de uma ou mais camadas de metal com propriedades específicas que o metal de base não possui. No caso dos reatores de hidrotreatamento, o revestimento é imprescindível para conferir a resistência a corrosão e a resistência ao H_2 adequadas ao equipamento.

Esses materiais após tempos prolongados de exposição, acabam por degradar. Sabendo que se torna inviável a substituição de todo o reator, devido aos custos durante toda a operação, é necessário o reparo da região. Então, é imprescindível a exploração de técnicas que possibilitem a execução correta da soldagem de reparo. Porém, como todo processo de soldagem, também pode interferir nas propriedades do material.

Assim, se não for corretamente executada, a soldagem de reparo pode comprometer a qualidade do revestimento e a resistência à corrosão, prejudicando o desempenho do material. Como exemplo dos problemas causados por uma soldagem mal executada pode-se citar a formação de fases de alta dureza, precipitação de fases deletérias, a microsegregação e a formação de zonas parcialmente misturadas ou zonas de alta diluição, que possuem interfaces frágeis.

Desta forma, a escolha correta de processos e parâmetros de soldagem, assim como uma especificação de um procedimento correto de execução são fatores imprescindíveis e podem representar o sucesso ou o fracasso de um revestimento.

Normalmente, as normas que regem a soldagem de reparo em componentes de aços Cr-Mo nas petroquímicas e indústrias de petróleo, propõem a utilização de um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), com o objetivo de reduzir a dureza e melhorar as propriedades mecânicas das regiões críticas na soldagem. Porém, o uso de

TTPS pode ser complicado devido a complexidades técnicas e, assim, acabam por elevar o tempo de máquina parada, comprometendo a produção e aumentando os custos. Neste sentido, a exploração de técnicas de soldagem sem o uso de TTPS se torna uma grande motivação para o estudo da soldagem desses materiais. Contudo, estudos sobre técnicas de soldagem com deposição controlada nesses materiais que visam a posterior soldagem de reparo têm sido escassos.

O Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) já realizou diversos estudos com utilização de técnicas de deposição controlada, de forma mais específica, com a utilização da técnica da dupla camada. O laboratório se tornou referência no estudo dessa técnica no Brasil. Desde 2001, trabalhos foram desenvolvidos com o objetivo de investigar e melhorar a utilização da técnica, retirando o TTPS, em diversos materiais.

Os primeiros trabalhos utilizaram eletrodo revestido para depositar e unir os materiais propostos, ABNT 4140 e ABNT 1045. Estes primeiros trabalhos mostraram a eficácia da aplicação da dupla camada para o refino e revenimento dos metais de base e apontaram relações de energias ótimas bem como o estudo de parâmetros que foi desenvolvido.

A partir de 2008, o critério de microestrutura foi desenvolvido juntamente com a análise por diagramas de decisão. A elaboração de um novo critério de avaliação contribuiu para o melhor desempenho da técnica da dupla camada. Já os diagramas de decisão tornaram a análise dos resultados mais fácil de ser realizada.

Em 2013 e 2014, os trabalhos realizados mostraram a aplicação da técnica da dupla camada em materiais mais ligados (ASTM 8630M e ASTM F22). Nesses materiais, houve uma maior dificuldade para aplicação da técnica, porém, o refino e revenimento dos grãos foi alcançado tanto pela soldagem MIG/MAG, como pela soldagem TIG com alimentação de arame frio.

Portanto, trabalhos desenvolvidos no LPTS mostram a gama de utilização da técnica da dupla camada como técnica de deposição controlada para refino e revenimento da ZAC dos mais diversos materiais com diversos processos de soldagem.

Portanto, este trabalho pretende contribuir com o tema através do desenvolvimento e avaliação de técnicas de soldagem que visam interfaces menos propensas a defeitos.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivos Gerais

Desenvolver e avaliar técnicas de soldagem em dupla camada com AWS ER347 e AWS ER309L para reparo sem a utilização de TTPS de chapas de 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V considerando aspectos operacionais e metalúrgicos para possibilitar uma combinação de energia para uma interface mais macia, com grãos mais refinados e menos propensa a defeitos.

2.2. Objetivos Específicos

Como objetivos específicos pode-se destacar:

- a) Analisar diversos fatores de controle, como metal de adição, técnica da energia, gás de proteção, energia de soldagem e técnica de oscilação, na soldagem de simples deposição de aços inoxidáveis AWS ER347 e AWS ER309L sobre aços estruturais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V.
- b) Analisar os critérios de dureza e de microestrutura como critérios de escolha de parâmetros entre as camadas do revestimento;
- c) Definir parâmetros de soldagem que proporcionem uma ZAC macia com ausência de defeitos;
- d) Avaliar as características mecânicas do revestimento de uma chapa de 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V com AWS ER309L na primeira camada e AWS ER347 na segunda camada, com ensaios de dureza e caracterização metalúrgica;
- e) Analisar as alterações metalúrgicas e as diversas microestruturas formadas durante a soldagem na ZAC e interface dos revestimentos;

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Equipamentos de Processo da Indústria Petroquímica e de Refino de Petróleo

Denomina-se equipamentos de processo os equipamentos estáticos nas indústrias de processamento, que são indústrias nas quais materiais sólidos ou fluidos sofrem transformações físicas ou químicas ou as que se dedicam à armazenagem, manuseio ou distribuição de fluidos (DE JESUS, 2012). Dentre essas pode-se citar as indústrias químicas, farmacêuticas, termelétricas bem como as petroquímicas, de refino e extração de petróleo.

Nessas indústrias existem algumas condições que fazem com que esses equipamentos necessitem de materiais e processos de fabricação adequados que garantam a confiabilidade do equipamento. Dentre essas condições pode-se citar (TELLES, 2003):

- a) regime contínuo de operação: que submete o equipamento a condições severas de trabalho;
- b) equipamentos interligados entre si: que possuem um risco potencial de paralisação de toda a planta se houver falha ou dano em um único equipamento;
- c) operação em condições de risco: que envolvam fluidos inflamáveis, tóxicos, corrosivos, etc.

Essas condições dificultam a escolha do material adequado para cada equipamento e seu processo de fabricação. É necessário não apenas o conhecimento do regime do equipamento, mas também como o material escolhido se comporta nas condições de trabalho para garantir a confiabilidade e segurança do equipamento.

Existem diversas condições de trabalho que devem ser notadas para a escolha adequada dos materiais. A seguir são listados alguns aspectos que devem ser considerados:

- a) temperatura de operação: junto com este fator pode-se dar atenção a outros que são necessários como resistência a altas temperaturas, temperatura de oxidação, estabilidade térmica, expansão térmica, etc.

- b) corrosão: é um assunto a ser considerado já que pode causar danos muito prejudiciais como perfurações, perda da resistência mecânica, mudança na aparência do equipamento, formação de resíduos e fuligem, etc.

Uma solução frequentemente encontrada para reduzir custos e aliar a boas propriedades é a fabricação de equipamentos revestidos. O revestimento pode ter diversas funções, dentre elas está a de resistência a corrosão. Os materiais utilizados para equipamentos que necessitem de alta resistência à corrosão frequentemente são aços inoxidáveis e ligas a base de níquel.

3.2. Materiais para Equipamentos de Processo

A escolha adequada de materiais para cada equipamento nas indústrias é, frequentemente, uma das mais difíceis a ser tomada. Diversas vezes, a escolha dos materiais leva em conta a experiência do projetista e a tradição de utilização de determinado material. Entretanto, nem sempre essas são as escolhas mais viáveis e menos custosas. Na Tabela 1 são apresentados os custos relativos de diversos materiais utilizados nas indústrias a temperatura ambiente.

Tabela 1 - Custo relativo de materiais para equipamentos de processo

Material	Custo Relativo
Aço carbono estrutural	1,0
Aço-liga $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo	3,1
Aço inoxidável tipo 304	8,6
Incoloy	48,5

Fonte: (TELLES, 2003)

Existem diversos materiais utilizados para fabricação de equipamentos de processo. Dentre os materiais metálicos que compõem grande parte do corpo dos equipamentos estão os aços carbono e, para aplicações que requerem mais resistência a altas temperaturas e à oxidação, os aços liga, como os aços ao cromo e aços cromo-molibdênio.

3.3. Aços Cr-Mo

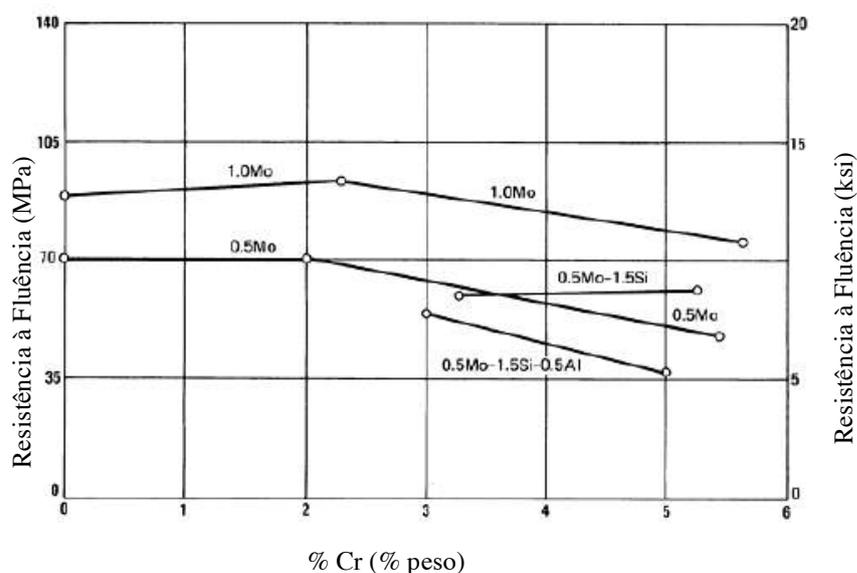
Os aços cromo-molibdênio possuem excelentes propriedades de resistência à fluência, tenacidade e resistência à corrosão quando comparados a aços carbono comuns. Estes aços são muito utilizados em indústrias de geração de energia elétrica e em petroquímicas em aplicações que envolvem altas temperaturas, nas quais são requeridas resistência à fluência, adquirida pela adição de molibdênio, e resistência à corrosão, pela adição de cromo.

Como uma dessas aplicações, pode-se citar o processo de hidrotreatamento (HDT) de petróleo que têm como objetivo remover elementos e compostos contaminantes a base de enxofre, nitrogênio, oxigênio e metais pesados.

Os reatores HDT operam a temperaturas na faixa de 370 °C a 550 °C, o que torna a aplicação de aços comuns impraticável, principalmente, devido a problemas como grafitização, fluência e ataque pelo hidrogênio. De acordo com a temperatura em que o processo deve operar, é então escolhido o tipo de aço Cr-Mo.

Para aços baixa liga, o teor de cromo varia em geral entre 0,5 a 12%. Quanto maior a adição de cromo no aço, maior será a resistência à oxidação. Porém, adições de cromo também diminuem a resistência à fluência do material (Figura 1).

Figura 1 - Efeito do cromo na resistência à fluência de aços que contêm pequenas quantidades de molibdênio, silício, alumínio a 540 ° C.



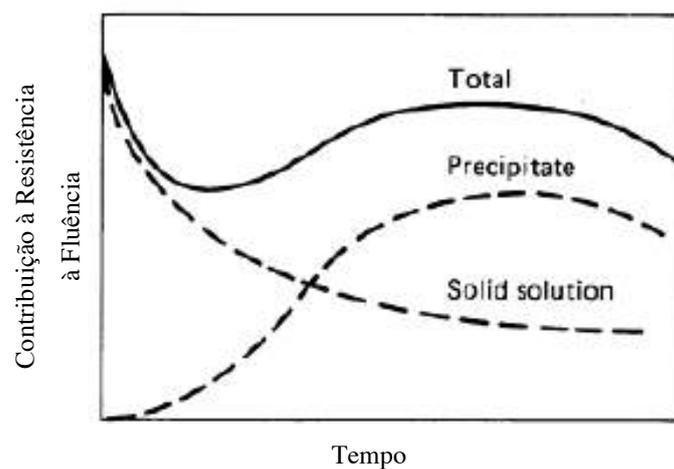
Fonte: adaptado de (HANDBOOK, 1993)

Portanto, para aços com elevado teor de cromo, a adição de molibdênio aumenta a resistência à fluência e, devido a seu efeito estabilizador de carbonetos, evita a grafitização. A fluência é, normalmente, o principal mecanismo de degradação de materiais que trabalham a altas temperaturas, limitando sua vida útil. Para os aços cromo-molibdênio, a resistência à fluência é devido a duas fontes principais (Figura 2):

- Endurecimento por solução sólida do carbono, cromo e molibdênio na matriz ferrítica;
- Endurecimento pela precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos.

Nos estágios iniciais da fluência o efeito do endurecimento por solução sólida é preponderante. Com o passar do tempo, a precipitação de carbonetos tem influência mais significativa. Porém, o efeito de endurecimento por precipitação de carbonetos diminui com o seu coalescimento, formando estruturas mais estáveis, mas menos resistentes. As duas formas de endurecimento tornam-se instáveis em temperaturas elevadas.

Figura 2 - Contribuição na resistência à fluência em um aço Cr-Mo normalizado e a 550° C.



Fonte: (HANDBOOK, 1993)

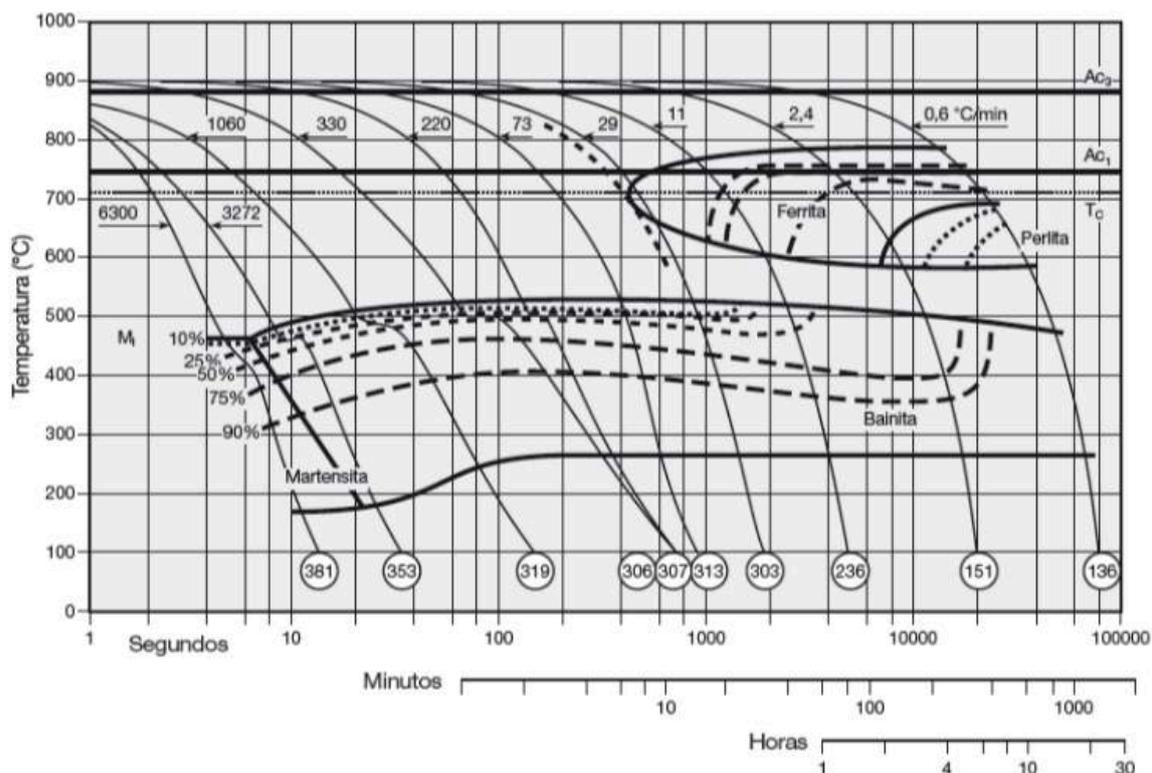
3.3.1. Os Aços 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V

Em relação aos aços da família Cr-Mo, os aços 2,25Cr-1Mo possuem melhor resistência à fluência em comparação com determinados tipos de aços dessa classe

como o 5Cr-0,5Mo e o 1Cr-0,5Mo. Essas ligas apresentam bom desempenho em serviço em temperaturas na faixa de 650 °C, sem a presença de hidrogênio ou em 480 °C com a presença de hidrogênio.

O aço 2,25Cr-1Mo possui uma extensa faixa de transformação bainítica, como pode ser visto no diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo (TRC) desse aço (Figura 3). Através da análise deste diagrama, percebe-se que esta estrutura pode ser obtida em diferentes taxas de resfriamento. Também é possível obter martensita a resfriamentos muito rápidos e, segundo BHADSHIA, STRANG, *et al.* (1997), a microestrutura ferrítica pode ser alcançada em determinados tratamentos térmicos principalmente em peças de grande espessura.

Figura 3 - Diagrama TRC do aço 2,25Cr-1Mo



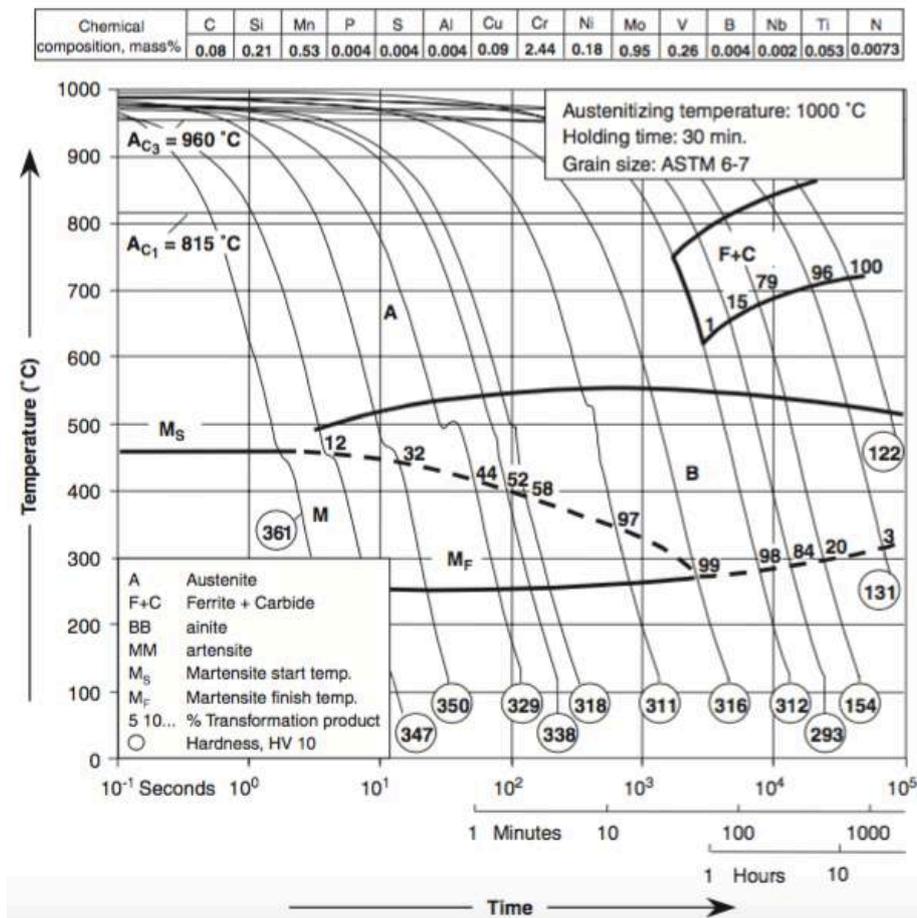
Fonte: (COLPAERT, 2008)

Para promover o endurecimento por precipitação, estabilizar carbonetos e refinar os grãos, pode ser adicionado elementos de liga como nióbio, titânio e vanádio.

Os aços 2,25-Cr-1Mo modificados com vanádio demonstram propriedades superiores quando comparado ao aço sem este elemento. Estes materiais foram introduzidos como alternativa aos aços com 2,25Cr-1Mo, possibilitando uma redução

na espessura da parede do reator e/ou um aumento da severidade da condição de trabalho. O diagrama TRC deste material está mostrado na Figura 4.

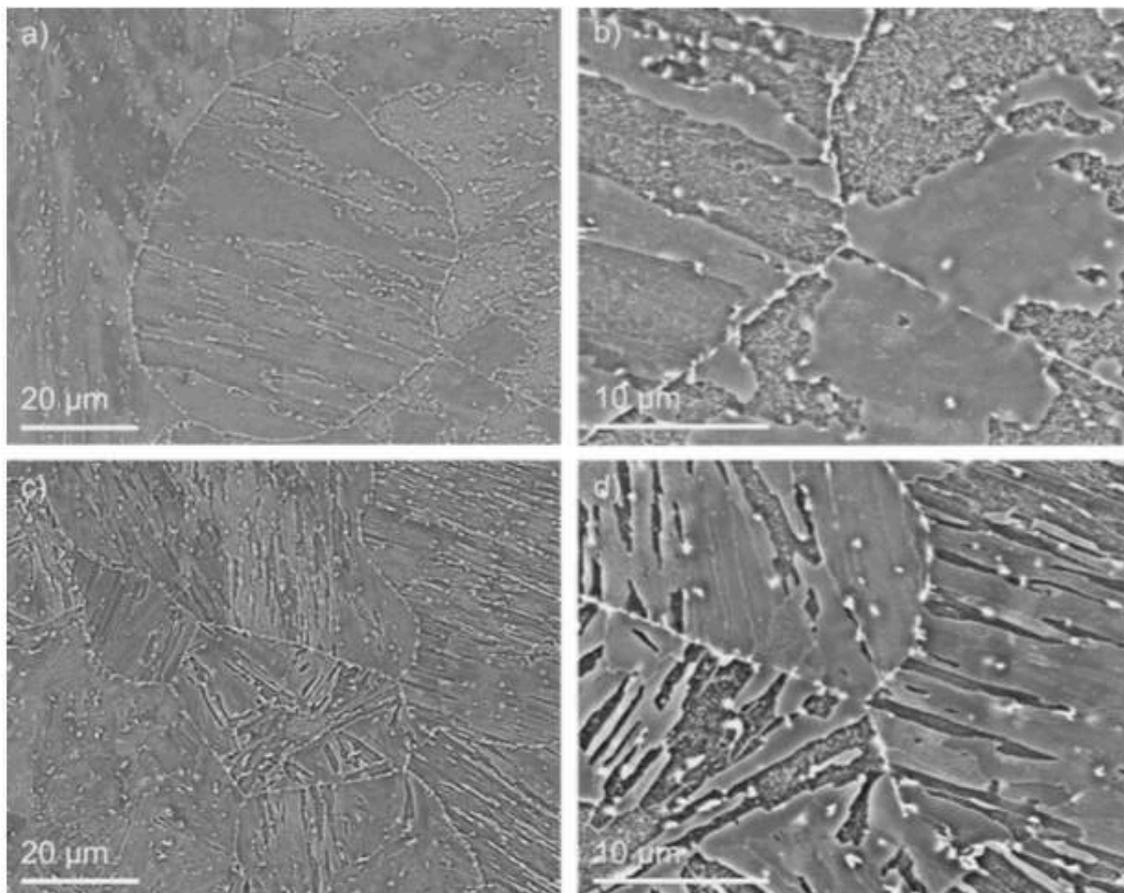
Figura 4 - Diagrama TRC do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V



Fonte: (BENDICKA, GABRELB, *et al.*, 2007)

Neste material também é extensa a faixa de transformação bainítica. Estudos anteriores (AGHAJANIA, SOMSENA, *et al.*, 2009) mostram a microestrutura do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V em diferentes tratamentos térmicos, diferenciando a bainita e uma martensita revenida (Figura 5).

Figura 5 - Imagens de MEV do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com microestruturas: a) e b) bainítica e c) e d) martensita revenida



Fonte: (AGHAJANIA, SOMSENA, *et al.*, 2009)

Os carbonetos de vanádio reduzem a suscetibilidade ao ataque por hidrogênio e aumentam a resistência à fluência. Esses precipitados normalmente são do tipo MC e estão finamente dispersos na matriz. Além disso, eles aumentam a capacidade de aprisionar o hidrogênio, limitando a difusividade deste elemento na estrutura ferrítica.

Em um trabalho anterior (KLUEH e SWINDEMAN, 1986) estudou-se o aço 2,25 Cr- 1 Mo com e sem vanádio com estrutura bainítica e observaram que os carbonetos de Ti e V são mais estáveis do que os carbonetos de Cr e Mo, o que resulta em um maior endurecimento da matriz e maior resistência a quente do aço modificado. Em relação à microestrutura, foi observado que o aço com vanádio apresenta elevada densidade de discordância, com uma remanescente estrutura de ripas.

A adição de vanádio possibilita inúmeras vantagens quando comparados aos aços Cr-Mo convencionais (GONÇALVES, 2013):

- a) Maior resistência à tração em temperatura ambiente;

- b) Maiores pressões máximas admissíveis no projeto;
- c) Maiores pressões parciais de H₂ admissível.

Além dessas características, esses materiais possuem melhores propriedades a temperatura elevadas e maior resistência a:

- a) Fragilização ao revenido;
- b) Fragilização ao hidrogênio;
- c) Ataque pelo hidrogênio em temperaturas elevadas;
- d) Decoção pelo hidrogênio entre a zona fundida e o revestimento.

Entretanto, a adição de vanádio deve se limitar a 0,25 %, pois acima desse valor pode causar suscetibilidade à formação de trincas de reaquecimento.

Apesar das vantagens apresentadas, o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V é conhecido por sua maior restrição em relação ao aço que não possui vanádio. Em particular, a operação de soldagem é crítica e as melhorias neste material só podem ser consideradas caso as propriedades das regiões soldadas forem compatíveis com as propriedades do material, já que este material é mais difícil de ser utilizado, especialmente, durante uma soldagem.

Regiões próximas à solda realizada podem possuir heterogeneidades e propriedades diferentes em relação ao metal de base, prejudicando as propriedades mecânicas. Portanto, é necessário que a solda seja realizada com bastante cuidado. Outro problema deste material é a suscetibilidade à trinca de reaquecimento. Este fenômeno pode ocorrer na zona fundida (ZF) ou na zona afetada pelo calor (ZAC) durante um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) ou um tratamento térmico pós soldagem (TTPS) (GHIYA, BHATT e RAO, 2009).

O tratamento térmico pós soldagem é realizado em materiais que apresentam baixa tenacidade e uma microestrutura mais dura na região soldada. Existem diversos tratamentos que podem ser realizados, porém, a adição de vanádio requer cuidados no TTPS. Os materiais 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V precisam de diferentes tipos de tratamento, que são (BERTONI e BONNET, 2007):

- a) Tratamento de Desidrogenação: que reduz o teor de hidrogênio presente na região soldada a um nível suficientemente baixo para prevenir a trinca de hidrogênio;
- b) Tratamento Térmico de Alívio de Tensão Intermediário: reduz o teor de hidrogênio e alivia tensões residuais decorrentes da soldagem;

- c) Tratamento Térmico Pós Soldagem: modifica a microestrutura do metal de solda e da ZAC melhorando as propriedades mecânicas do material.

Assim, para esses materiais existem muitos estudos visando melhorar as propriedades de resistência ao ataque e fragilização por hidrogênio, já que as condições de serviço para qual são aplicados são propícias à absorção deste elemento.

3.3.2. Problemas Encontrados nos Aços Cr-Mo

O hidrogênio é um elemento extremamente nocivo em aços, já que pode causar grandes problemas como a diminuição da resistência e da tenacidade, além de fragilização. Esses são os fenômenos mais comuns ocorridos em aços devido a este elemento, porém, ainda pode-se citar a formação de lacunas induzidas pelo hidrogênio em alta pressão e a formação de hidretos.

Os principais problemas em aços da família Cr-Mo são a fragilização por hidrogênio, que ocorre a baixas temperaturas em uma faixa que inicia a temperatura ambiente e se estende à cerca de 150 °C; e o ataque por hidrogênio, que ocorre em uma faixa mais alta de temperatura, entre 350 a 650 °C. Para o aço com adição de vanádio, também é necessário cuidados devido a trincas de reaquecimento. Esses problemas estão melhor detalhados a seguir.

3.3.2.1. Fragilização por Hidrogênio

A fragilização por hidrogênio ocorre em temperaturas mais baixas, em uma faixa entre a temperatura ambiente à aproximadamente 150 °C (ASM HANDBOOK, 1990). Este fenômeno pode ser caracterizado pela perda de ductilidade e redução das propriedades mecânicas, além de alterar sua soldabilidade, devido à absorção de hidrogênio pelo material (OLIVEIRA e MIRANDA, 2000).

A fragilização por hidrogênio também é conhecida como trinca a frio e ocorre pela ação simultânea de três fatores: tensões, microestrutura suscetível e presença de hidrogênio. Nenhum desses fatores de forma isolada provoca a trinca a frio.

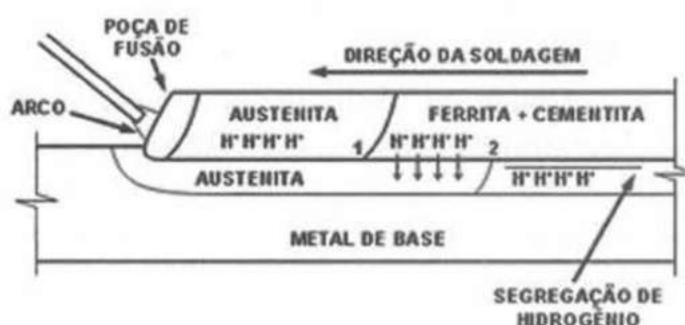
Este fenômeno ocorre em ambientes ricos em hidrogênio, onde este elemento pode difundir no material em sítios intersticiais da rede cristalina e/ou segregar em defeitos como discordâncias, interfaces matriz/precipitados e vazios. Este acúmulo de

hidrogênio na matriz promove uma redução das forças de ligação entre os átomos e pode resultar na nucleação de uma trinca, a qual sob condições adequadas, pode propagar causando a fratura do material. Este fenômeno não é facilmente identificado e, quando ocorre, pode causar uma falha catastrófica.

Segundo ELIAZ, SHACHAR, *et al.* (2002), os mecanismos mais comuns de fragilização por hidrogênio são: a formação de bolhas, redução da energia de superfície (mecanismo de adsorção), redução da força coesiva (mecanismo da decoesão), interação do hidrogênio com discordâncias e a formação de hidretos e não é necessário atingir o limite de solubilidade para que ocorra a fragilização. A degradação das propriedades dos aços ferríticos e martensíticos é alta em baixas concentrações de hidrogênio. De uma forma geral, quanto maior a resistência mecânica do aço mais suscetível ele é à fragilização por hidrogênio.

A fragilização por hidrogênio também pode ocorrer com a soldagem, sendo esta uma forma de facilitar a absorção de hidrogênio pelo material. Assim, o hidrogênio presente na atmosfera pode ser absorvido pela poça de fusão, incorporado à solda e, então, se difundir pelo material (Figura 6). Portanto, este tipo de fragilização pode ocorrer tanto na ZAC quanto na ZF.

Figura 6 - A propagação de hidrogênio na soldagem



Fonte: (BEZERRA, 2005)

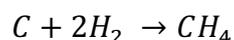
Em aços da família Cr-Mo, as temperaturas de condições de serviço em reatores de hidrotreatamento não são suscetíveis para que ocorra a fragilização por hidrogênio. Porém, durante a parada de um reator, dependendo da taxa de resfriamento, que pode ser suficientemente rápida para não permitir que o hidrogênio presente na matriz

dissolvido a altas temperaturas se difunda para o ambiente, pode ocorrer a fragilização e o trincamento a temperaturas abaixo de 150 °C.

3.3.2.2. *Ataque pelo Hidrogênio*

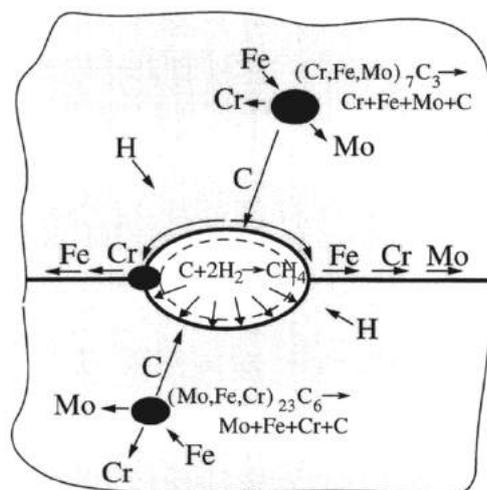
Os aços da família Cr-Mo podem sofrer ataque por hidrogênio quando sujeitos a uma temperatura de 350 a 650 °C com uma pressão entre 15 e 35 MPa (ASM HANDBOOK, 1990).

Segundo COSTA (2011) este fenômeno se desenvolve durante longos períodos de exposição em uma atmosfera rica em hidrogênio. No interior dos aços sujeitos a este problema, ocorre a formação de gás metano na interface dos carbonetos, o que aumenta a pressão interna do material. Para que isso aconteça, é necessário que o gás hidrogênio se decomponha em hidrogênio atômico, que é capaz de se difundir na estrutura do material, podendo atingir contornos de grão, cavidades e interfaces entre carbonetos e a matriz. Então, o carbono presente no material pode reagir com este hidrogênio e formar metano, segundo a reação:



Por causa do seu grande tamanho, as moléculas de metano permanecem presas em cavidades e os átomos H e C continuam a se difundir para formar mais moléculas de metano (Figura 7). A pressão do gás na cavidade aumenta e essa pressão interna causa o aumento da cavidade. O deslocamento de discordâncias e contornos de grão são os mecanismos responsáveis pelo crescimento da cavidade.

Figura 7 - Esquemático do ataque por hidrogênio



Fonte: (SCHLOGL, SVOBODA e VAN DER GIESSEN, 2001)

Em resumo, este fenômeno é resultado de uma série de processos que inicia com a decomposição do hidrogênio, difusão deste na matriz do aço, interação com carbonetos ocorrendo o empobrecimento de carbono da matriz e, por fim, formação de gás metano.

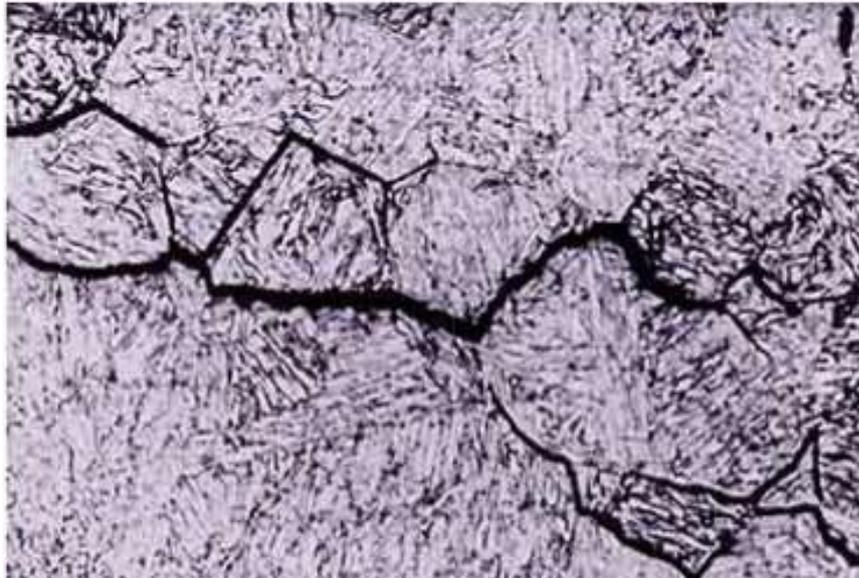
O empobrecimento de carbono da matriz é um problema, já que pode existir o consumo de carbono de carbonetos que provocam o endurecimento da matriz e, também, os que estão em solução sólida. Assim, além de prejudicar a resistência do material localmente com o consumo de carbono, a formação de gás metano ainda aumenta a pressão interna, formando bolhas no interior do material. Essas bolhas crescem e se juntam formando fissuras, que irão evoluir para uma trinca. Essa falha pode ocorrer de forma catastrófica e é caracterizada por uma trinca intergranular.

Para prevenir problemas relacionados à corrosão do aço da família Cr-Mo, um revestimento com aços inoxidáveis é realizado. Neste revestimento são utilizados materiais com matriz austenítica que possuem a vantagem de serem mais resistentes ao ataque por hidrogênio, conforme será visto adiante.

3.3.2.3. Trinca de Reaquecimento

O fenômeno da trinca de reaquecimento (Figura 8) ocorre como uma trinca intergranular na ZAC ou na zona fundida de uma solda que foi submetida a elevadas temperaturas tanto por um TTPS, que pode ser um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), quanto em serviço.

Figura 8 - Trinca de reaquecimento na região soldada



Fonte: (GHIYA, BHATT e RAO, 2009)

Segundo (TAMAKI, SUZUKI, *et al.*, 1984) a trinca de reaquecimento ocorre ao longo dos contornos de grão da austenita mãe sem muita deformação nos grãos de ferrita. Nesse estudo, são destacadas as condições iniciais para formação da trinca:

- a) O grão de ferrita se torna mais duro e menos deformável pela precipitação de alguns carbonetos em uma faixa de temperatura;
- b) Os contornos de grão se tornam mais frágeis devido a segregação de fósforo na mesma faixa de temperatura.

Outros estudos (GHIYA, BHATT e RAO, 2009; DHOOGHE e VINCKIER, 1986), mostram que a segregação, não apenas de fósforo mas de outras impurezas como antimônio, arsênio, estanho e enxofre aumentam a susceptibilidade a trinca de reaquecimento.

Diversos trabalhos (DHOOGHE e VINCKIER, 1986; MEITZNER, 1975; RITTER, 1974) descrevem teorias para explicar o mecanismo de trinca de reaquecimento. Em que (GHIYA, BHATT e RAO, 2009) afirma que:

- a) Durante a soldagem, os diversos carbonetos do material são solubilizados na ZAC quando a temperatura ultrapassa 1200 °C. Devido a elevada taxa de resfriamento, a precipitação desses carbonetos praticamente não ocorre, formando martensita e bainita;

- b) O TTAT realizado após a soldagem ou em condições de operação, podem precipitar como carbonetos os elementos que se encontram em solução sólida supersaturada. Esses precipitados provocam um enrijecimento considerável, aumentando a dureza (endurecimento secundário). Porém, os contornos de grão ficam geralmente isentos de carbonetos;
- c) O alívio de tensão pelo tratamento térmico será então limitada pela maior resistência no interior dos grãos e a deformação ocorrerá principalmente ao longo dos contornos. Embora a deformação global seja pequena, altas tensões de cisalhamento e de tração são envolvidas nos contornos. A deformação ocorrida nos contornos resultará em pequenos vazios, que aliados com outras descontinuidades, darão lugar a trinca de reaquecimento.

O fenômeno da trinca de reaquecimento ocorre geralmente em materiais de equipamentos de processo, como aços micro ligados da família Cr-Mo e Cr-Mo-V e também pode ocorrer em aços inoxidáveis austeníticos.

3.4. Aços Inoxidáveis

Aços inoxidáveis são materiais com uma excelente resistência a corrosão devido à adição de cromo de, no mínimo, 10,5% em sua composição (ASM HANDBOOK, 1990). Alguns aços inoxidáveis possuem mais de 30% de Cr ou menos de 50% de Fe. A adição de Cr a esta liga possibilita a formação de uma película de óxido rica neste elemento na superfície do material, denominada filme passivo. Se este filme passivo for removido, o material estará sujeito ao ataque corrosivo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Aços inoxidáveis austeníticos, principalmente 321, 347 e 309L, são muito utilizados para revestimento de aços da família Cr-Mo. Isso se justifica porque esses materiais garantem a resistência à corrosão em altas temperaturas por compostos de enxofre, protegendo o substrato e porque apresentam maior resistência aos danos causados pelo hidrogênio em altas temperaturas.

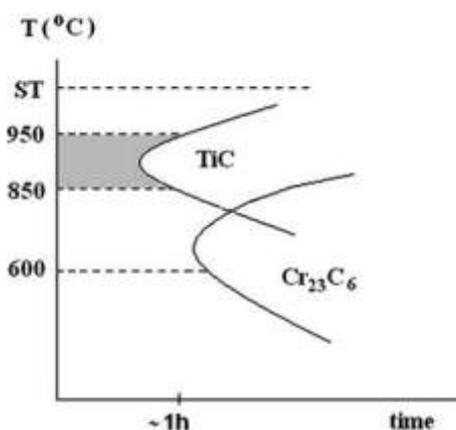
A classe de materiais AISI 309L, utilizada em diferentes tipos de soldagem, em aplicações a altas temperaturas e processos químicos, pode também ser utilizado em

aplicações nas quais são requeridas resistência mecânica a altas temperaturas (LIN, CHANG e LIU, 2003).

Os aços inoxidáveis da classe AISI 347 são comumente utilizados em componentes que estarão sujeitos a altas temperaturas como reatores nucleares, caldeiras e reatores químicos, pois possuem uma alta resistência à sensitização e a deformação plástica (PLAUT, HERRERA, *et al.*, 2007).

Esse material possui uma adição de nióbio, com cerca de 10 vezes o teor de carbono em peso, o que provoca a precipitação de carbonetos NbC que evitam a sensitização e melhoram a resistência à fluência. Para aços AISI 347 serem utilizados em altas temperaturas, estes devem ser submetidos a tratamentos de estabilização. Esse tratamento deve provocar a precipitação de carbonetos NbC, retirando todo o carbono da solução sólida. A Figura 9 apresenta uma forma esquemática para curvas TTT dos carbonetos de nióbio (NbC) e de cromo (Cr_{23}C_6).

Figura 9 - Curvas TTT esquemáticas para precipitação dos carbonetos de Nb e Cr em aços inoxidáveis austeníticos



Fonte: (MOURA, KINA, *et al.*, 2008)

No caso de reatores de hidrocessamento, a utilização de revestimento de aços inoxidáveis austeníticos também possuem a vantagem de aumentar a resistência à corrosão do material, contra ataque de H_2S e $\text{H}_2\text{S}/\text{H}_2$, e aumentar a resistência ao ataque por hidrogênio devido a diferença do coeficiente de difusão entre matrizes de austenita e ferrita (WEBER, 2003).

No entanto, há também algumas desvantagens do revestimento de solda austenítico. Os problemas surgem na interface entre a solda de aço inoxidável de sobreposição e o

material de base. Devido aos ciclos térmicos impostos na soldagem, bandas finas de martensita com alta dureza e precipitados de carbonetos são formados. Os precipitados resultantes têm uma absorção mais elevada de hidrogênio do que sua adjacência e isso pode aumentar a fragilidade desta zona.

Portanto, o revestimento e os parâmetros de soldagem utilizados precisam ser investigados cuidadosamente e estudados para que não haja uma fragilização e perda de resistência do material.

3.5. O Processo de Soldagem

Atualmente, a soldagem é uma técnica muito utilizada na união de materiais similares ou dissimilares. Na indústria do petróleo, esta técnica tem importância significativa tanto na fabricação de equipamentos (em preenchimento de juntas ou revestimento de materiais menos nobres) quanto no dia a dia em situações de reparo.

Apesar dos desafios inerentes ao processo, a soldagem continua sendo um dos principais processos de fabricação. Cada processo possui suas dificuldades e desafios a serem superados.

A soldagem de materiais similares propõe desafios de manter as propriedades mínimas requeridas mesmo após diversos ciclos térmicos de soldagem, em que cada material e aplicação deve ter suas especificações atendidas.

A soldagem dissimilar por sua vez, encontra dificuldades mais complexas, pois é necessário unir efetivamente dois materiais com propriedades diferentes sem que haja degradação ou diminuição de suas propriedades de resistência mecânica, resistência à corrosão ou qualquer outra que venha a ser necessária para a aplicação. Na soldagem dissimilar, é preciso levar em conta aspectos químicos, físicos e metalúrgicos para que não haja acúmulo de tensões, microsegregações, propagações de trincas ou defeitos durante e após a soldagem.

Neste trabalho, será estudado uma grande área da soldagem: a soldagem de revestimento.

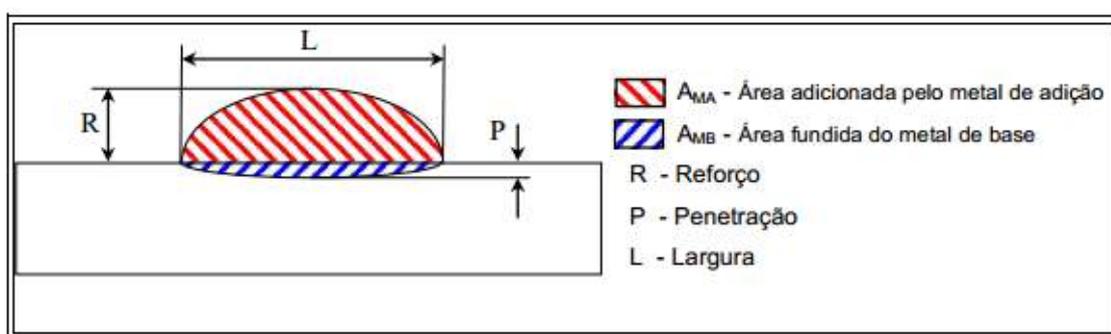
3.6. Soldagem de Revestimento

Atualmente, a soldagem é uma técnica muito utilizada na união de materiais similares ou dissimilares. Na indústria do petróleo, esta técnica tem importância significativa tanto na fabricação de equipamentos, em preenchimento de juntas ou revestimento de materiais menos nobres, quanto no dia a dia em situações de reparo.

A soldagem de revestimento constitui uma grande aplicação dos processos de soldagem a arco voltaico. Este tipo de soldagem, quando utilizado processos convencionais a arco voltaico, é realizado pela deposição de diversos cordões lado a lado de forma a produzir uma ou mais camadas com propriedades específicas e diferentes do metal de base. A soldagem de revestimento pode ser classificada de acordo com o objetivo a se cumprir, por exemplo, um revestimento para resistência a corrosão ou para resistência ao desgaste.

Uma das grandes diferenças de processos de união e processos de revestimento está no controle da diluição. A diluição é definida como a contribuição do metal de base na zona fundida. Desta forma, para a soldagem de revestimento, é necessário que a diluição seja baixa para garantir as propriedades do revestimento. A Figura 10 representa um esquema das características geométricas de uma solda com detalhe para o cálculo geométrico da diluição.

Figura 10 - Representação das características geométricas em soldagem



Fonte: (SILVA, 2010)

$$D(\%) = \frac{A_{MB}}{A_{MB} + A_{MA}} \times 100$$

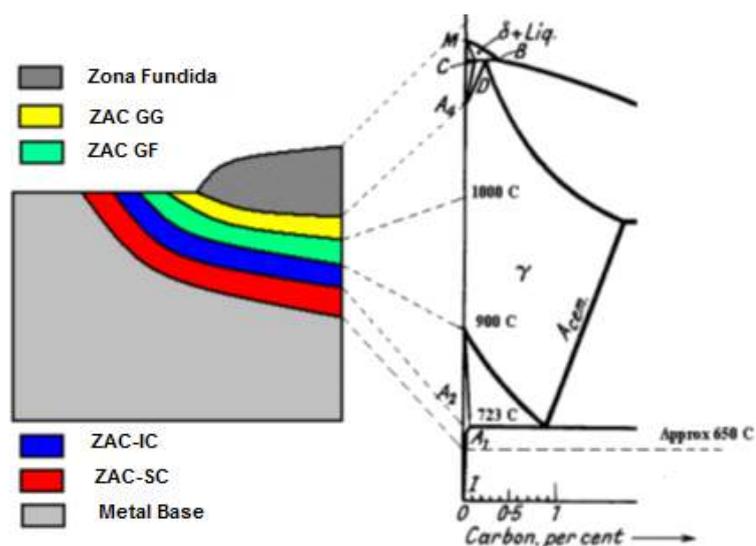
3.7. Efeito do Aporte Térmico sobre os Materiais

A soldagem de materiais pode mudar drasticamente regiões específicas devido ao grande aporte térmico empregado. A mudança das características dos materiais pode ser, muitas vezes, maléfica acarretando em prejuízos às propriedades do material.

No caso de uma soldagem com único passe, a solda é geralmente dividida em regiões distintas (Figura 11), que são submetidas a diferentes ciclos térmicos. Portanto, as regiões de uma solda podem apresentar microestruturas e propriedades diferentes entre si. De fato, a microestrutura não é estável e muda gradualmente, principalmente, na ZAC. Também, aplicação de severos ciclos térmicos durante a soldagem pode comprometer a ductilidade do material.

Daí, as regiões em uma solda podem ser divididas em:

Figura 11 - Esquemático das diferentes regiões de uma junta soldada



Fonte: adaptado de (WELDING TECHNOLOGY INSTITUTE OF AUSTRALIA, 2006)

Zona Fundida (ZF): região que efetivamente passou pelo processo de fusão e onde se encontra o metal de solda.

Zona Afetada pelo Calor (ZAC): região do metal base que sofreu alterações em suas propriedades e/ou em sua microestrutura de modo relevantes. A ZAC pode ainda ser dividida em

ZAC de Grão Grosso (ZAC-GG): mais próxima do metal de solda, onde a temperatura alcançada ultrapassa a temperatura de coalescimento de grãos. Em função do aumento da temperabilidade, esta região é caracterizada por uma microestrutura com constituintes aciculares como bainita e martensita. Portanto, tende a ser a região mais crítica, podendo apresentar problemas como aumento de dureza e perda de tenacidade.

ZAC de Grão Fino (ZAC-GF): alcança temperaturas acima do patamar de A_3 . Esta região é caracterizada por uma microestrutura de granulação fina, onde a temperatura não foi suficiente para o coalescimento dos grãos.

Região Intercrítica (ZAC-IC): nessa região, o grau de aquecimento ocorre entre A_3 e A_1 . Somente uma parte da estrutura é austenitizada, a qual se decompõe durante o refriamento.

Região Subcrítica (ZAC-SC): região do metal base aquecido abaixo de A_1 . Nessa região, pode ocorrer perda da resistência mecânica ou dureza, dissolução de carbonetos, endurecimento secundário, etc.

Na soldagem multipasse, as regiões da solda se tornam mais complexas, pois existe a influência de um dado passe nos passes anteriores. As regiões de um passe, alteradas pelo passe seguinte, formam novas sub-regiões.

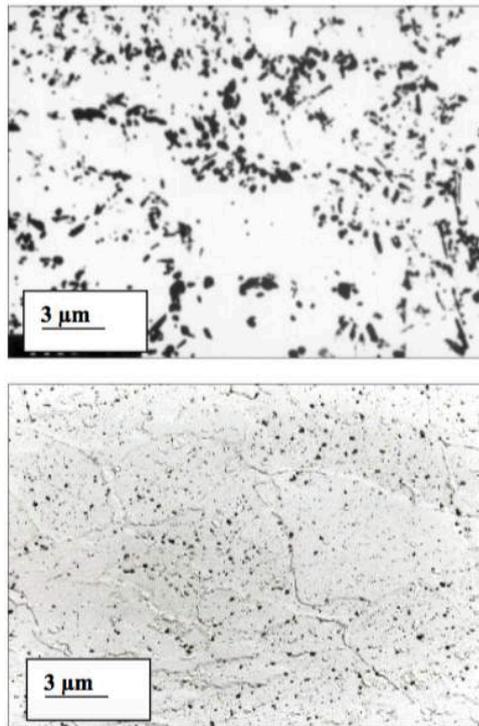
3.8. A Soldagem e sua Influência na Microestrutura de Aços Cr-Mo

O comportamento em serviço dos aços Cr-Mo depende, fortemente, do tipo, quantidade e morfologia dos carbonetos presentes na matriz. A adição de vanádio na matriz de 2,25Cr-1Mo torna o aço ferrítico mais resistente devido a precipitação de carbonetos de vanádio. Esses carbonetos estão finamente dispersos na matriz.

Existem, também, outros tipos de precipitados que podem ocorrer na matriz dos aços Cr-Mo. Segundo HUCINSKA (2003) existem quatro tipos de carbonetos que podem ocorrer na matriz que possui adição de vanádio: M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C e M_2C . Todos esses precipitados possuem vanádio, assim como, diferentes porcentagens de cromo, ferro e molibdênio. Neste estudo, ainda é acrescentado que a termodinâmica dos carbonetos que contem vanádio é maior do que os precipitados livres deste elemento.

HUCINSKA (2003) compara amostras dos aços 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V temperadas e revenidas (Figura 12).

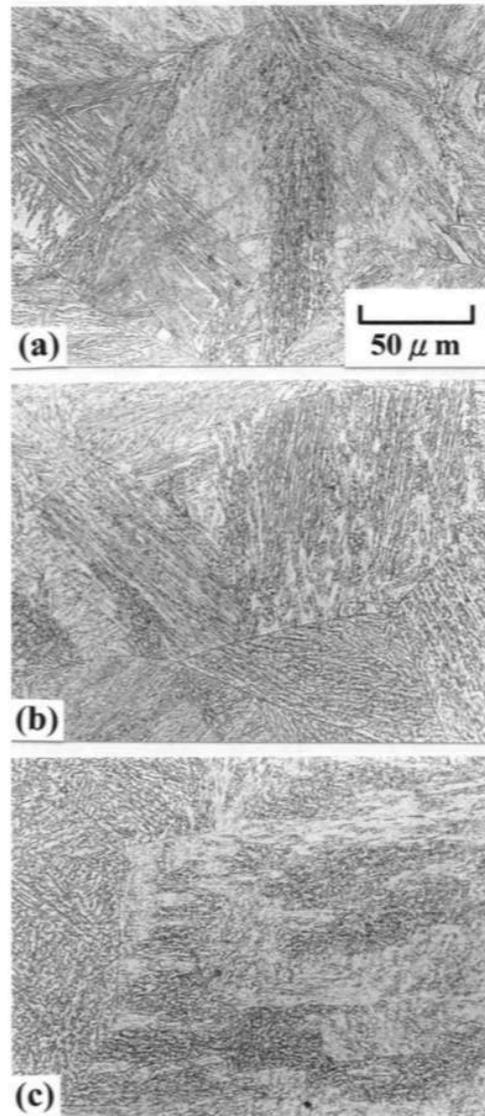
Figura 12 - Carbonetos nos aços a) 2,25Cr-1Mo e b) 2,25Cr-1Mo-0,25V



Fonte: (HUCINSKA, 2003)

Como discutido anteriormente, a soldagem pode modificar a microestrutura e propriedades do material que foi submetido a esse ciclo térmico. (TSAI e YANG, 2003) simularam um ciclo térmico de soldagem em um aço sem adição de vanádio com diferentes energias (Figura 13).

Figura 13 - Microscopia ótica mostrando as diferentes microestruturas obtidas após a simulação da ZAC correspondentes a ciclos térmicos de a) 20, b) 50 e c) 80 kJ/mm



Fonte: (TSAI e YANG, 2003)

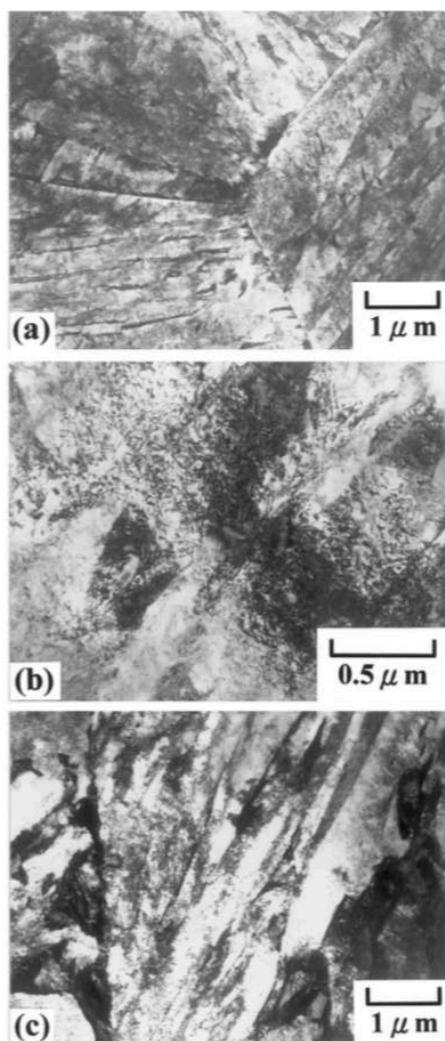
É previsível que quanto maior a energia imposta ao material, maior o crescimento de grão. Porém, nesses materiais é complicado diferenciar estruturas martensíticas de estruturas bainíticas, sendo necessária a utilização de outras técnicas, como a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), para elucidar esses casos.

Por outro lado, a velocidade de resfriamento em diferentes energias também muda. No caso de maiores energias de soldagem, o tempo entre 800 e 500 °C é maior do que em energias menores. Portanto, a chance de se obter uma estrutura martensítica

em energias menores é maior enquanto que em energias maiores existe uma maior possibilidade de precipitação de fases deletérias.

Na Figura 14, TSAI e YANG (2003) mostram imagens de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) nas mesmas amostras da Figura 13. Evidenciando martensita e bainita inferior nas amostras de menor energia, enquanto que nas amostras de maior energia não existe mais martensita. A microdureza nas regiões (Tabela 2) também é outro indício da presença de martensita apenas com energias menores.

Figura 14 - Microscopia Eletrônica de Transmissão obtidas das amostras com energia de a) 20; b) 50 e c) 80 kJ/cm



Fonte: (TSAI e YANG, 2003)

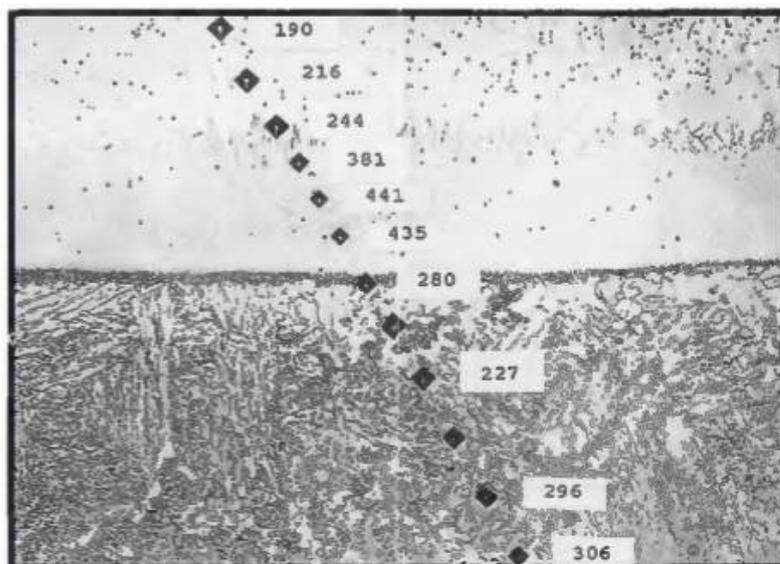
Tabela 2 - Microdureza Vickers para as amostras com três diferentes energias

Região	Energia (kJ/cm)		
	20	50	80
Região Cinza	352 ±4	349±3	333±4
Região Clara	399±7	321±5	318±2
Possíveis Microestruturas	Martensita + Bainita Inferior	Bainita Inferior + Bainita Superior	Bainita Superior + Ferrita Alotromorfa

Fonte: (TSAI e YANG, 2003)

De fato, em diversos trabalhos é evidenciado a alta dureza na ZAC de aços Cr-Mo (Figura 15), devido a intensa temperabilidade bainítica e também, pela formação de martensita. Regiões próximas a interface com o metal de solda, como na ZAC-GG, são as regiões mais sensíveis para a ocorrência dessas transformações e, conseqüentemente, queda na ductilidade desses materiais.

Figura 15 - Microdureza em uma amostra de 2,25Cr-1Mo com revestimento de aços inoxidáveis 309L/347



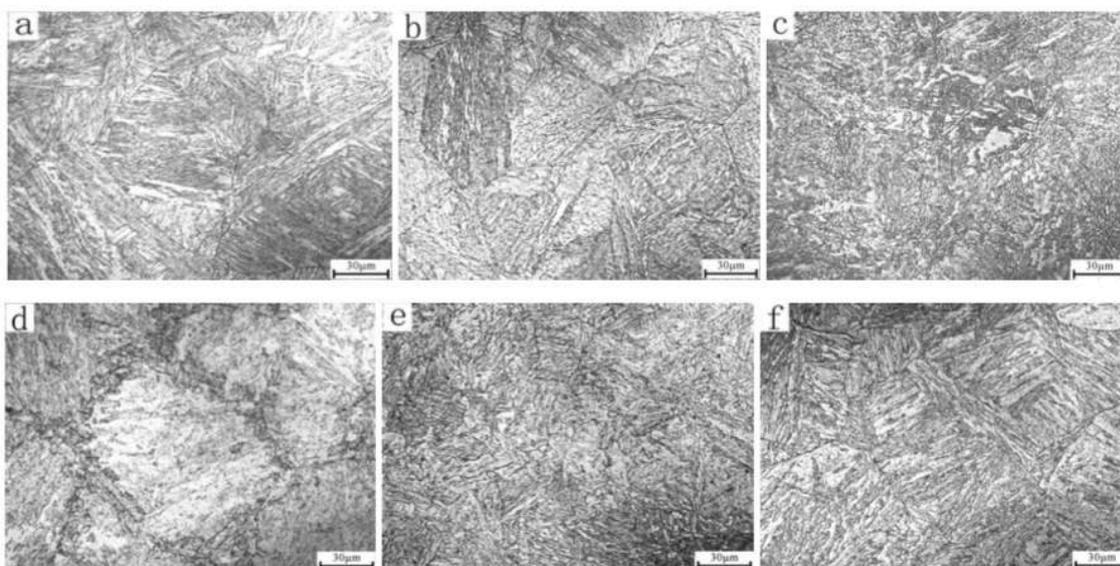
Fonte: (GITTO e GOOCH, 1992)

Para os aços com adição de vanádio, a soldagem também altera a microestrutura e influencia nas propriedades do material. (HAN, CHEN, *et al.*, 2015) investigou a

influência da soldagem multipasse na microestrutura desse material com diferentes temperaturas de pico para o segundo ciclo térmico imposto. Segundo este estudo, na soldagem multipasse existem diversos tipos de ZACGG (Figura 16) com suas durezas respectivas (Tabela 3), dependendo da temperatura alcançada no segundo pico:

- a) ZACGG subcrítica (ZACGG-SC): região em que o revenimento foi causado devido aos passes subsequentes e foi aquecido até uma temperatura abaixo da mínima temperatura crítica de transformação (A_{c1});
- b) Intercrítica reaquecida (ZACGG-IC): região de transformação parcial de grão grosseiros que foi aquecida no campo intercrítico, entre A_{c1} e a máxima temperatura crítica de transformação (A_{c3});
- c) Supercrítica reaquecida (ZACGG-SCR): região recristalizada de grãos grosseiros que foi normalizada pelos passes seguintes. Foi aquecida acima de A_{c3} ;
- d) ZACGG inalterada (ZACGG-IN): região de grãos grosseiros que não foi alterada pelos passes seguintes com temperatura acima de 1200 °C.

Figura 16 - Microestruturas da ZACGG de um aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com simulação de soldagem: a) com um único passe, b) ZACGG-SC, $T_p = 730$ °C, c) ZACGG-IC, $T_p = 890$ °C, d) ZACGG-IC com ataque superficial, e) ZACGG-SCR, $T_p = 1020$ °C, f) ZACGG-IN



Fonte: (HAN, CHEN, *et al.*, 2015)

Tabela 3 - Durezas encontradas para as diversas ZAC's no material 2,25Cr-1Mo com simulação de soldagem

Tipo de ZACGG	Como Simulada
	Dureza (HV10)
ZACGG único ciclo	383
ZACGG-SC	389
ZACGG-IC	369
ZACGG-SCR	406
ZACGG-IN	378

Fonte: adaptado de (HAN, CHEN, *et al.*, 2015)

3.9. Técnicas de Soldagem para Proporcionar o Refino de Grãos e o Amaciamento da ZAC

As técnicas de soldagem com deposição controlada se utilizam do ciclo térmico de soldagem do passe posterior para melhorar as características do passe anterior, obtendo uma microestrutura na ZAC mais refinada e com requisitos mínimos de tenacidade e dureza. O objetivo dessas técnicas pode variar para cada aplicação, por exemplo, o refino de grão pode ser sugerido para aumentar a resistência a trinca de reaquecimento ou a diminuição da dureza para minimizar o risco de corrosão sob tensão (NIÑO, CORRÊA e BUSCHINELLI, 1992) ou trinca a frio.

3.9.1. Técnica da Meia Camada

A técnica da meia-camada foi desenvolvida para o reparo por soldagem de componentes de aços ferríticos (BERTONI e BONNET, 2007) para vasos de pressão, onde o TTPS não poderia ser aplicado.

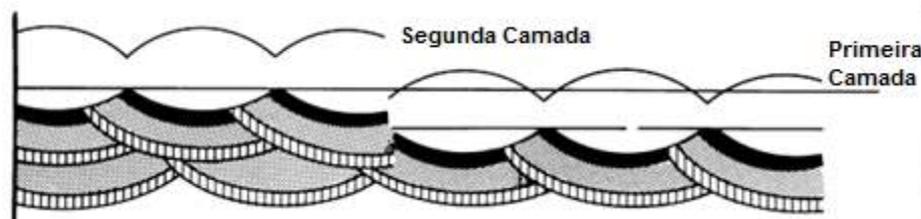
Nessa técnica, inicialmente é feito um amanteigamento com uma camada do metal de solda. Essa camada é então esmerilhada em até 50% de sua espessura. Outras camadas são depositadas com o objetivo de refinar os grãos da ZAC-GG do primeiro passe.

Uma das desvantagens desse procedimento é a retirada de metade da primeira camada que, por ser manual, demanda tempo, não tem muita precisão e pode se tornar uma atividade difícil de acordo com as condições de trabalho do operador. Assim, a técnica da dupla camada vem sendo mais utilizada.

3.9.2. Técnica da Dupla Camada

A técnica da dupla camada tem como objetivo promover a sobreposição de ciclos térmicos, de modo que a segunda camada depositada promova o refino e revenimento da zona termicamente afetada de grão grosseiro. A eficácia depende diretamente dos parâmetros de soldagem e da temperabilidade do material.

Figura 17 - Esquema de sub regiões da ZAC em uma soldagem multipasse



Fonte: adaptado de (ASM HANDBOOK, 1993)

Ela é aplicada de modo a se obter uma microestrutura adequada que atenda a requisitos mínimos de tenacidade e dureza máxima. Esses requisitos são definidos de modo a garantir a integridade do material soldado e ainda prevenir uma fratura frágil, trincas de reaquecimento e trincas de corrosão sob tensão.

A técnica do passe de revenimento tem sua aplicação em aços e ligas, principalmente, aqueles que perdem tenacidade à fratura na ZAC durante a soldagem. Portanto, ela é bastante aplicada a aços que contenham cromo (Cr), molibdênio (Mo) e vanádio (V).

O Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) já realizou diversos estudos com utilização da técnica da dupla camada, se tornando referência no

estudo dessa técnica no Brasil. Desde 2001, trabalhos foram desenvolvidos com o objetivo de investigar e melhorar a utilização da técnica, retirando o TTPS, em diversos materiais.

Os primeiros trabalhos utilizaram eletrodo revestido para depositar e unir os materiais propostos, ABNT 4140 no caso de AGUIAR (2001) e 1045 no trabalho de AZEVEDO (2002). Estes trabalhos mostraram a eficácia da aplicação da dupla camada para o refino e revenimento dos metais de base e apontaram relações de energias ótimas bem como o estudo de parâmetros que foi desenvolvido.

A partir de 2008, o critério de microestrutura (que será abordado na seção 3.9.3) foi desenvolvido juntamente com a análise por diagramas de decisão (MIRANDA, 2008). A elaboração de um novo critério de avaliação contribuiu para o melhor desempenho da técnica da dupla camada. Já os diagramas de decisão tornaram a análise dos resultados mais fácil de ser realizada.

Em 2013 e 2014, OLIVEIRA (2013) e BRITO (2014), respectivamente, mostraram a aplicação da técnica da dupla camada em materiais mais ligados (ASTM 8630M e F22). Nesses materiais, houve uma maior dificuldade para aplicação da técnica, porém, o refino e revenimento dos grãos foi alcançado tanto pela soldagem MIG/MAG (OLIVEIRA, 2013), como pela soldagem TIG com alimentação de arame frio (BRITO, 2014).

Portanto, trabalhos desenvolvidos no LPTS mostram a gama de utilização da técnica da dupla camada em diversos materiais com diversos processos de soldagem.

3.9.3. Critérios de Avaliação

Uma ferramenta capaz de ser aplicada para a escolha adequada das energias de soldagem das camadas é o Critério LPTS (LPTS, 2014) que tem três diferentes formas de avaliação que em conjunto se tornam uma ferramenta capaz de indicar as melhores combinações de parâmetros. Essas três formas de avaliação são: critério de dureza, critério de microestrutura e diagramas de decisão.

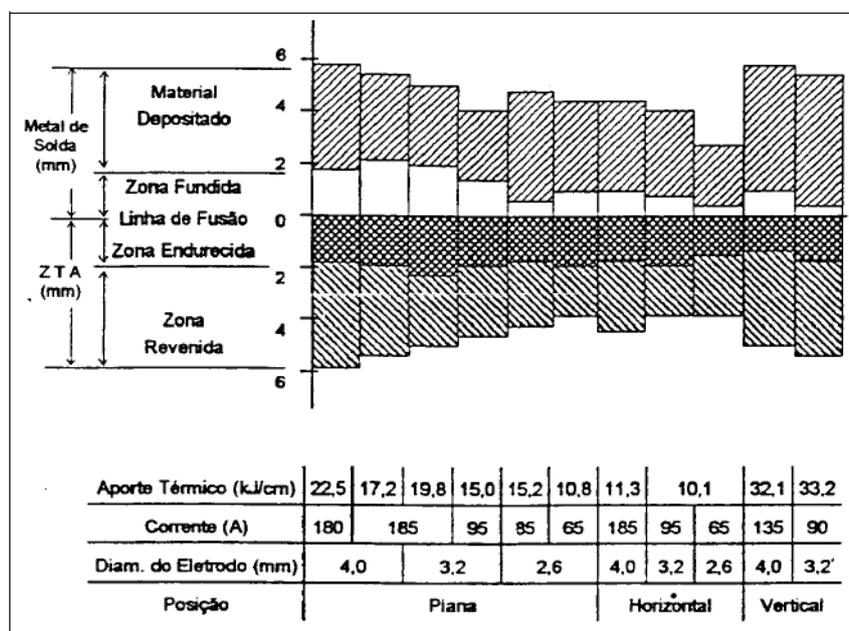
Critério de Dureza é baseado no critério proposto por HIGUCHI, SAKAMOTO e TANIOKA (1980). Esse teste é realizado com soldagem de simples deposição nas chapas de um metal base com o tratamento adequado que se quer analisar. Então, é feito um corte da seção transversal e realizado as linhas de microdureza.

O Critério de Dureza foi desenvolvido com o objetivo de determinar as extensões das zonas revenidas (zona macia) e retemperadas (zona dura) ao longo da ZAC do material.

Por meio dos perfis de microdureza, as regiões revenidas e retemperadas são determinadas, assim como suas extensões, para os diversos parâmetros de soldagem.

Com base nos perfis de microdureza e pela geometria do cordão (reforço, penetração, largura e diluição) são construídos os diagramas para análise do Critério de Dureza (Figura 18).

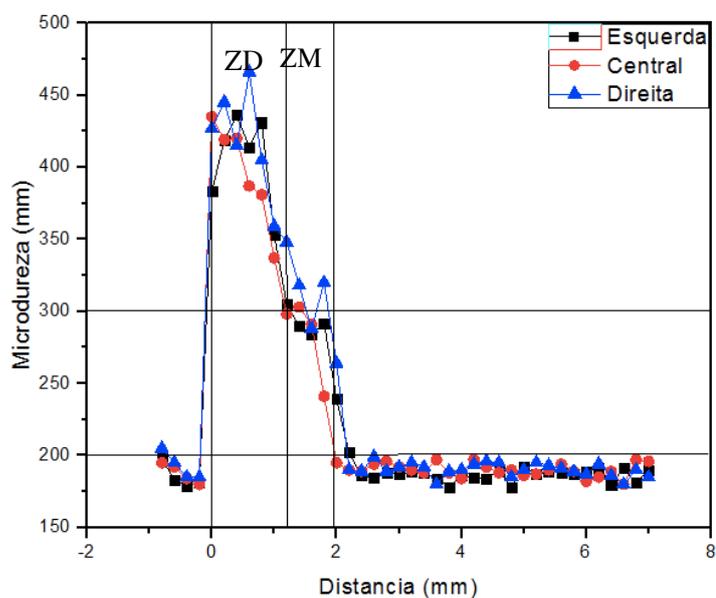
Figura 18 - Diagrama do Critério de Dureza para um aço carbono



Fonte: (AGUIAR, 2001)

Para determinar o Critério de Dureza para a extensão das zonas dura e macia, a zona de ligação é tomada como referência e sua cota é o marco zero. Daí, a zona dura é aquela região da ZAC que possui valores de dureza maior enquanto que a zona macia também é uma região da ZAC, porém possui valores de dureza menor quando comparada à zona dura (Figura 19). Ao fim da zona macia encontra-se o metal de base inalterado.

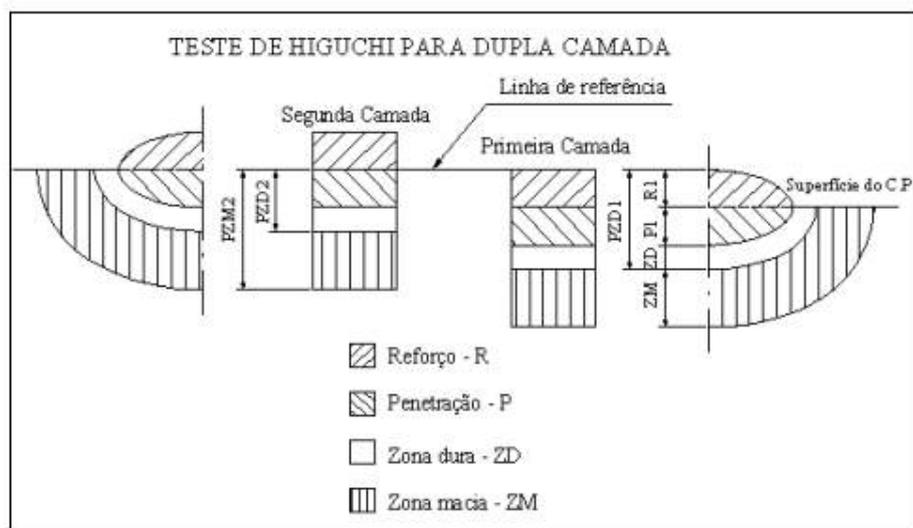
Figura 19 - Identificação das zonas dura e macia



Fonte: autoria própria

O Critério de Dureza permite selecionar energias da primeira e segunda camada de tal forma que a ZACGG da primeira camada seja refinada pelo ciclo térmico posterior. Para tanto, a escolha das energias deve obedecer aos critérios exemplificados na Figura 20.

Figura 20 - Superposição de camadas



Fonte: (AGUIAR, 2001)

a) $PZM_2 > PDZ_1$, onde:

PZM_2 : profundidade da zona macia da segunda camada;

PDZ_1 : profundidade da zona dura da primeira camada.

b) $PZD_2 < R_1 + P_1$ onde:

PZD_2 : profundidade da zona dura da segunda camada;

R_1 : reforço da primeira camada;

P_1 : penetração da primeira camada.

A primeira condição, quando atendida, faz com que o calor contido na ZAC da segunda camada consiga refinar e revenir a zona dura da primeira camada. Já o atendimento da segunda condição garante que a zona dura da segunda camada não vai ser retemperada. Neste caso, a zona fundida da primeira camada é que vai ser austenitizada.

O Critério de Microestrutura (MIRANDA, 2008) difere do Critério de Dureza pela abordagem. O critério anterior é baseado em dureza, enquanto este é baseado nas extensões das zonas microestruturais.

Os critérios para microestrutura são:

a) $PZACGF_2 > PZACGG_1$, onde:

$PZACGF_2$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão fino da segunda camada;

$PZACGG_1$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão grosseiro da primeira camada.

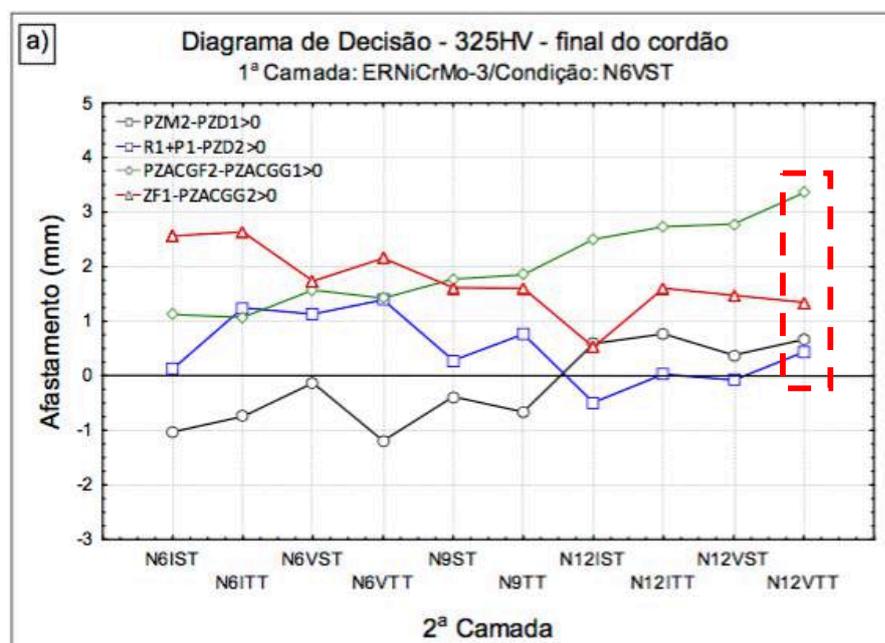
b) $PZACGG_2 < PZF_1$, onde:

$PZACGG_2$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão grosseiro da segunda camada.

PZF_1 : profundidade de zona fundida da primeira camada.

Para um melhor entendimento do resultado, é montado um Diagrama de Decisão (MIRANDA, 2008), que propõem a combinação do Critério de Dureza e do Critério de Microestrutura em uma mesma representação gráfica. Nestes diagramas, valores positivos estão relacionados com aprovação e valores negativos estão relacionados com reprovação pelos critérios estabelecidos. Na Figura 21 existem amostras reprovadas e uma aprovada que foi destacada. Assim, é possível selecionar quais energias serão impostas à primeira e a segunda camada de modo a assegurar o atendimento das condições de microestrutura e de dureza.

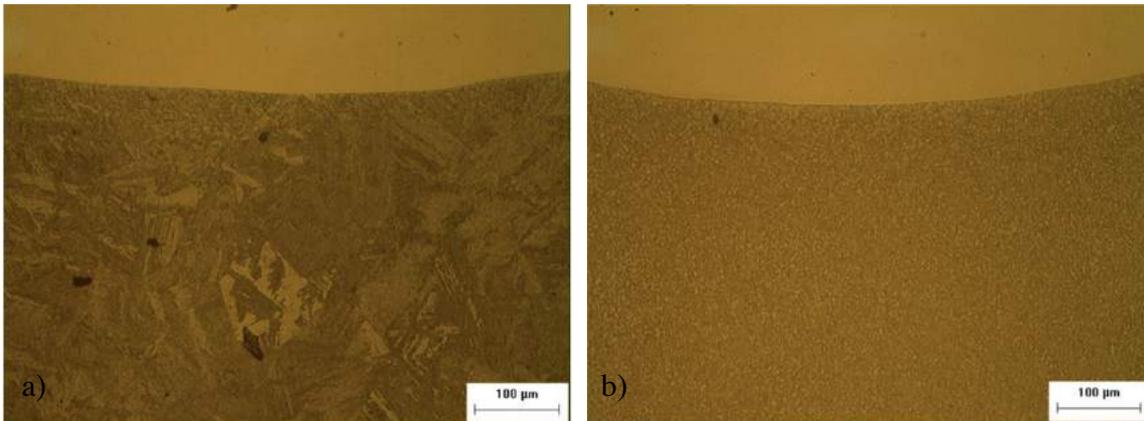
Figura 21 - Exemplo de diagrama de decisão



Fonte: (OLIVEIRA, 2013)

MOURA FILHO (2014) estudou a aplicação dos critérios de dureza e microestrutura para os aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 soldados com plasma com arco transferido com adição de pó (PTA). Em seu trabalho, os níveis de microdureza chegavam a 500 HV e a aplicação da técnica da dupla camada com o estudo dos critérios encontrou níveis de refino e revenimento significativos (Figura 22), com a maioria dos valores de microdureza abaixo de 350 HV. Porém, o nível de dureza ainda está acima do que é permitido por norma que é 250 HV.

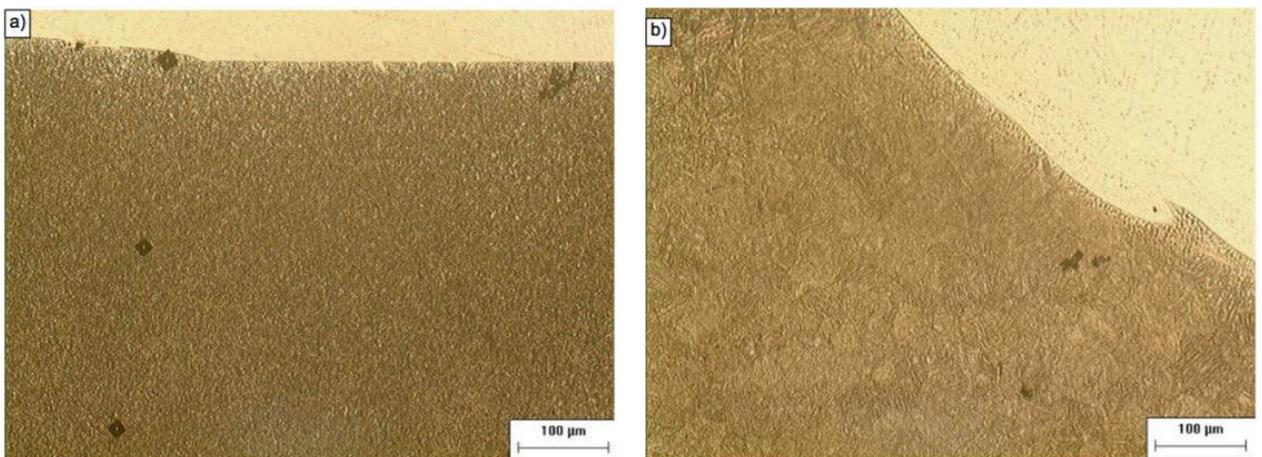
Figura 22 - Microestrutura da interface dissimilar do aço AISI 8630M nas condições a) em cordão simples e b) com aplicação da dupla camada



Fonte: (MOURA FILHO, 2014)

No trabalho de OLIVEIRA (2013), a aplicação da dupla camada pela soldagem MIG/MAG resultou em níveis de 325 HV10 para o aço AISI 8630M e durezas próximas de 250 HV10 para o aço ASTM A182 F22. Para os dois materiais foi observado um refino e revenimento com presença de martensita revenida com a aplicação da dupla camada.

Figura 23 - Microestrutura do aço AISI 8630M das regiões a) com influência da dupla camada e b) sem influência da dupla camada



Fonte: (OLIVEIRA, 2013)

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Metal de base

Os materiais de base estudados neste trabalho são chapas de 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V com dimensões de 80 mm x 80 mm x 200 mm. A composição química destes materiais sugeridas pelas norma ASTM A387 e ASTM A542 está mostrada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química dos metais de base

Composição Química dos Metais de Base		
Material	2,25Cr-1Mo	2,25Cr-1Mo-0,25V
C	0,04-0,15	0,09-0,18
Mn	0,25-0,66	0,25-0,66
P	0,025	0,020
S	0,025	0,015
Si	0,5	0,13
Cr	1,88-2,62	1,88-2,62
Mo	0,85	0,85
Cu	-	0,23
Ni	-	0,28
V	-	0,23-0,37

Fonte: (ASTM, 2011) e (ASTM, 2013)

A composição química real será apresentada na etapa de caracterização do metal de base.

4.2. Metal de adição

Para a soldagem de revestimento foram utilizados arames de 1,2 mm de diâmetro de aços inoxidáveis austeníticos AWS ER309L e AWS ER347. A composição química sugerida pela norma destes materiais (AWS A5.9, 2006) está na Tabela 5.

Tabela 5 - Composição química sugerida pela norma para os metais de adição

Composição Química (% peso)		
Material	ER309L	ER347
C	0,03	0,08
Cr	23-25	19-21,5
Ni	12-14	9-11
Si	0,3-0,65	0,3-0,65
Mn	1,0-2,5	1,0-2,5
Mo	0,75	0,75
Nb	-	0,8-1,0
P	0,03	0,03
S	0,03	0,03
Cu	0,75	0,75

Fonte: (AWS A5.9, 2006)

4.3. Gases de Proteção

Para o estudo desenvolvido neste trabalho foram utilizados três gases de proteção:

- a) Ar+25%He;
- b) Ar+4%CO₂ e
- c) Ar+4%CO₂+38%He.

4.4. Equipamentos

4.4.1. Equipamento de Soldagem

O equipamento utilizado para soldagem MIG/MAG está mostrado na Figura 24.

Figura 24 - Bancada de soldagem robotizada



Fonte: autoria própria

- a) Bancada de soldagem;
- b) Robô industrial KUKA HK16;
- c) Fonte multiprocesso.

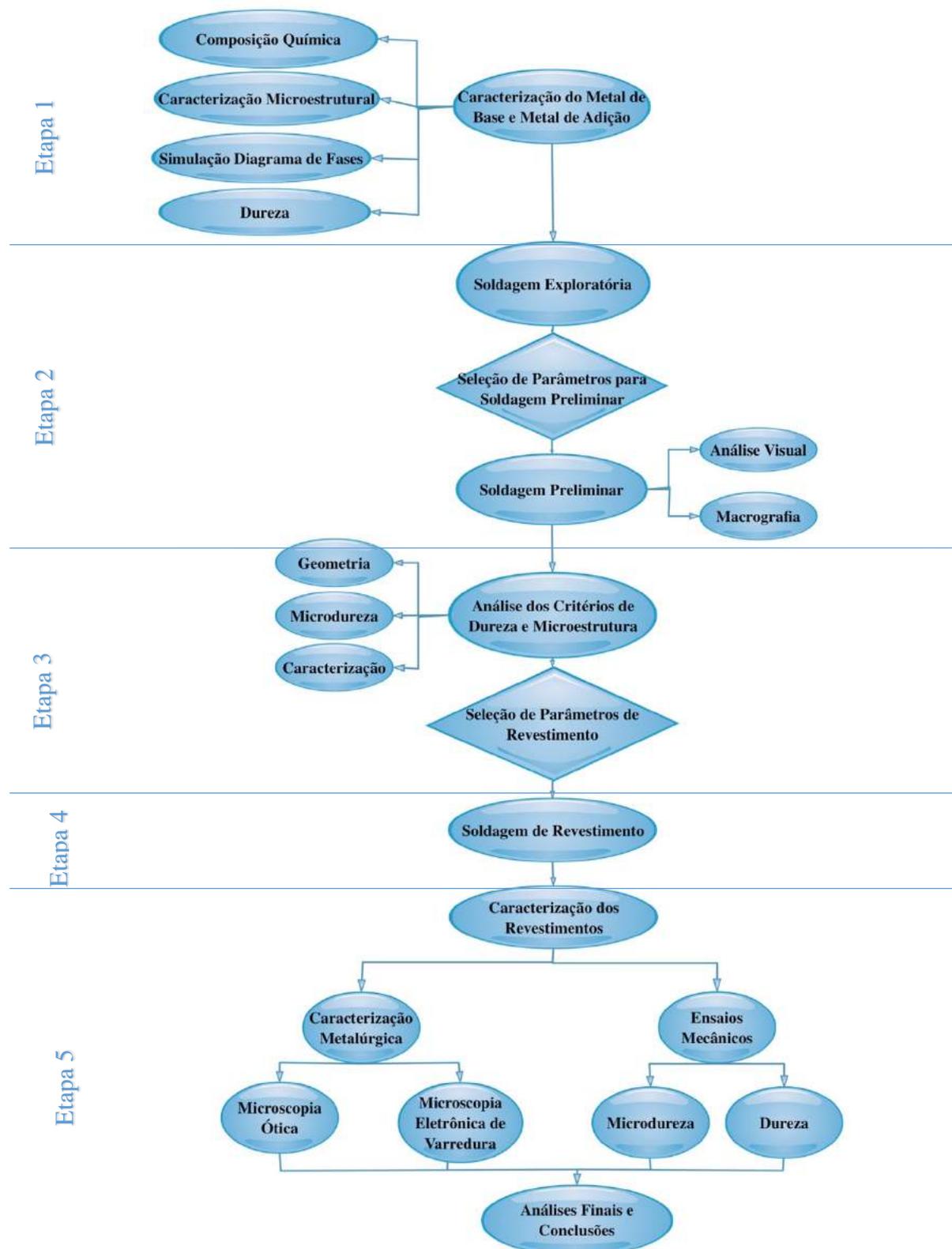
4.4.2. Equipamentos para Caracterização Microestrutural e Ensaio Mecânicos

- a) Equipamentos para corte e preparação metalográfica como: serra de fita, lixadeira e politriz;
- b) Espectômetro de emissão ótica Shimadzu modelo PDA 7000;
- c) Microscópio ótico CARL ZEISS Axio Observer;
- d) Microscópio eletrônico de varredura Phillips XL30;
- e) Durômetro Vickers;
- f) Microdurômetro Vickers.

4.5. Metodologia

A metodologia geral do trabalho está mostrada na Figura 25.

Figura 25 - Metodologia do projeto



Fonte: autoria própria

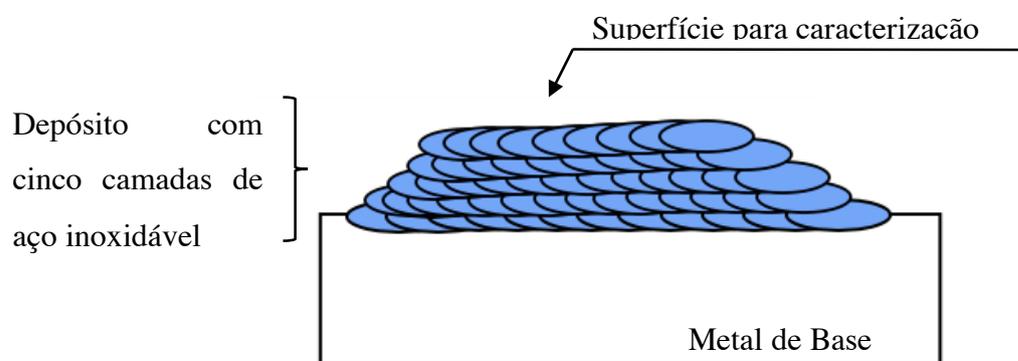
A seguir serão detalhadas cada etapa presente na metodologia deste trabalho.

4.5.1. Etapa 1: Caracterização dos Consumíveis de Soldagem

Foi realizada a caracterização do metal de base, assim como, dos metais de adição. A caracterização do metal de base foi realizada com composição química, microscopia ótica e microdureza do material como recebido. Para entender melhor a composição dos materiais de bases e quais fases podem estar presentes, foi feito uma simulação do diagrama de fases no Thermo-Calc.

Já para os metais de adição, foi realizada uma soldagem com deposição de cinco camadas (Figura 26) e analisada a parte superior da amostra depositada, com o objetivo de analisar a região com mínima ou nenhuma diluição em relação ao metal de base inicial, conforme especificado pela norma (AWS A5.9, 2006). Foi realizada análise de composição química e microestrutura do consumível recebido.

Figura 26 - Esquemático para caracterização do metal de adição com detalhe para a superfície analisada.



Fonte: autoria própria

4.5.2. Etapa 2: Soldagem Preliminar

A soldagem preliminar foi realizada no material normalizada em uma bancada automatizada com testes em cordões simples na posição plana com fatores que se mostraram influentes ou que necessitem estar presentes nesta etapa. Como o fator metal de adição que define o tipo de revestimento que se deseja.

As chapas de 2,25 Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V foram cortadas em amostras menores de modo que cada bloco possuísse as dimensões de 80 mm x 80 mm x 200 mm.

A temperatura de pré-aquecimento foi de 175 °C, segundo a norma PETROBRAS N-133, que sugere que a temperatura mínima de pré-aquecimento seja 150 °C e a temperatura máxima de interpasse seja 175 °C. Outros critérios foram mantidos constantes, como a distância bico de contato-peça (DBCP) de 20 mm. Os parâmetros de soldagem utilizados para os materiais estão nas Tabela 6, Tabela 7, Tabela 8.

Como pode ser observado nas tabelas de parâmetros (Tabela 6, Tabela 7, Tabela 8) existiu uma codificação específica para cada amostra. Essa codificação seguiu a ordem para a planilha do fatorial completo. As letras representam a soldagem em material com adição ou não de vanádio (“SHV” para soldagem em metal de base com adição de vanádio e “SH” para soldagem em metal de base sem adição de vanádio) e o número representa em qual posição na tabela a amostra está, sempre fazendo referência aos demais fatores.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+4%CO₂

Amostra	Im (A)	Ief (A)	Ip (A)	tp (s)	Ib (A)	tb (s)	Valim (m/min)	Vs (m/min)	Um (V)	I real (A)	Ebruta (kJ/mm)	Técnica	Gás	Arame
SH1	125,0	168,2	320,0	2,0	60,0	6,0	4,2	0,25	27	128,0	0,8	I	Ar+4%CO ₂	ER309L
SH2	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,25	31	180,0	1,3	R		
SH3	240,0	260,0	240,0	-	-	-	7,2	0,25	34	240,0	2,0	I		
SH4	300,0	300,0	300,0	-	-	-	9,0	0,25	36	300,0	2,6	I		
SH13	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,45	32	175,0	0,7	V		
SH14	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,25	30	175,0	1,3	V		
SH15	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,16	30	175,0	2,0	V		
SH16	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,12	30	175,0	2,5	V		
SH25	125,0	168,2	320,0	2,0	60,0	6,0	3,8	0,25	25	132,0	0,8	I		ER347
SH26	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,3	0,25	30	180,0	1,3	R		
SH27	240,0	240,0	240,0	-	-	-	6,9	0,25	33	240,0	1,9	I		
SH28	300,0	300,0	300,0	-	-	-	8,9	0,25	35	300,0	2,5	I		
SH37	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,3	0,40	29	180,0	0,8	V		
SH38	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,3	0,25	30	180,0	1,3	V		
SH39	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,3	0,16	28	180,0	1,9	V		
SH40	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,3	0,13	29	180,0	2,4	V		

Fonte: autoria própria

Im – Corrente Média, Ief – Corrente Eficaz, Ip – Corrente de Pico, tp – Tempo de Pico, Ib – Corrente de Base, tb – Tempo de Base, Valim – Velocidade de Alimentação, Vs – Velocidade de Soldagem, Um – Tensão Média, Ireal – Corrente Medida, Ebruta – Energia Bruta, Técnica I – Energia Variando Corrente, Técnica V – Energia Variando Velocidade, Técnica R – Referência

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+25%He

Amostra	Im (A)	Ief (A)	Ip (A)	tp (s)	Ib (A)	tb (s)	Valim (m/min)	Vs (m/min)	Um (V)	I real (A)	Ebruta (kJ/mm)	Técnica	Gás	Arame
SH5	126,7	166,7	280,0	2,0	50,0	4,0	4,0	0,28	30	135,0	0,9	I	Ar+25%He	ER309L
SH6	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,1	0,28	32	180,0	1,2	R		
SH7	240,0	240,0	240,0	-	-	-	8,0	0,28	37	240,0	1,9	I		
SH8	290,0	290,0	290,0	-	-	-	9,4	0,28	40	290,0	2,5	I		
SH17	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,1	0,44	32	180,0	0,8	V		
SH18	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,1	0,28	32	180,0	1,2	V		
SH19	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,1	0,18	32	180,0	1,9	V		
SH20	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,1	0,14	32	180,0	2,5	V		
SH29	126,7	166,7	280,0	2,0	50,0	4,0	4,0	0,28	28	140,0	0,8	I		
SH30	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,28	32	185,0	1,3	R		
SH31	250,0	260,0	250,0	-	-	-	8,0	0,28	36	250,0	1,9	I	ER347	
SH32	300,0	300,0	300,0	-	-	-	10,0	0,28	40	300,0	2,6	I		
SH41	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	6,0	0,40	30	185,0	0,8	V		
SH42	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,28	32	185,0	1,3	V		
SH43	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,19	33	185,0	1,9	V		
SH44	173,3	202,0	320,0	2,0	100,0	4,0	5,7	0,15	34	185,0	2,5	V		

Fonte: autoria própria

Im – Corrente Média, Ief – Corrente Eficaz, Ip – Corrente de Pico, tp – Tempo de Pico, Ib – Corrente de Base, tb – Tempo de Base, Valim – Velocidade de Alimentação, Vs – Velocidade de Soldagem, Um – Tensão Média, Ireal – Corrente Medida, Ebruta – Energia Bruta, Técnica I – Energia Variando Corrente, Técnica V – Energia Variando Velocidade, Técnica R – Referência

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem preliminar com gás de proteção Ar+38%He+4%CO₂

Amostra	Im (A)	Ief (A)	Ip (A)	tp (s)	Ib (A)	tb (s)	Valim (m/min)	Vs (m/min)	Um (V)	I real (A)	Ebruta (kJ/mm)	Técnica	Gás	Arame
SH9	125,0	168,2	320,0	2,0	60,0	6,0	4,2	0,28	30	130,0	0,8	I	Ar+ 38%He + 4%CO ₂	ER309L
SH10	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,3	0,28	33	190,0	1,3	R		
SH11	250,0	250,0	250,0	-	-	-	7,6	0,28	36	250,0	1,9	I		
SH12	300,0	300,0	300,0	-	-	-	9,2	0,28	40	300,0	2,6	I		
SH21	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,3	0,45	31	190,0	0,8	V		
SH22	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,3	0,28	31	190,0	1,3	V		
SH23	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,3	0,18	31	190,0	1,9	V		
SH24	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,3	0,14	31	190,0	2,5	V		
SH33	125,0	168,2	320,0	2,0	60,0	6,0	4,2	0,28	27	130,0	0,8	I		
SH34	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,0	0,28	32	190,0	1,3	R		
SH35	250,0	250,0	250,0	-	-	-	7,6	0,28	36	250,0	1,9	I		
SH36	300,0	300,0	300,0	-	-	-	9,4	0,28	40	300,0	2,6	I		
SH45	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,0	0,45	32	190,0	0,8	V		
SH46	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,0	0,28	32	190,0	1,3	V		
SH47	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,0	0,19	32	190,0	1,9	V		
SH48	184,6	213,4	320,0	2,5	100,0	4,0	6,0	0,14	32	190,0	2,5	V		

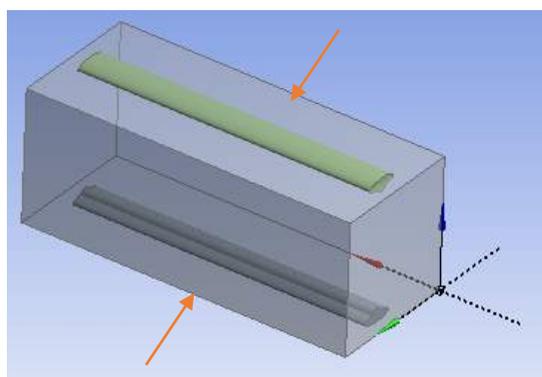
Fonte: autoria própria

Im – Corrente Média, Ief – Corrente Eficaz, Ip – Corrente de Pico, tp – Tempo de Pico, Ib – Corrente de Base, tb – Tempo de Base, Valim – Velocidade de Alimentação, Vs – Velocidade de Soldagem, Um – Tensão Média, Ireal – Corrente Medida, Ebruta – Energia Bruta, Técnica I – Energia Obtida Variando Corrente, Técnica V – Energia Obtida Variando Velocidade, Técnica R – Referência

4.5.2.1. *Planejamento Experimental para o aço 2,25Cr-1Mo*

Para o aço 2,25Cr-1Mo, a soldagem foi realizada em apenas duas faces em cada bloco (Figura 27), pois como será mostrado nos resultados da etapa de caracterização dos metais de base, este material possui bandeamento na parte central da chapa. Para o aço com adição de vanádio, que não possuiu bandeamento, a soldagem foi realizada em todas as faces do bloco.

Figura 27 - Esquemático da soldagem dos corpos de prova



Fonte: autoria própria

Assim, os fatores de controle definidos para esta etapa estão especificados na Tabela 9 e o planejamento experimental está presente na Tabela 10.

Tabela 9 - Fatores de controle para soldagem preliminar do aço 2,25Cr-1Mo

Fatores de Controle	Especificação	Nível
Gás de Proteção	Ar + 4%CO ₂	1
	Ar + 25% He	2
	Ar + 38%He + 4%CO ₂	3
Energia de Soldagem (kJ/mm)	0,7	1
	1,3	2
	1,9	3
	2,5	4

Modo de Variação da Energia	Tipo I	1
	Tipo V	2
Metal de Adição	ER 309L	1
	ER 347	2

Fonte: autoria própria

Tabela 10 - Planejamento experimental em fatorial completo para o aço 2,25Cr-1Mo

Planejamento Soldagem Preliminar do Aço 2,25Cr-1Mo				
Condição	Nível			
	Metal de Adição	Técnica da Energia	Gás de Proteção	Energia de Soldagem
SH1	1	1	1	1
SH2	1	1	1	2
SH3	1	1	1	3
SH4	1	1	1	4
SH5	1	1	2	1
SH6	1	1	2	2
SH7	1	1	2	3
SH8	1	1	2	4
SH9	1	1	3	1
SH10	1	1	3	2
SH11	1	1	3	3
SH12	1	1	3	4
SH13	1	2	1	1
SH14	1	2	1	2
SH15	1	2	1	3
SH16	1	2	1	4
SH17	1	2	2	1
SH18	1	2	2	2
SH19	1	2	2	3
SH20	1	2	2	4

SH21	1	2	3	1
SH22	1	2	3	2
SH23	1	2	3	3
SH24	1	2	3	4
SH25	2	1	1	1
SH26	2	1	1	2
SH27	2	1	1	3
SH28	2	1	1	4
SH29	2	1	2	1
SH30	2	1	2	2
SH31	2	1	2	3
SH32	2	1	2	4
SH33	2	1	3	1
SH34	2	1	3	2
SH35	2	1	3	3
SH36	2	1	3	4
SH37	2	2	1	1
SH38	2	2	1	2
SH39	2	2	1	3
SH40	2	2	1	4
SH41	2	2	2	1
SH42	2	2	2	2
SH43	2	2	2	3
SH44	2	2	2	4
SH45	2	2	3	1
SH46	2	2	3	2
SH47	2	2	3	3
SH48	2	2	3	4

Fonte: autoria própria

Dentre os fatores analisados, o modo de variação da energia pode ser classificada em: tipo I, quando a energia é controlada pela variação da corrente e tipo V, quando a energia é controlada pela variação da velocidade de soldagem.

Um outro estudo foi realizado para avaliar o efeito do tipo de oscilação com tecimento triangular, mantendo constante o gás (Ar+4%CO₂) e a técnica da energia (Tipo I). Para este estudo o nível 1 para técnica de oscilação corresponde a soldagem sem oscilação e nível 2 para soldagem com tecimento triangular. O planejamento experimental deste estudo está mostrado na Tabela 11.

Tabela 11 - Planejamento experimental para estudo da técnica de oscilação

Condição	Nível			
	Metal de Adição	Gás de Proteção	Técnica de Oscilação	Energia de Soldagem
SH49	1	1	1	1
SH50	1	1	1	2
SH51	1	1	1	3
SH52	1	1	1	4
SH53	1	1	2	1
SH54	1	1	2	2
SH55	1	1	2	3
SH56	1	1	2	4
SH57	2	1	1	1
SH58	2	1	1	2
SH59	2	1	1	3
SH60	2	1	1	4
SH61	2	1	2	1
SH62	2	1	2	2
SH63	2	1	2	3
SH64	2	1	2	4

Fonte: autoria própria

Assim, foram realizados 64 experimentos para análise do aço 2,25Cr-1Mo.

4.5.2.2. Planejamento Experimental para o Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

A soldagem das chapas de 2,25Cr-1Mo foi utilizada como referência para a soldagem com o metal de base modificado com vanádio, já que se espera que as características como molhabilidade sejam semelhantes. Os fatores importantes para este material estão na Tabela 12 e o planejamento de soldagem para este material está na Tabela 12.

Tabela 12 - Fatores de controle para soldagem preliminar do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Fatores de Controle	Especificação	Nível
Gás de Proteção	Ar + 4%CO ₂	1
	Ar + 38%He + 4%CO ₂	2
Energia de Soldagem (kJ/mm)	0,7	1
	1,3	2
	1,9	3
	2,5	4
Técnica da Energia	Tipo I	1
Metal de Adição	ER 309L	1
	ER 347	2

Fonte: autoria própria

Tabela 13 - Planejamento experimental para soldagem do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Planejamento Soldagem Preliminar do Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V					
Condição	Nível				
	Metal de Adição	Técnica da Energia	Gás de Proteção	Energia de Soldagem	Técnica de Oscilação
SHV1	1	1	1	0,7	1
SHV2	1	1	1	1,3	1
SHV3	1	1	1	1,9	1
SHV4	1	1	1	2,5	1
SHV5	2	1	1	0,7	1
SHV6	2	1	1	1,3	1
SHV7	2	1	1	1,9	1
SHV8	2	1	1	2,5	1
SHV9	1	1	2	0,7	1
SHV10	1	1	2	1,3	1
SHV11	1	1	2	1,9	1
SHV12	1	1	2	2,5	1
SHV13	2	1	2	0,7	1
SHV14	2	1	2	1,3	1
SHV15	2	1	2	1,9	1
SHV16	2	1	2	2,5	1
SHV17	1	2	1	0,6	1
SHV18	1	2	1	0,6	2
SHV19	1	2	1	1	1
SHV20	1	2	1	1	2
SHV21	1	2	2	0,6	1
SHV22	1	2	2	0,6	2
SHV23	1	2	2	1	1
SHV24	1	2	2	1	2
SHV25	1	2	1	0,7	2
SHV26	1	2	1	1,3	2
SHV27	1	2	1	1,9	2

SHV28	1	2	1	2,5	2
SHV29	2	2	1	0,7	2
SHV30	2	2	1	1,3	2
SHV31	2	2	1	1,9	2
SHV32	2	2	1	2,5	2

Fonte: autoria própria

Os parâmetros utilizados para a soldagem deste material foram os mesmos utilizados para o aço sem adição de vanádio.

A análise do tipo de oscilação foi realizada em estudo a parte mantendo o gás Ar+4%CO₂ e a técnica da energia tipo V. O estudo deste material totalizou 24 experimentos.

4.5.3. Etapa 3: Análise pelo Critério LPTS

Os testes preliminares, com soldagem por simples deposição, foram avaliados pelo critério LPTS que, como apresentado anteriormente, é uma forma de avaliação que combina a análise pelos critérios de dureza e de microestrutura com a representação gráfica em Diagramas de Decisão. Esses critérios têm como objetivo conhecer a extensão de zonas duras e macias na ZAC, com base no critério de dureza, e de extensão de ZACGG e ZACGF com base no critério de microestrutura. Como consequência da aplicação desses critérios, tem-se a definição das melhores combinações de parâmetros de soldagem na primeira e na segunda camada para as quais se têm os melhores resultados de dureza e microestrutura.

Os critérios de dureza para aplicação nos diagramas de decisão são:

a) $PZM_2 - PDZ_1 > 0$, onde:

PZM_2 : profundidade da zona macia da segunda camada;

PDZ_1 : profundidade da zona dura da primeira camada.

b) $R_1 + P_1 - PZD_2 > 0$, onde:

PZD_2 : profundidade da zona dura da segunda camada;

R_1 : reforço da primeira camada;

P_1 : penetração da primeira camada.

Os critérios para microestrutura para os diagramas de decisão são:

c) $PZACGF_2 - PZACGG_1 > 0$, onde:

$PZACGF_2$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão fino da segunda camada;

$PZACGG_1$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão grosseiro da primeira camada.

d) $PZF_1 - PZACGG_2 > 0$, onde:

$PZACGG_2$: profundidade da zona afetada pelo calor de grão grosseiro da segunda camada;

PZF_1 : profundidade de zona fundida da primeira camada.

Após a soldagem dos testes preliminares, foi realizado o corte na região central de todas as amostras soldadas. A caracterização metalúrgica incluiu análise microestrutural com medição da profundidade das zonas de grão grosseiro ($PZACGG$) e de grão fino ($PZACGF$), bem como testes mecânicos, como microdureza para avaliar a profundidade das zonas dura (PZD) e macia (PZM).

Para a medição da $PZACGG$ e $PZACGF$ foram registradas imagens com aumento de 200x e, posteriormente, realizadas montagens para a medição das extensões.

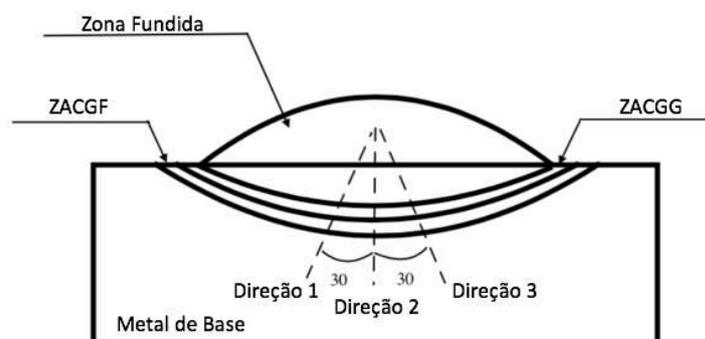
Os testes de microdureza Vickers tiveram dois objetivos: levantar um perfil de microdureza das amostras soldadas e avaliar em regiões específicas a microdureza do material.

Para os perfis, foram feitas 30 impressões com carga de 100 g ($HV0,1$) a 10s. As primeiras quatro impressões se localizaram na zona fundida (ZF), a quinta na interface e as outras na ZAC e metal de base. Todas as impressões tiveram um distanciamento de 0,2 mm.

Nesta etapa, foram feitas três linhas de microdureza para avaliar PZD e PZM . A linha central foi localizada na região de maior penetração e as linhas laterais

localizaram-se a 30° da central (Figura 28). Os ensaios de microdureza totalizaram 264 linhas com 30 impressões cada para os dois materiais.

Figura 28 - Esquemático dos perfis de microdureza

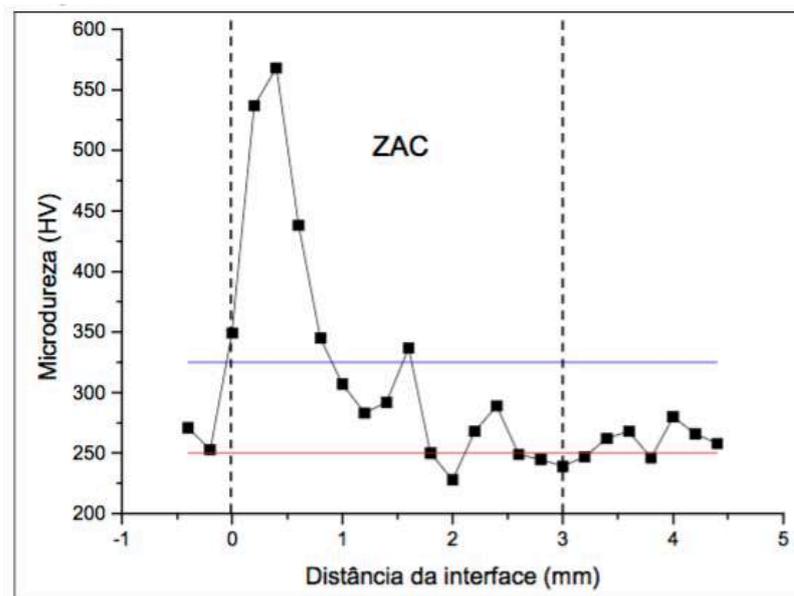


Fonte: autoria própria

Para a medição das extensões de ZD e ZM foi necessário determinar os limites dessas regiões. O limite para zona dura foi definido como 300HV e, portanto, a zona macia estará compreendida entre 200 HV (microdureza do metal de base) e 300HV (microdureza da zona dura).

Os perfis de microdureza foram dispostos em forma de gráfico e com as regiões de ZD e ZM definidas, foi possível medir as extensões de cada uma delas (Figura 29). Após a determinação das extensões, a média entre as três linhas foi calculada e este valor é o que foi utilizado para os cálculos do Critério de Dureza.

Figura 29 - Perfil de microdureza para o aço AISI 8630 soldado com o eletrodo ERNiCrMo-3 com energia de soldagem de 0,6 kJ/mm e sem tecimento



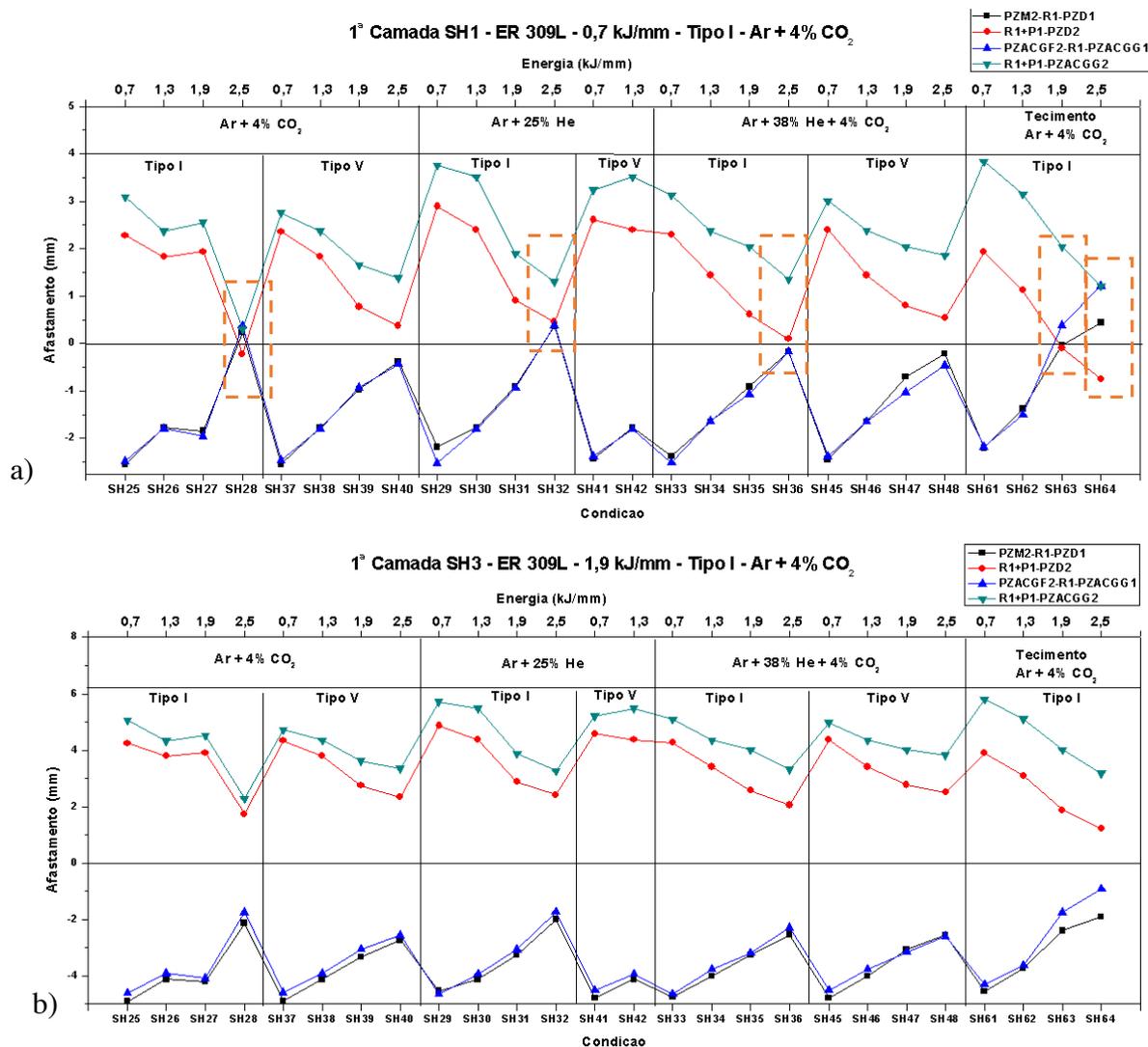
Fonte: (OLIVEIRA, 2013)

Após a medição das extensões de ZD e ZM bem como ZACGG e ZACGF, os cálculos para os Critérios de Dureza e Microestrutura foram realizados e foram expostos como diagramas de decisão (Figura 30), como proposto por MIRANDA (2008).

Em uma análise rigorosa dos diagramas de decisão, afastamentos positivos revelam uma condição aprovada enquanto afastamentos negativos são característicos de condições reprovadas. Todavia, é necessário realizar ajustes nas condições que estão próximas a serem aprovadas.

Então, neste estudo, amostras que se mostram próximas das condições de aprovação, ou seja, próximas ao zero também serão levadas em conta como possíveis amostras aprovadas.

Figura 30 - Exemplo de diagrama de decisão contendo condições a) aprovadas e b) reprovadas nos critérios de dureza e microestrutura



4.5.4. Etapa 4: Soldagem de Revestimentos

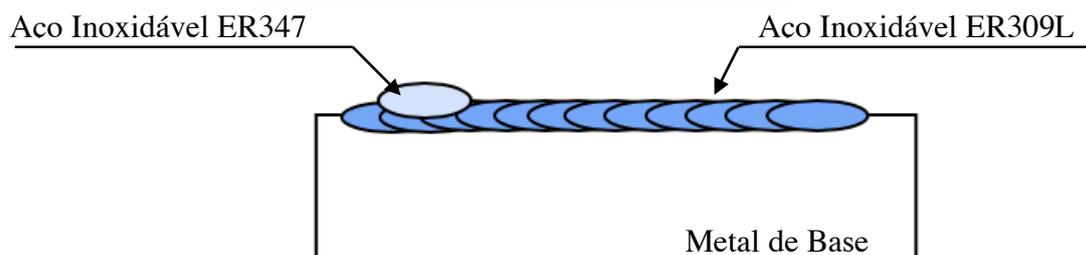
Anterior à soldagem de revestimentos, foi realizado um estudo de sobreposição de cordões laterais, em que foi evidenciado que o melhor fator de sobreposição entre cordões foi de 50%.

4.5.4.1. *Estudo para Ajuste das Amostras do Diagrama de Decisão*

Foram realizados estudos de sobreposição entre camadas de aço inoxidáveis, já que a etapa anterior foi realizada apenas nos metais de base ferríticos (2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V) e é provável que existam mudanças principalmente nas características como a molhabilidade, o que afeta a geometria dos cordões, influenciando nos critérios analisados na etapa anterior.

Esse estudo foi realizado com a soldagem de um cordão de AWS ER347 em cima de uma camada já depositada de AWS ER309L. Foi realizado o corte da seção transversal e analisado as características geométricas dos cordões. Ao final do estudo, foram sugeridos ajustes que foram adicionadas aos diagramas de decisão correspondentes.

Figura 31 - Esquemático para estudo de sobreposição de aços inoxidáveis



Fonte: autoria própria

4.5.4.2. *Soldagem de Revestimento após Ajustes no Diagrama de Decisão*

Após esses estudos complementares, As chapas de 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V foram cortadas em amostras de modo que cada bloco possuísse as dimensões de 80 mm x 100 mm x 200 mm. Então, a soldagem de revestimento foi realizada em uma bancada robotizada, na posição plana, DBCP de 20 mm e obedecendo os principais parâmetros sugeridos pelos diagramas de decisão construídos na etapa anterior. As temperaturas de pré-aquecimento e de interpasse foram mantidas constantes em 175 °C.

4.5.5. Etapa 5: Caracterização dos Revestimentos

Após a soldagem de revestimento, as amostras foram cortadas e seguiram procedimento usual de metalografia, como mostra a Tabela 14.

Tabela 14 - Atividades de metalografia

Atividade	Descrição
Corte	Dimensão: 40 x 10 mm
Lixamento	Granulometria: até 1200 <i>mesh</i>
Polimento	Granulometria: até 0,03 μm
Ataque	Nital 2% Ácido Crômico

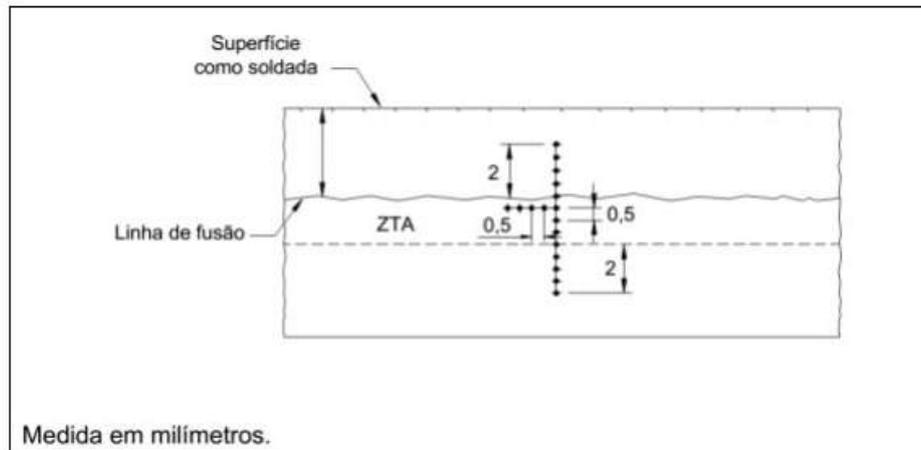
Fonte: autoria própria

Após a metalografia das amostras, foi realizada uma caracterização microestrutural e análise de microdureza e dureza na região da dupla camada, para avaliar o grau de refinamento dessa região.

O teste de dureza Vickers foi realizado com carga de 10 kgf durante 10 s, com espaçamento de 0,5 mm entre as impressões. Já a microdureza Vickers foi realizada com carga de 100 g (HV0,1) a 10 s, com espaçamento de 0,25 mm.

As linhas de microdureza e dureza foram realizadas como sugerido na norma PETROBRAS N-133 (Figura 32). Portanto, para dureza foram realizados 12 pontos em perfil vertical e 4 pontos em perfil horizontal. As impressões de microdureza totalizaram o dobro de testes.

Figura 32 - Esquemático para análise de dureza em revestimento



Fonte: (PETROBRAS, 2015)

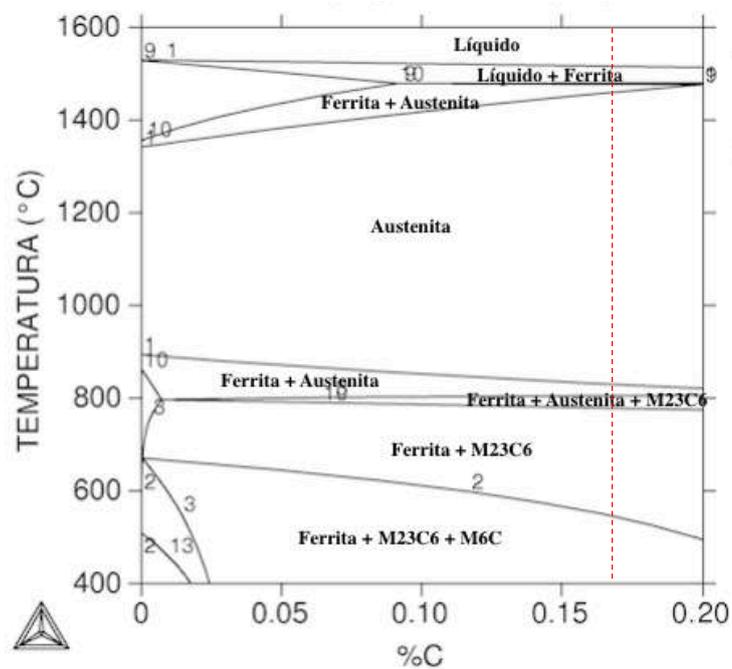
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Etapa 1: Caracterização do Metal de Base e Metal de Adição

5.1.1. Simulação do Diagrama de Fases

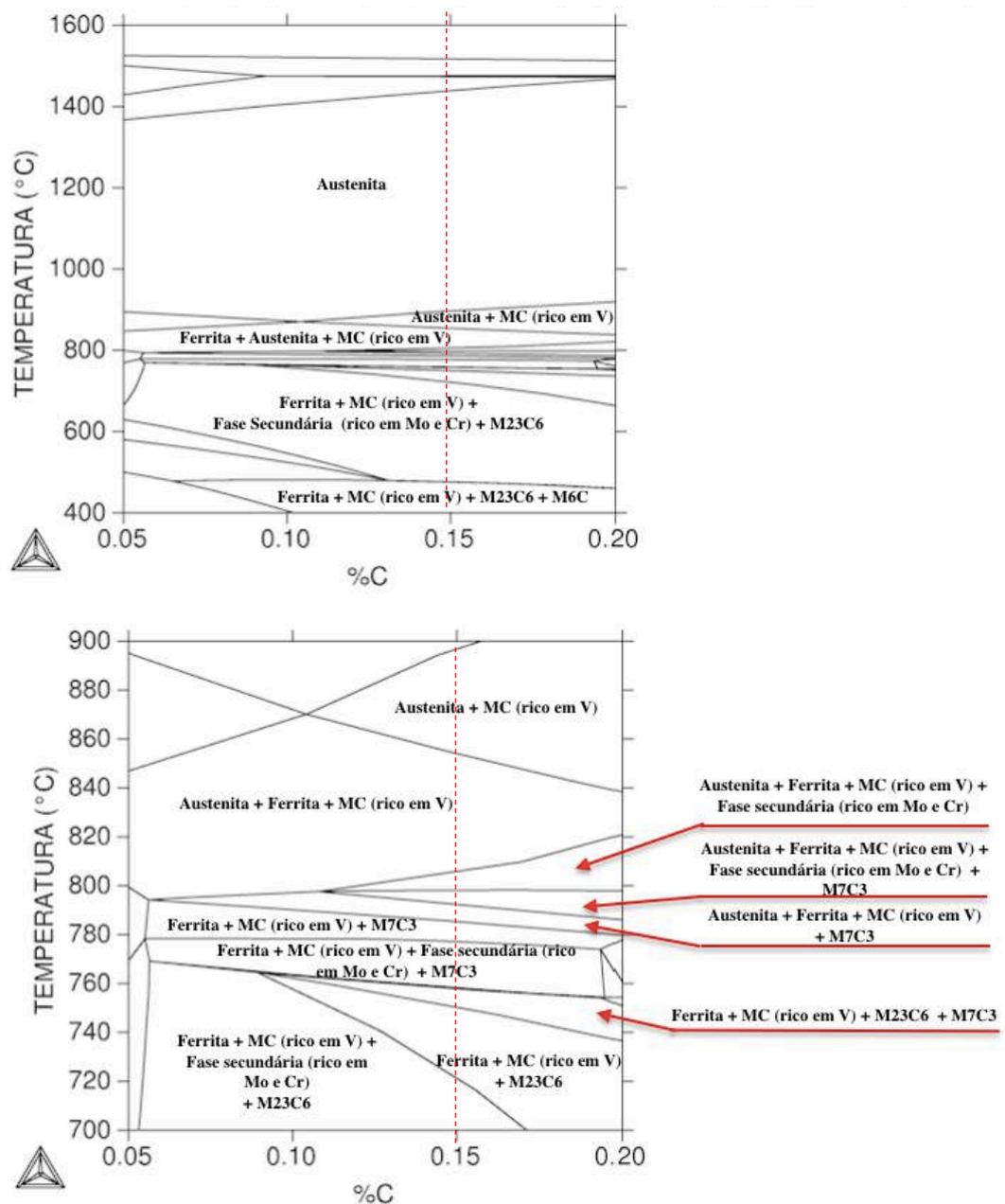
Foi realizado uma simulação do diagrama de fases para os dois materiais pelo utilizando o programa Thermo-Calc, como está mostrado na Figura 33 para o aço 2,25Cr-1Mo e na Figura 34 para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V.

Figura 33 - Simulação do diagrama de fases para o aço 2,25Cr-1Mo



Fonte: autoria própria

Figura 34 - Simulação do diagrama de fases para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) Diagrama de fases e b) Detalhe para a faixa de temperatura compreendida entre 700 e 900 °C



Fonte: autoria própria

Conforme observado, os diagramas de fases foram calculados para amplas faixas de temperatura para que pudesse ser observado as diversas fases e precipitados que poderão ser formados, bem como a decomposição da austenita. Os resultados gerados nesta análise devem ser avaliados com cuidado já que a soldagem não reproduz condições de equilíbrio.

Em ambos os diagramas pode-se notar a presença de diversas fases que podem surgir através da decomposição da austenita, entre elas diversos tipos de carbonetos presentes nos dois materiais: $M_{23}C_6$ e M_6C . Também pode-se notar que com a presença de vanádio na liga aparecem diversos tipos de carbonetos que não existiam analisando a mesma faixa de temperatura para o aço 2,25Cr-1Mo, como M_7C_3 , MC (rico em V) e fase secundária rica em Mo e Cr,.

5.1.2. Caracterização do Metal de Base de 2,25Cr-1Mo

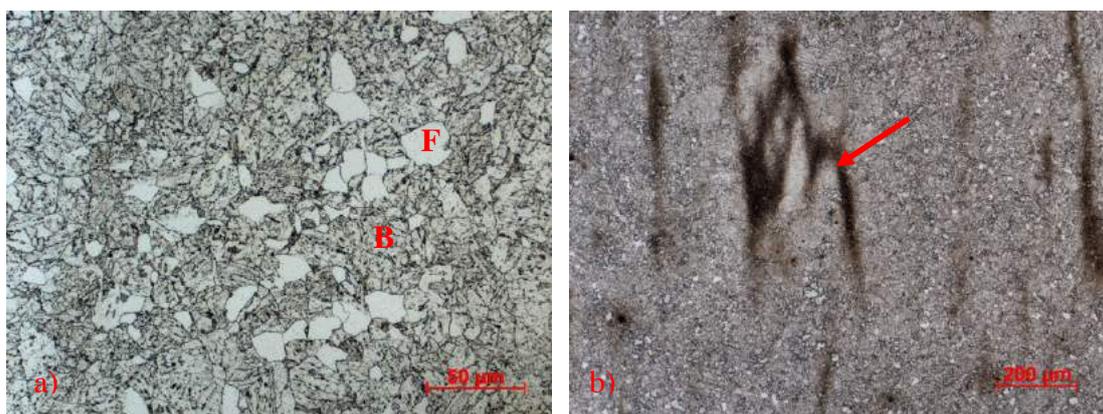
Foi medida a composição química (Tabela 15) do metal de base do aço 2,25Cr-1Mo e caracterizado na condição como recebida (Figura 35).

Tabela 15 - Composição Química do Metal de Base 2,25Cr-1Mo

Composição Química (% peso)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
2,25Cr-1Mo	0,169	0,236	0,474	0,004	0,003	0,102	2,440	0,973	0,085

Fonte: autoria própria

Figura 35 - Caracterização do Metal de Base a) microestrutura como recebida e b) microestrutura evidenciando a presença de bandeamentos na região central



Fonte: autoria própria

Pela Figura 35a pode-se notar a presença de grãos maiores de ferrita (como indicado pela letra “F”) e bainita (letra “B”). Microestrutura semelhante foi encontrada por PARVATHAVARTHINI, SAROJA, *et al.* (2000) quando em um tratamento com

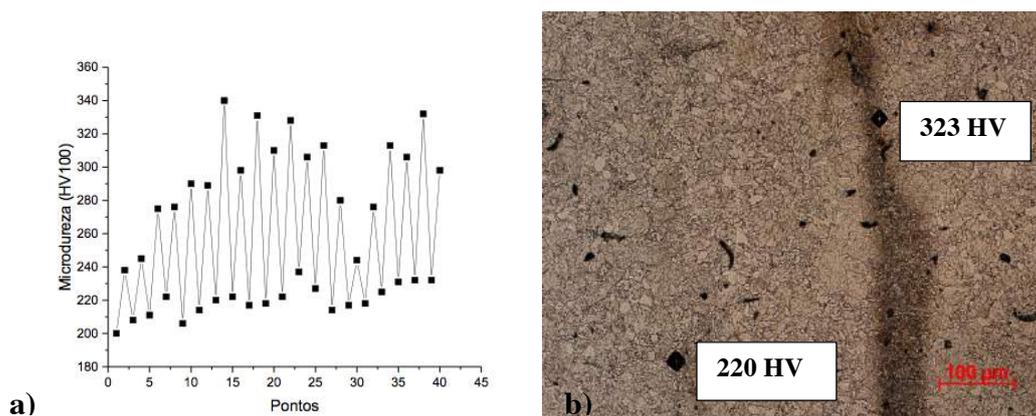
aquecimento na região austenítica e taxa de resfriamento de 120K/min com resfriamento ao ar.

Segundo BHADSHIA, STRANG, *et al.* (1997) o aço 2,25Cr-1Mo tem usualmente a microestrutura formada de bainita superior mas pode conter quantidades substanciais de ferrita, dependendo do tratamento térmico imposto, especialmente em componentes grandes que tenham sido resfriados lentamente.

Também existe a presença de bandeamentos na região central da peça (Figura 35b), o que fica evidenciado com o ensaio de microdureza Vickers na região (Figura 36).

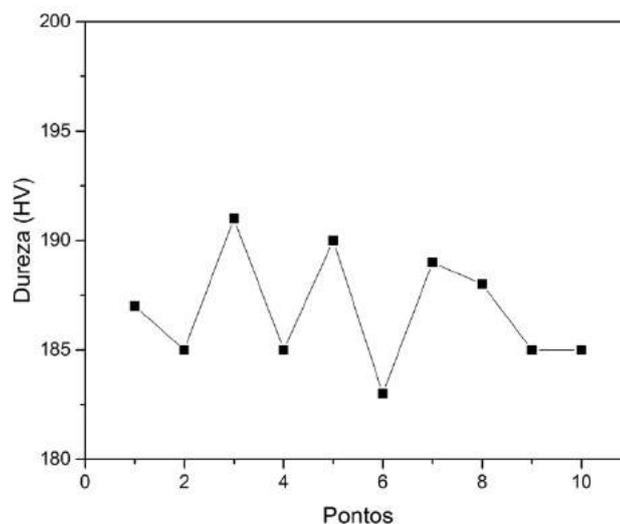
Este ensaio também mostrou que a a média de microdureza do metal de base está em torno de 200 HV, já a média de dureza Vickers (Figura 37) está em torno de 187 HV. Como era esperado, a média de dureza teve valores menores do que a média de microdureza, já que no ensaio de dureza a impressão abrange uma maior área sobre a amostra, portanto, é mais provável de ser realizado em regiões mais macias, principalmente quando a região mais dura possui uma estrutura refinada. Já para os ensaios de microdureza, os valores podem variar bastante se a amostra possuir regiões duras e macias, uma vez que um ponto pode atingir em totalidade uma região macia enquanto o ponto posterior pode atingir em totalidade uma região mais dura.

Figura 36 - a) Ensaio de microdureza em diferentes regiões da peça e b) Microestrutura evidenciando a diferença de microdureza em bandeamentos



Fonte: autoria própria

Figura 37 - Dureza Vickers do Metal de Base 2,25Cr-1Mo



Fonte: autoria própria

O fenômeno de bandeamento já foi muito estudado em aços, principalmente em médio e alto carbono (GRANGE, 1971; CABALLERO, GARCÍA-JUNCEDA, *et al.*; OLIVEIRA, 2013). De uma forma geral o bandeamento é devido a segregações de um ou mais elementos e possui duas causas principais:

- a) Quantidade de carbono que, por ter um coeficiente de difusão maior do que os demais elementos de liga tende a segregar pela solidificação ou durante transformações no estado sólido;
- b) Elementos de liga que diminuem a temperatura de início de formação da ferrita, como Manganês, Níquel e Cromo. Esse atraso resulta em um maior acúmulo de carbono da austenita.

5.1.3. Caracterização do Metal de Base de 2,25Cr-1Mo-0,25V

Foi medida a composição química do metal de base do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V (Tabela 16) e caracterizada a microestrutura na condição como recebida (Figura 38).

Tabela 16 - Composição Química do Metal de Base 2,25Cr-1Mo-0,25V

Composição Química (% peso)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V
2,25Cr-1Mo-0,25V	0,154	0,064	0,508	0.007	0.008	0,152	2,10	0,938	0,092	0,29

Fonte: autoria própria

Figura 38 - Caracterização no metal de base de 2,25Cr-1Mo-0,25V. Ataque Nital 2%

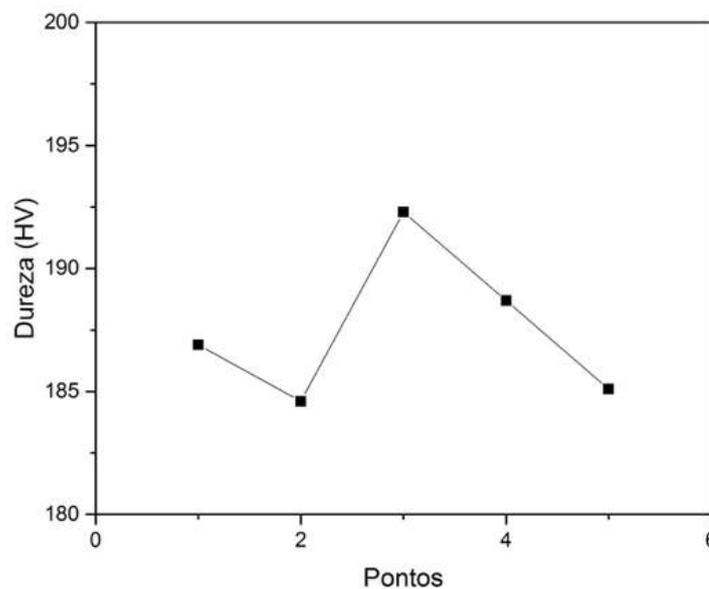


Fonte: autoria própria

A microestrutura do metal de base de 2,25Cr-1Mo-0,25V se mostrou mais refinada do que a do aço sem adição de vanádio. Diferentemente do aço 2,25Cr-1Mo, não foi constatada a presença de bandeamentos ao longo das seções transversais. Assim, para este material a soldagem preliminar foi realizada em todas as faces do bloco.

A dureza da amostra como recebida está mostrada na Figura 39.

Figura 39 - Dureza no metal de base 2,25Cr-1Mo-0,25V



Fonte: autoria própria

A dureza deste metal de base ficou em torno de 187 HV, a mesma média do aço sem adição de vanádio.

5.1.4. Caracterização dos Metais de Adição

A composição química medida dos metais de adição está apresentada na Tabela 17.

Tabela 17 - Composição química dos metais de adição

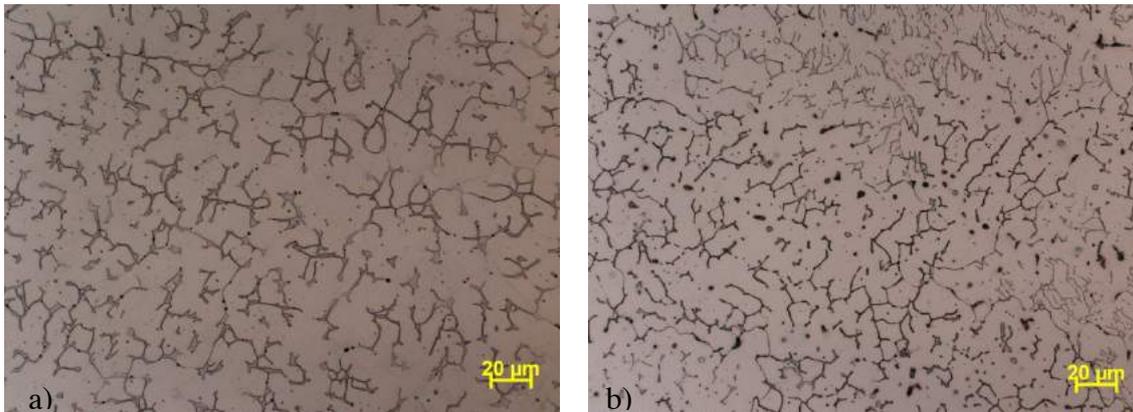
Composição Química (% peso)		
Material	ER309L	ER347
C	0,03	0,08
Cr	24	19,9
Ni	12	9,1
Si	1,1	0,5
Mn	1,8	1,4
Mo	0,3	0,07
Nb	-	0,8
P	0,03	0,03
S	0,03	0,03

Fonte: autoria própria

A caracterização dos metais de adição (Figura 40) revelou as matrizes austeníticas dos materiais.

Figura 40 - Caracterização dos metais de adição: a) AWS ER 309L e b) AWS ER 347.

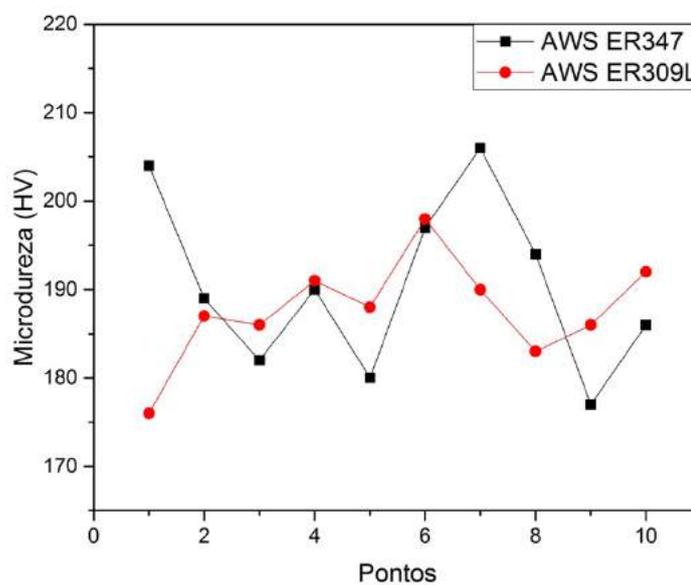
Ataque: Ácido Oxálico 10%



Fonte: autoria própria

O ensaio de microdureza Vickers (Figura 41) mostrou que a média de microdureza dos dois materiais está por volta de 190 HV.

Figura 41 - Microdureza dos metais de adição



Fonte: autoria própria

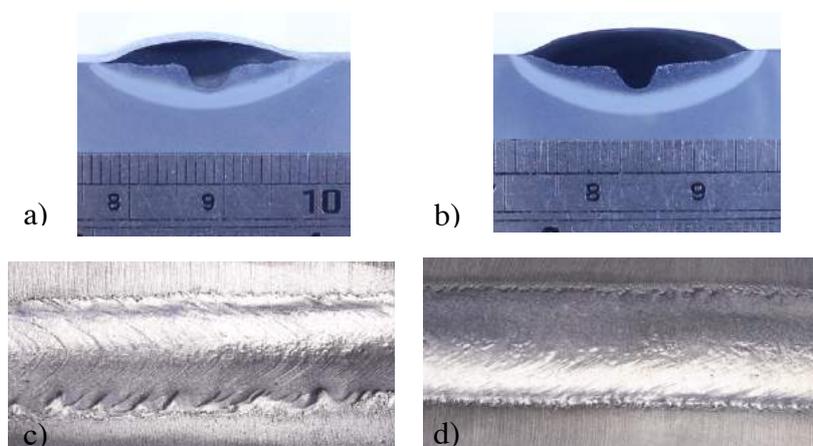
5.2. Etapa 2: Soldagem Preliminar

Os resultados deste tópico apresentarão as melhores condições para a soldagem de revestimento em dupla camada que será vista adiante.

5.2.1. Análise do Aspecto Visual e Macrografia

A geometria e aspecto visual do cordão de solda no aço 2,25Cr-1Mo para algumas amostras com o gás Ar + 25% He estão mostradas na Figura 42.

Figura 42 - Foto do cordão e perfil transversal das amostras soldadas com metal de adição ER 309L, técnica da energia tipo I, gás de proteção Ar+25%He e energias de soldagem: a) e c) 1,9kJ/mm (amostra SH7) e b) e d) 2,5kJ/mm (amostra SH8)



Fonte: autoria própria

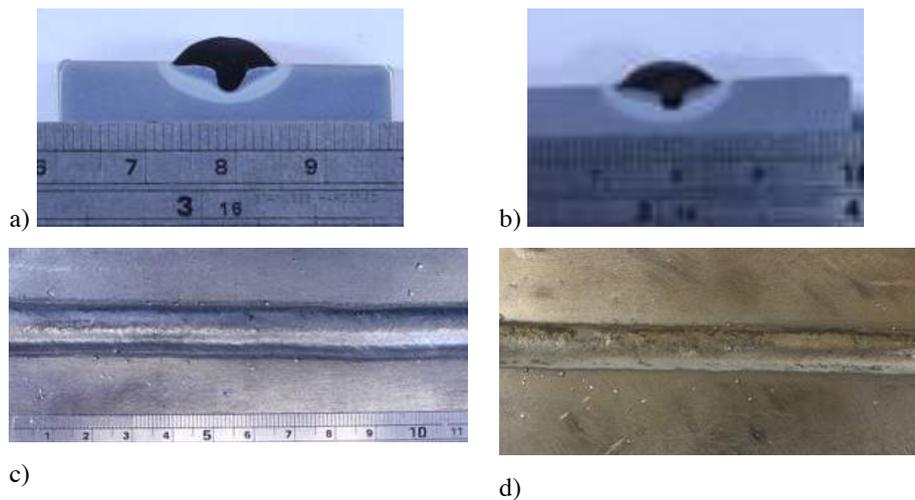
A soldagem com o gás Ar + 25%He se mostrou complicada como evidenciado na Figura 42c , pois não é um gás comum para realização de soldagem de aços inoxidáveis, já que possui maior pressão no arco e maior tensão o que gera a possibilidade de mordeduras.

Para este gás, algumas amostras (SH7, SH19, SH43 e SH44) apresentaram defeitos ao longo de todo o cordão, impossibilitando a posterior utilização para soldagem de revestimento. Devido a este fato, as próximas análises serão feitas apenas com o restante das amostras, pois mesmo que passassem nos critérios analisados, provavelmente iriam apresentar defeitos na soldagem de revestimento. As outras condições soldadas apresentaram superfície regular e com bom acabamento.

Tanto para o aço 2,25Cr-1Mo quanto para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V, a soldagem com os gases de proteção Ar + 38%He + 4% CO₂ e Ar + 4% CO₂ resultaram em bom

acabamento superficial, ausência de respingos e ausência de defeitos encontrados no cordão de solda (Figura 43).

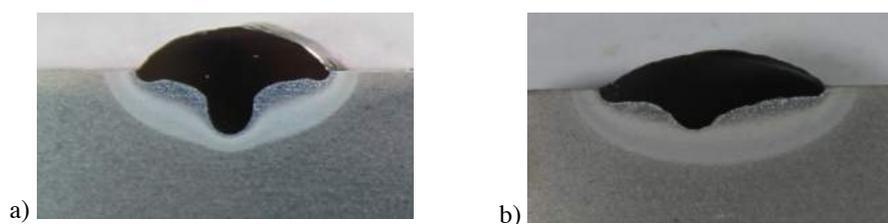
Figura 43 - Foto do cordão e perfil transversal das amostras com metal de base 2,25Cr-1Mo, metal de adição ER309L, técnica da energia tipo I, energia de soldagem 1,3 kJ/mm e gás de proteção: a) e c) Ar+4%CO₂ (amostra SH2) e b) e d) Ar+38%He+4%CO₂ (amostra SH10)



Fonte: autoria própria

Para os dois materiais de base, foi possível notar que para o gás de proteção Ar+4%CO₂ o perfil da seção transversal do cordão de solda foi do tipo “taça”, sendo mais acentuado do que para o gás Ar+38%He+4%CO₂. Este efeito pode ser observado na Figura 44.

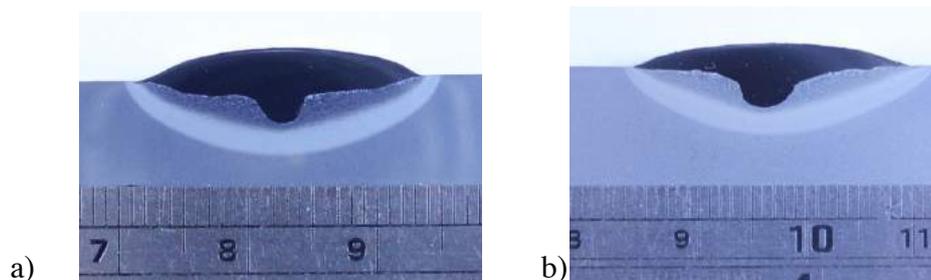
Figura 44 - Exemplo de perfis tipo taça com metal de base 2,25Cr-1Mo-0,25V, técnica da energia tipo I, metal de adição ER309L, energia de soldagem 2,5 kJ/mm e gás de proteção: a) Ar+4%CO₂ (amostra SHV4) e b) Ar+38%He+4%CO₂ (amostra SHV12)



Fonte: autoria própria

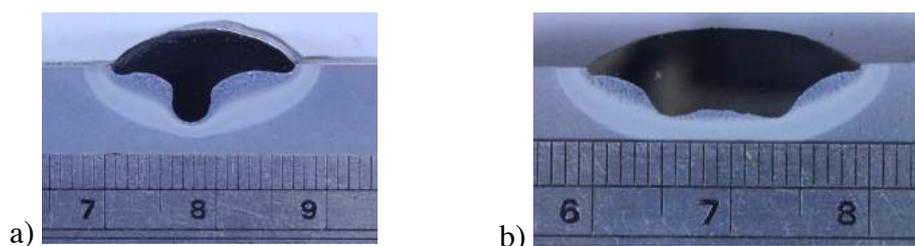
Em relação aos metais de adição utilizados, foi constatado uma molhabilidade parecida, o que resultou em geometrias dos cordões semelhantes. Como pode ser visto na Figura 45.

Figura 45 - Exemplo de macrografia com metal de base 2,25Cr-1Mo, técnica da energia tipo I, energia de soldagem 2,5 kJ/mm, gás de proteção Ar+25%He e com metal de adição: a) AWS ER309L (amostra SH8) e b) AWS ER347 (amostra SH32)



O uso do tecimento triangular resultou em menor perfil tipo “taça” com melhor distribuição de energia e calor na região soldada, como mostrado na Figura 46.

Figura 46 - Perfil geométrico das amostras soldadas em metal de base 2,25Cr1Mo, metal de adição ER309L, gás de proteção Ar+4%CO₂, técnica da energia tipo I, energia de soldagem 2,5 kJ/mm e técnica de oscilação: a) sem tecimento e b) tecimento triangular.



Fonte: autoria própria

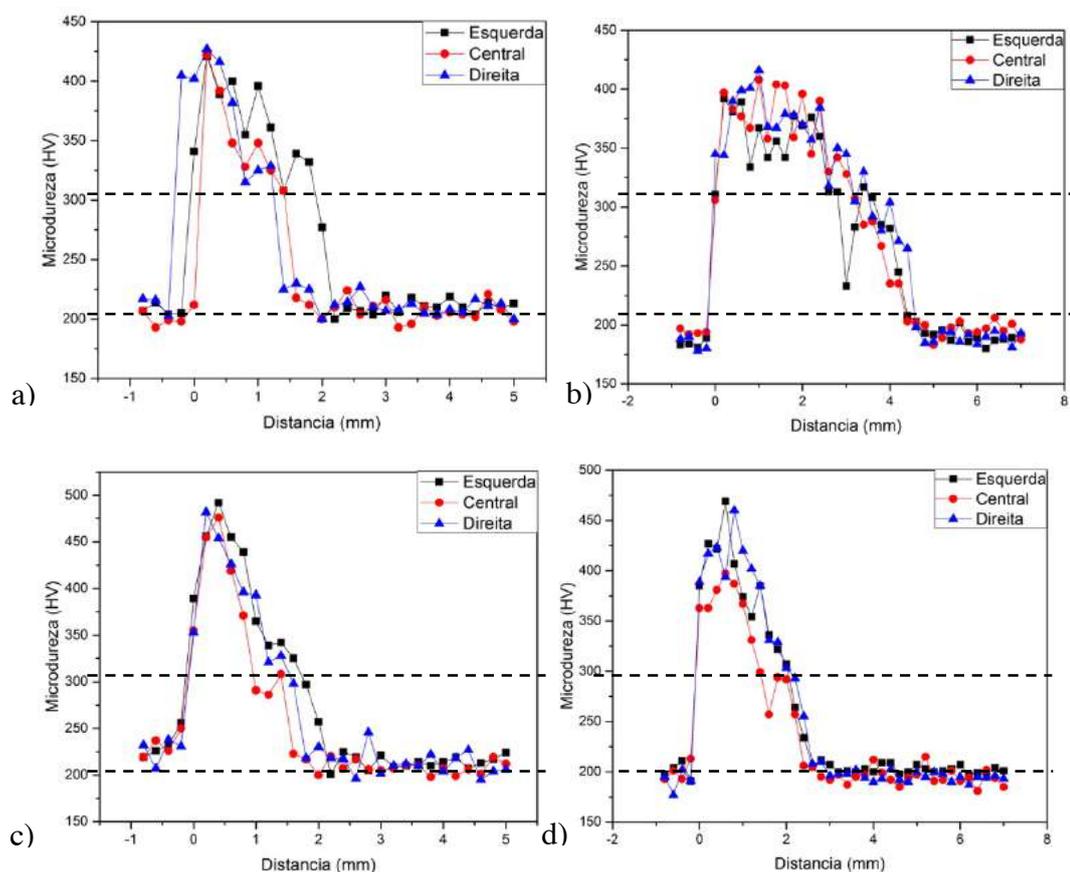
5.3. Etapa 3: Análise pelo Critério LPTS

5.3.1. Critério de Dureza

Para as medições das extensões de zonas dura e macia, foi adotado um limite de 300 HV para o fim da zona dura e começo da zona macia e 200 HV para o fim da zona

macia, já que esta é a microdureza média do metal de base. A Figura 47 mostra perfis de microdureza típico para as amostras analisadas.

Figura 47 - Perfis de Microdureza para as amostras analisadas: a) e b) exemplo para picos de dureza menores e c) e d) exemplos para picos de dureza maiores



Fonte: autoria própria

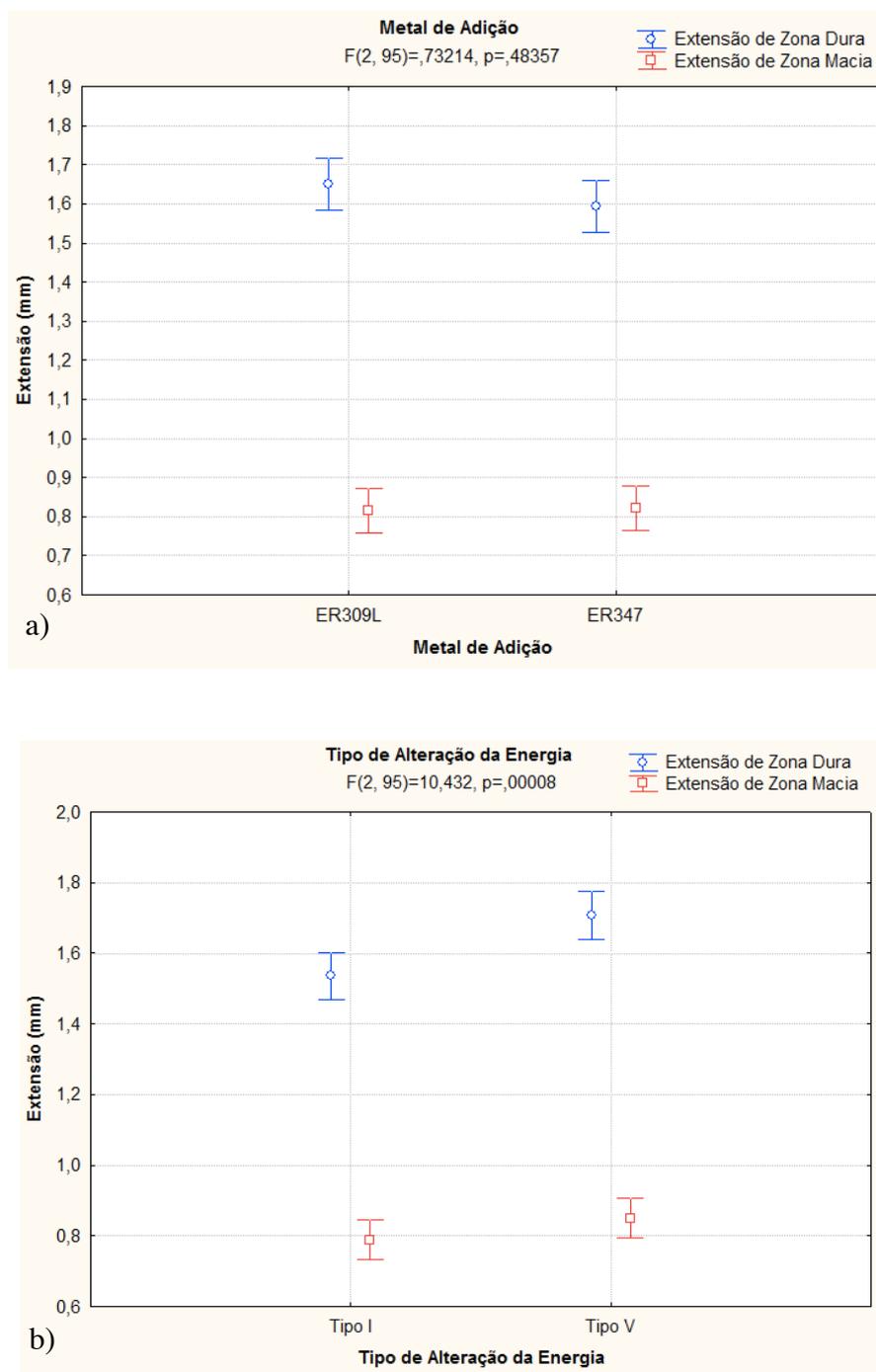
Para as amostras dos dois materiais, os menores valores de pico de microdureza ficaram em torno de 400HV (Figura 47a e Figura 47b) e os maiores valores de pico encontrados chegaram próximos de 500 HV, como mostrado nas Figura 47c e Figura 47d. Isso se deve à extensa faixa de transformação de fases mais duras (bainita) e, também, é um forte indício de transformação martensítica na zona dura.

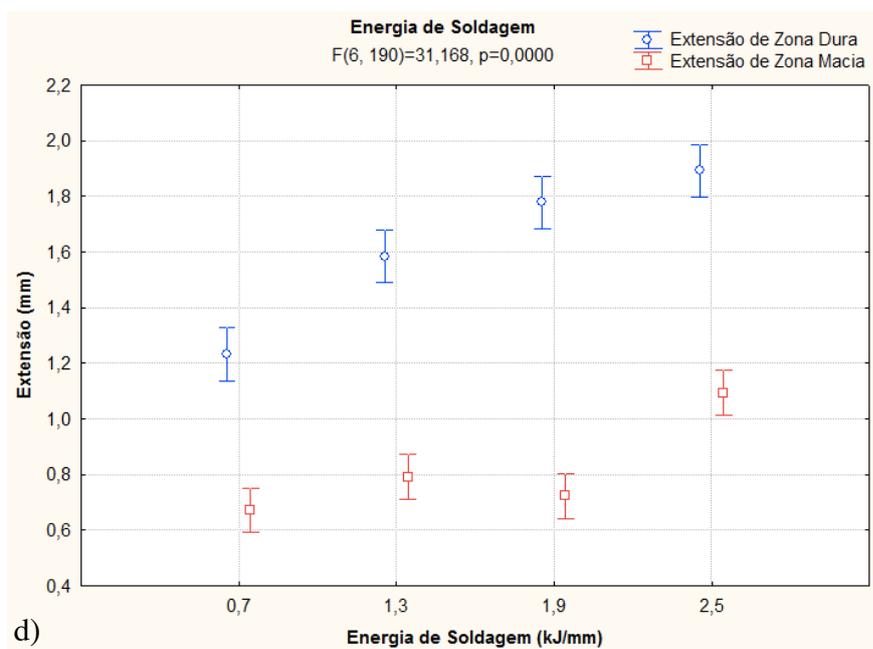
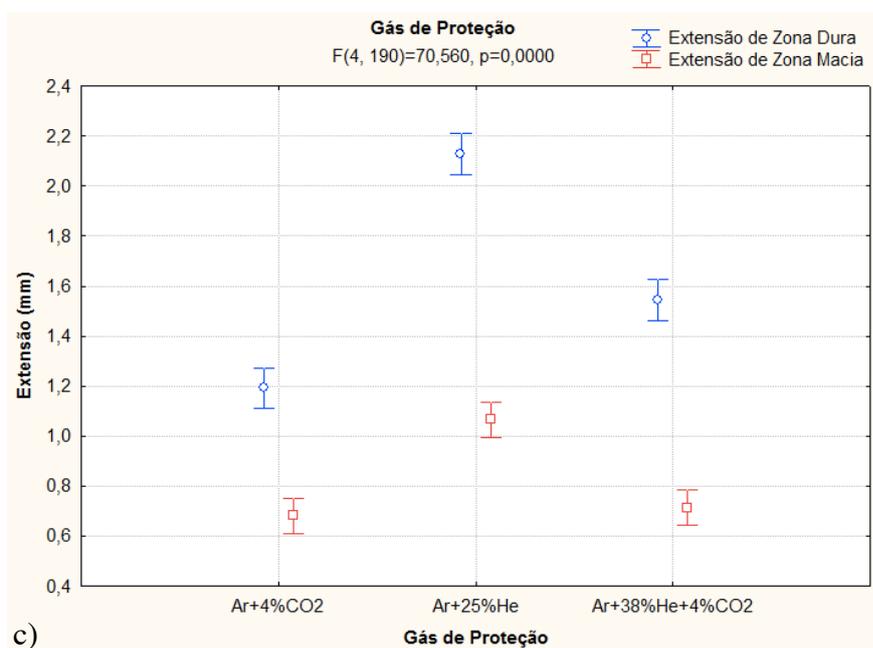
Para facilitar a análise dos resultados, foram feitas análises de variância para os fatores: metal de adição, gás de proteção, técnica da energia e energia de soldagem. Os resultados estão apresentados na Figura 48.

Para que uma condição tenha relevância estatística, o fator “p” deve ser menor que 0,05, ou seja, possuir uma confiabilidade de 95%. O fator “F” é denominado

importância e indica o quanto os fatores de controle (metal de adição, gás de proteção, técnica da energia e energia de soldagem) influenciam nas variáveis dependentes (ZD e ZM).

Figura 48 - Análise de variância mostrando a relevância na Zona Dura e Zona Macia dos fatores: a) Metal de adição, b) Técnica da Energia, c) Gás de Proteção e d) Energia de Soldagem





Fonte: autoria própria

O metal de adição (Figura 48a) não mostrou relevância estatística. Isso pode ser relacionado com a molhabilidade semelhante entre os dois metais de adição AWS ER 309L e AWS ER347 que mesmo com composições químicas diferentes, ainda são aços inoxidáveis com matriz austeníticas. Assim, a molhabilidade semelhante desses

materiais resultou em volumes e um calor imposto à peça semelhantes. Os demais fatores mostraram relevância estatística.

Para a técnica da energia (Figura 48b), tanto a ZD quanto ZM tenderam a aumentar quando utilizando a técnica tipo V.

Para o gás de proteção (Figura 48c), as duas variáveis dependentes analisadas mostraram a mesma tendência. O gás Ar+4%CO₂ proporcionou menores extensões para ambas as zonas e o Ar+25%He resultou em maiores extensões. Um dos motivos para este comportamento do gás de proteção com mistura de hélio é sua alta condutividade térmica que favorece a eficiência de fusão tendo assim uma zona fundida maior.

Assim como encontrado por OLIVEIRA (2013), a análise da energia de soldagem (Figura 48d) mostrou que quanto maior for a energia maior será a extensão da ZAC, resultando em uma maior ZD e ZM. Além disso, a ZD é um fator que possui uma tendência melhor definida.

5.3.2. Critério de Microestrutura

Para as medições de extensão de ZACGG e ZACGF (Figura 49) foi utilizado um padrão de tamanho de grão para diferenciar essas duas regiões. O tamanho de grão utilizado como referência para delimitar a ZACGG e o início da ZACGF foi de aproximadamente 30 µm, o que equivale a um tamanho de grão ASTM 7.

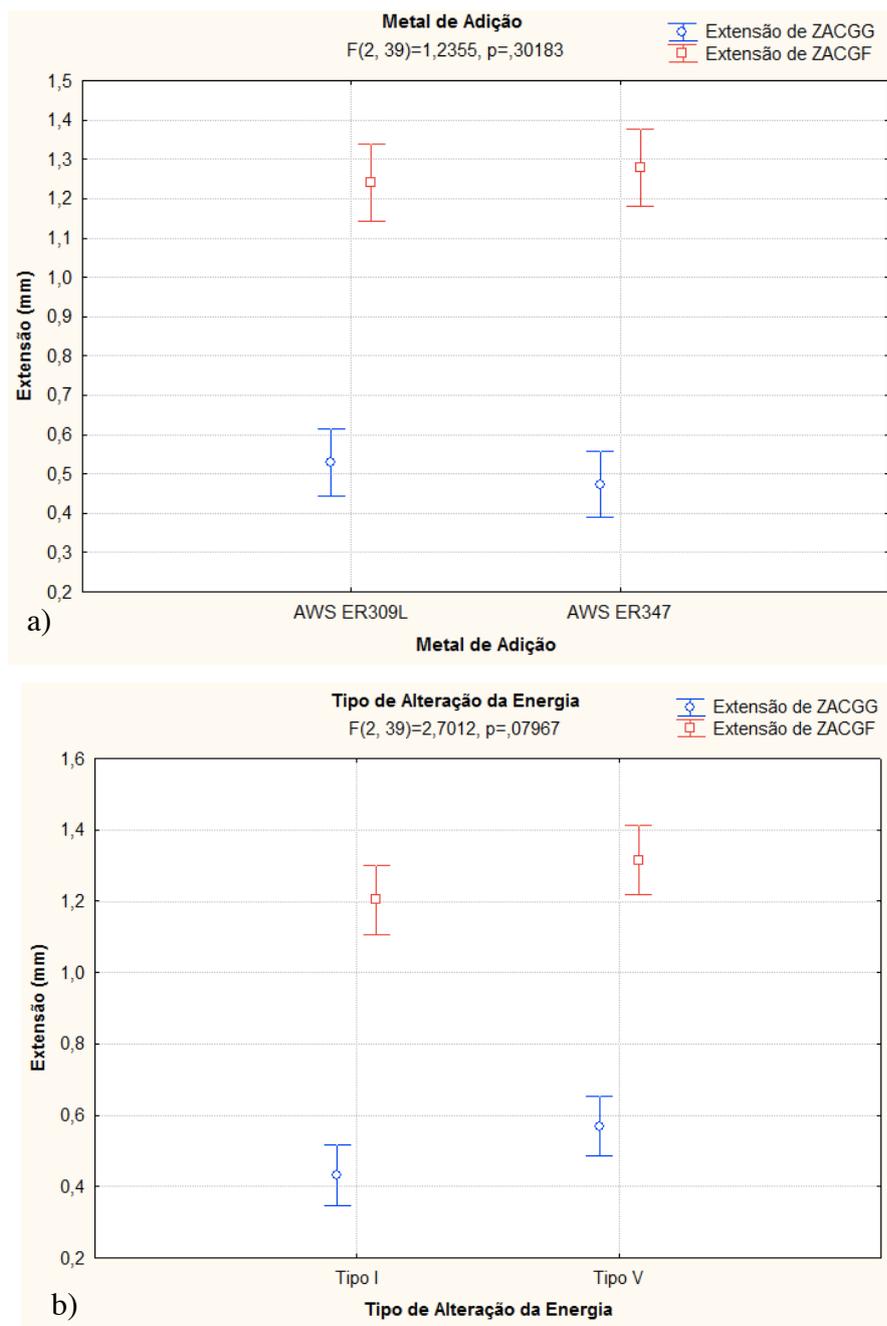
Figura 49 - Exemplo de medição de ZACGG e ZACGF

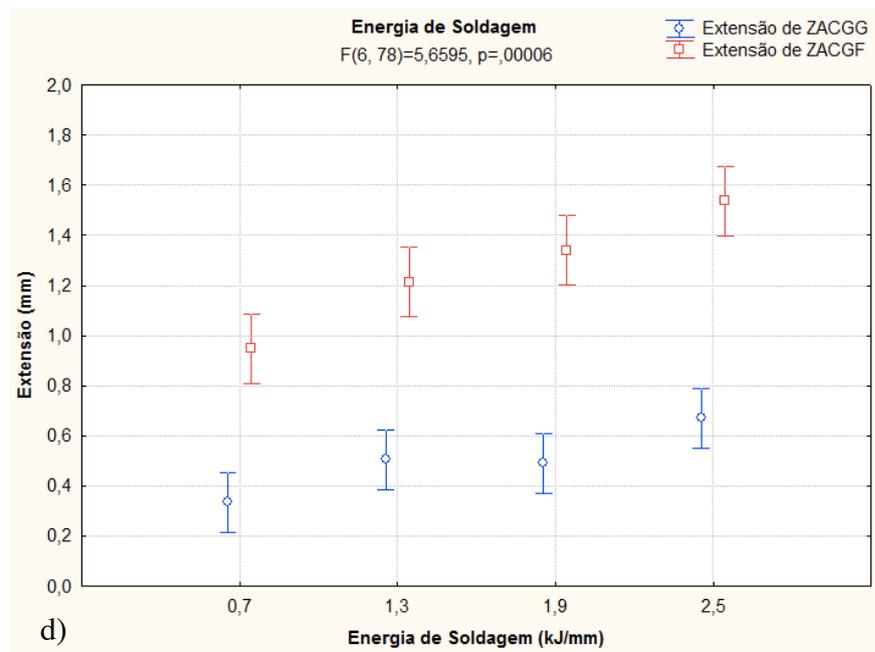
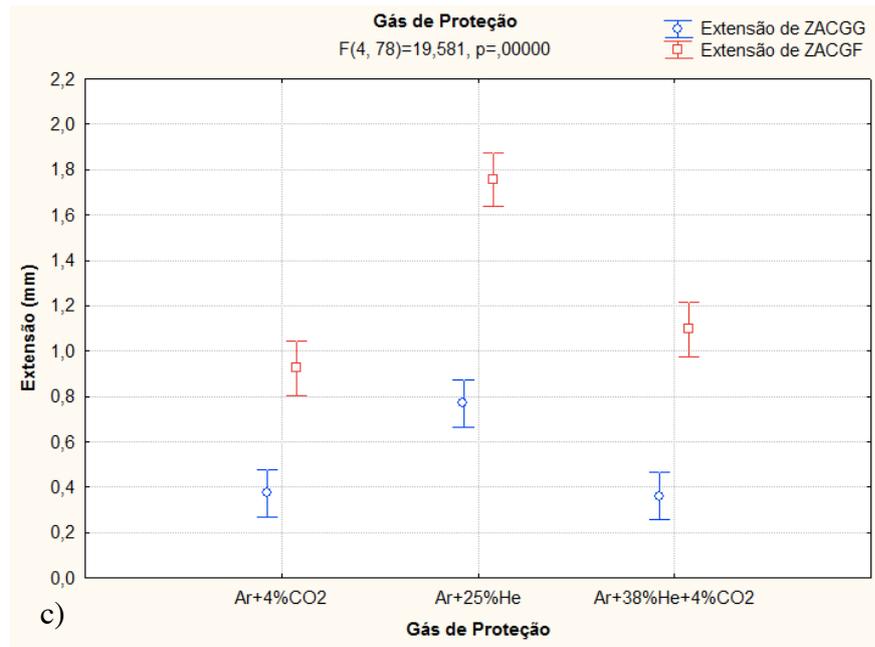


Fonte: autoria própria

Foi realizado uma análise estatística onde os resultados estão apresentados na Figura 50.

Figura 50 - Análise de variância mostrando a relevância na extensão da ZACGG e ZACGF dos fatores: a) Metal de adição, b) Técnica da Energia, c) Gás de Proteção e d) Energia de Soldagem





Fonte: autoria própria

Os resultados da análise estatística para extensão de ZACGG e ZACGF apresentaram resultados semelhantes aos apresentados para análise de extensão de ZD e ZM.

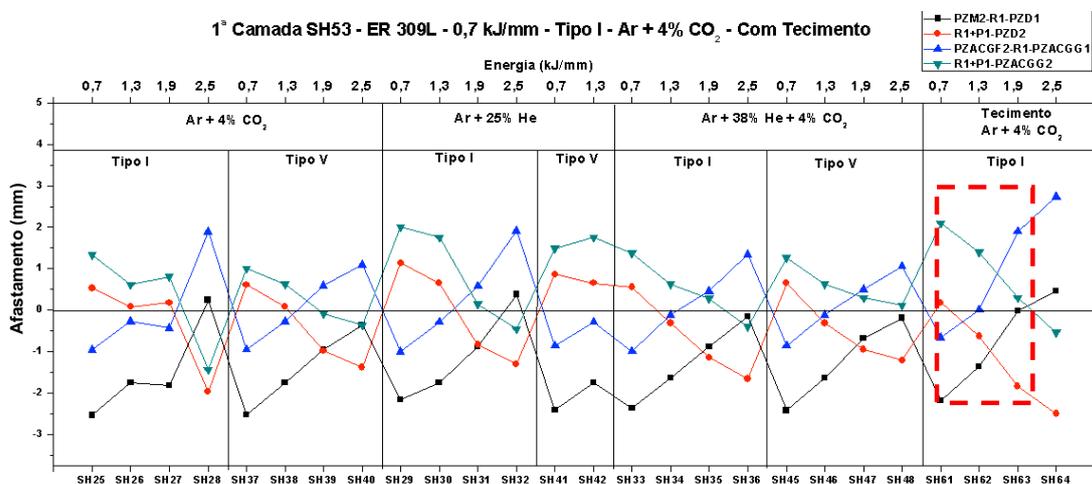
5.3.3. Diagramas de Decisão

Após a caracterização das amostras com microdureza e microestrutura, os diagramas de decisão foram montados. Para os materiais em estudo, foi obtido uma grande quantidade de resultados reprovados, o que mostra a dificuldade para aplicação da técnica da dupla camada e de soldagem desses materiais.

5.3.3.1. Diagramas de Decisão para o Aço 2,25Cr-1Mo

Para o aço 2,25Cr-1Mo, foram feitos 24 gráficos que possuam 26 combinações diferentes de energia em cada, resultando em 624 combinações possíveis para a soldagem desse material. As melhores condições foram as encontradas na amostra SH53 (Figura 51).

Figura 51 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 na primeira camada: Energia de 0,7 kJ/mm, Tipo I, Ar + 4% CO₂, Com Tecimento



Fonte: autoria própria

Analisando os critérios de avaliação que compõem o diagrama de decisão pode-se notar que os critérios destacados com verde ($R1 + P1 - ZACGG2 > 0$) e vermelho ($R1 + P1 - PZD2 > 0$) possuem a tendência de se aproximar do zero e/ou possuir afastamentos negativos com o aumento da energia enquanto que para os critérios destacados com azul ($PZACGF2 - PZACGG1 > 0$) e preto ($PZM2 - R1 - PZD1 > 0$) a tendência é invertida, para energias baixas possuem afastamentos negativos e a medida

que a energia de soldagem é aumentada os critérios se aproximam do zero e podem passar a ter afastamentos positivos.

Este comportamento pode ser visto como uma possível relação entre os critérios. Por exemplo, apesar da ZD não ser em totalidade a ZACGG de um material, esta pode estar compreendida naquela. Isto também acontece com ZM e ZACGF. Portanto, a ZACGF possivelmente estará compreendida na ZM. Isto pode dar a falsa impressão que apenas é necessário a análise do critério de dureza ou do critério de microestrutura. Porém, apesar de possuírem tendências parecidas, cada critério possui sua particularidade e deve ser incluído para a construção do diagrama de decisão.

Como exemplo de condições reprovadas foram soldados em dupla camada as amostras com segunda camada SH61, SH62 e SH63.

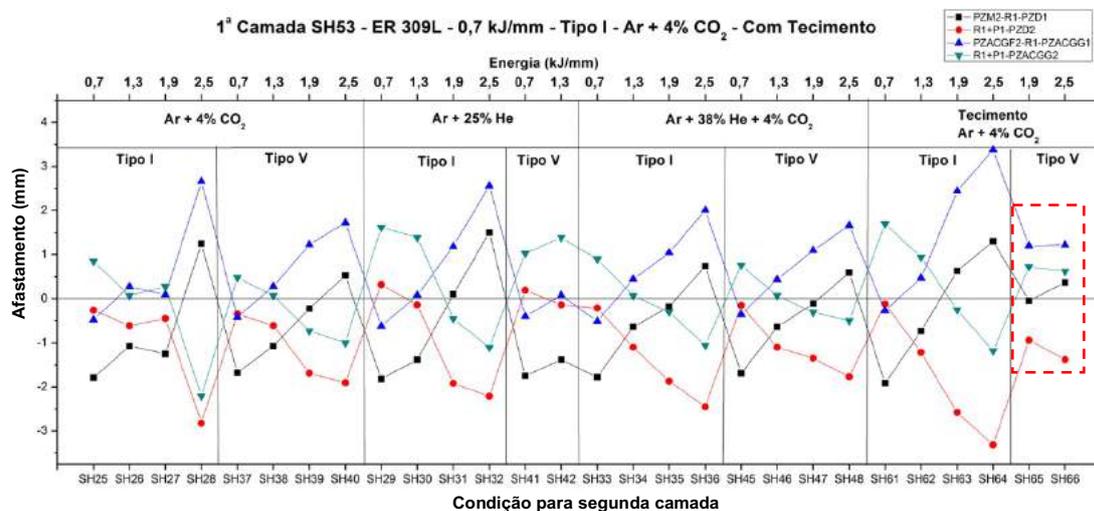
5.3.3.2. *Estudo para Ajuste das Amostras do Diagrama de Decisão para o aço 2,25Cr-1Mo*

Em uma análise mais rigorosa do gráfico apresentado, nenhuma condição satisfaz todos os critérios propostos. Entretanto, ainda existem alguns vazios a serem preenchidos nos estudos desses critérios. Por exemplo, os critérios não levam em conta o aquecimento da peça ao longo da soldagem, a sobreposição lateral, entre outros critérios que podem ajudar ou agravar o refino e revenimento do grão grosseiro da primeira camada. Assim, é de grande importância a sugestão de ajustes nos parâmetros e no diagrama de decisão.

Foram sugeridas mais duas amostras para compor a planilha de planejamento de soldagem. Na análise dos critérios, foi percebido que as amostras com tecimento triangular e técnica da energia tipo V seriam as que resultariam em amostras mais perto de serem aprovadas. Já que o tecimento resulta em uma geometria sem perfil de taça e a técnica da energia tipo V aplica a mesma energia, porém sem tanto efeito na penetração.

Então, duas amostras adicionais foram produzidas em cordões simples e analisadas pelos critérios de microdureza e microestrutura que não estavam no planejamento inicial. Essas amostras foram codificadas como as últimas (SH65 e SH66) e possuíam metal de adição ER347, técnica da energia tipo V, gás de proteção Ar + 4% CO₂, e energias 1,9 e 2,5 kJ/mm. Desta forma, o diagrama de decisão da amostra SH53 foi refeito (Figura 52).

Figura 52 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 refeito com a adição das amostras SH65 e SH66

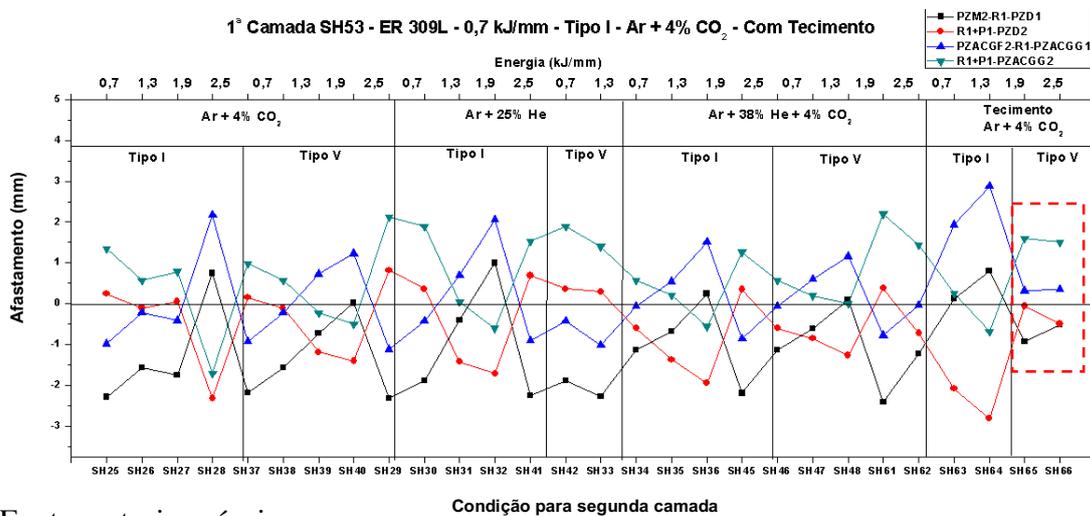


Fonte: autoria própria

As amostras com segunda camada SH65 e SH66 apresentaram um resultado melhor do que as definidas anteriormente e, portanto, foram selecionadas para a soldagem de dupla camada.

Antes da soldagem completa da segunda camada foi realizado um estudo com apenas um cordão em cima da primeira camada escolhida para avaliar o efeito e a mudança nas características geométricas na soldagem dissimilar entre os dois aços inoxidáveis. O diagrama de decisão da amostra SH53 foi refeito com a substituição dos valores de reforço e penetração da primeira e segunda camadas (Figura 53).

Figura 53 - Diagrama de decisão para a amostra SH53 refeito com ajuste na primeira e segunda camada

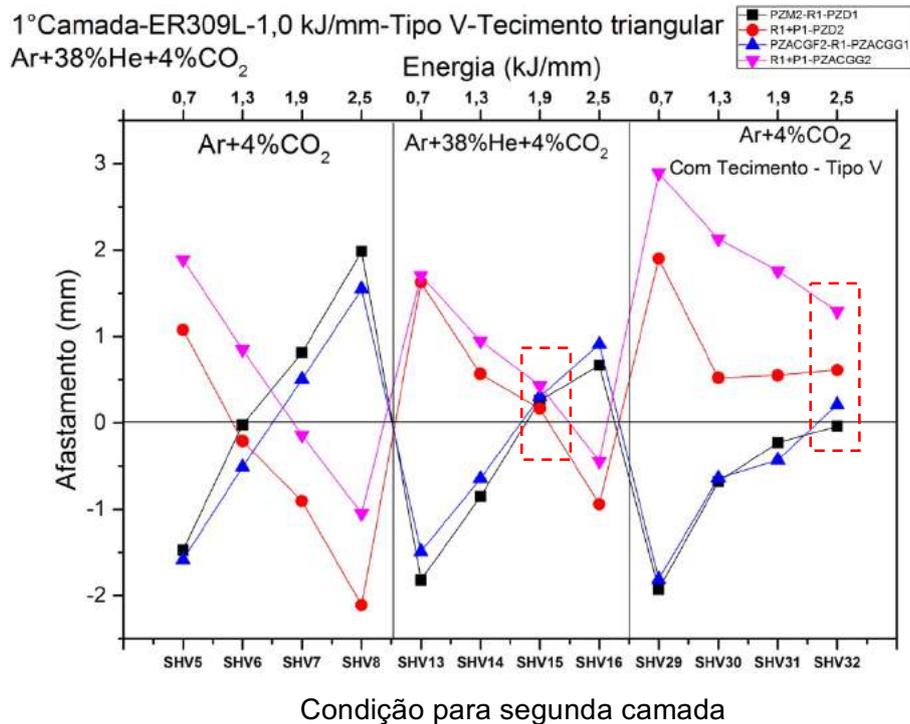


Após a aplicação do ajuste, as amostras com dupla camada SH65 e SH66 se mostraram mais favoráveis para a soldagem da dupla camada neste material.

5.3.3.3. Diagramas de Decisão para o Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

A soldagem do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V resultou em 20 gráficos com 12 possibilidades de combinação de energia em cada gráfico, resultando em 240 possíveis combinações de energia. As melhores combinações foram encontradas com a amostra SHV24 na primeira camada (Figura 54).

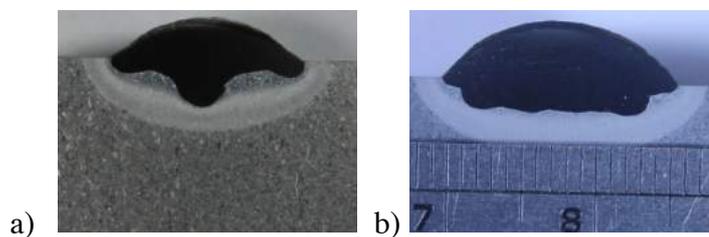
Figura 54 - Diagrama de decisão para a amostra SHV24 na primeira camada: Energia de 1,0 kJ/mm, Tipo V, Ar + 38% He + 4% CO₂, com Tecimento



Fonte: autoria própria

No gráfico apresentado, existem duas possibilidades que podem ser escolhidas para a soldagem com dupla camada: a amostra SHV15 ou SHV32. A decisão foi tomada com base nos perfis de geometria que estão na Figura 55.

Figura 55 - Geometria da seção transversal das amostras SHV15 e SHV32



Fonte: autoria própria

Analisando as macrografias das seções transversais das amostras apresentadas, pode-se observar um perfil geométrico tipo “taça” para as amostras sem o uso da técnica do tecimento. Enquanto que as amostras com utilização de tecimento triangular apresentaram um perfil mais homogêneo.

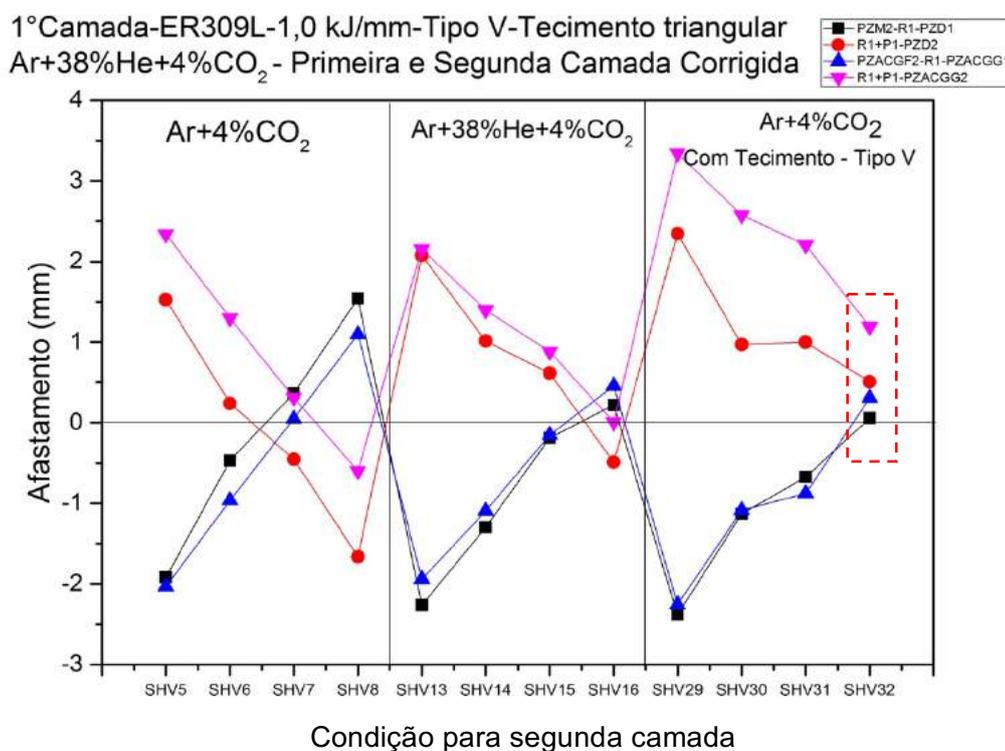
Esta característica pode ser atribuída ao fato de que sem o uso da técnica de tecimento ocorre uma maior densidade de corrente, acentuando a concentração do núcleo do arco no centro da região soldada. Além disso, existe o efeito da pressão do arco que é maior para amostras soldadas sem tecimento.

Portanto, a amostra SHV15, que não possui tecimento, tem uma geometria mais tipo taça quando comparada a amostra SHV25. Isso pode resultar em problemas para a posterior sobreposição de zonas e, portanto, a condição escolhida para soldagem da dupla camada foi a amostra com tecimento SHV32.

5.3.3.4. Estudo para Ajuste das Amostras do Diagrama de Decisão para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Para esse material também foi realizado o estudo com soldagem de cordões simples em cima da primeira camada. Este estudo resultou em ajustes de reforço e penetração que foram aplicadas ao gráfico proposto (Figura 56).

Figura 56 - Diagrama de decisão ajustado para a amostra SHV24: Energia de 1,0 kJ/mm, Tipo V, Ar + 38% He + 4% CO₂, com Tecimento



Fonte: autoria própria

Com a aplicação do ajuste, a amostra escolhida para aplicação da dupla camada se mostrou uma boa escolha, com todos os critérios sendo aprovados.

Portanto, nesta etapa foram sugeridas as melhores condições para soldagem de revestimento para os dois materiais de base (2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V) e é esperado que resulte em uma ZAC mais macia e menos propensa a defeitos.

5.4. Etapa 4: Soldagem de Revestimentos

A soldagem dos revestimentos nesta etapa do trabalho foi realizada na posição plana, com auxílio de uma bancada robotizada. As temperaturas de pré-aquecimento e interpasse foram de 175 °C.

Os parâmetros para esta etapa foram definidos com base na etapa anterior, considerando os critérios de avaliação e análise dos diagramas de decisão.

5.4.1. Soldagem de Revestimentos no Aço 2,25Cr-1Mo

Para o aço 2,25Cr-1Mo, o gás de proteção utilizado para a soldagem de revestimento foi Ar+4%CO₂. O restante dos fatores de controle utilizados para esta etapa estão listados na Tabela 18.

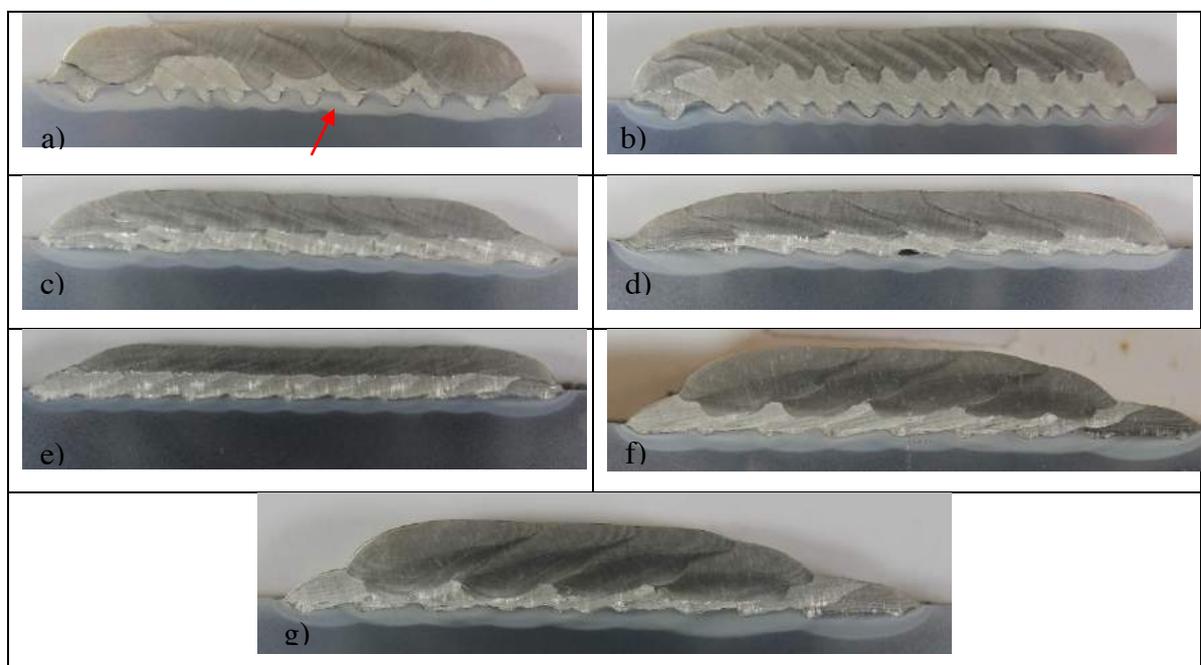
Tabela 18 - Parâmetros para soldagem de revestimento para o aço 2,25Cr-1Mo

Condição	1° Camada	2° Camada	Condição de acordo com o Diagrama de Decisão
C1	Amostra SH1 0,7 kJ/mm - Tipo I Sem Tecimento	Amostra SH28 2,5 kJ/mm - Tipo I Sem Tecimento	Reprovada
C2	Amostra SH1 0,7kJ/mm - Tipo I Sem Tecimento	Amostra SH25 0,7 kJ/mm - Tipo I Sem Tecimento	Reprovada
C3	Amostra SH53 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Amostra SH62 1,3 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Reprovada
C4	Amostra SH53 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Amostra SH63 1,9 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Reprovada
C5	Amostra SH53 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Amostra SH61 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Reprovada
C6	Amostra SH53 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Amostra SH65 1,9 kJ/mm - Tipo V Tecimento Triangular	Aprovada
C7	Amostra SH53 0,7 kJ/mm - Tipo I Tecimento Triangular	Amostra SH66 2,5 kJ/mm - Tipo V Tecimento Triangular	Aprovada

Fonte: autoria própria

Foram realizados revestimentos em condições reprovadas com o intuito de analisar e confirmar que amostras totalmente reprovadas nos diagramas de decisão não possuem refino e revenimento não possuindo a diminuição de dureza significativa nas ZAC's. As macrografias dos revestimentos estão na Figura 57.

Figura 57 - Macrografias da seção transversal das amostras de revestimento: a) C1, b) C2, c) C3, d) C4, e) C5, f) C6 e g) C7



Fonte: autoria própria

Pode-se notar que as amostras soldadas sem o uso da técnica de oscilação (C1 e C2) possuíram revestimentos com perfis de taça, sem homogeneização mesmo com a sobreposição lateral. A utilização do tecimento triangular melhorou a qualidade do revestimento com menor perfil de taça (C3, C4, C5, C6 e C7).

5.4.2. Soldagem de Revestimentos no Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Para a soldagem de revestimento no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V foi realizado uma combinação de parâmetros que resultou em uma condição aprovadas pelos critérios de avaliação e está mostrada na Tabela 19.

Tabela 19 - Parâmetros para soldagem de revestimento para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Condição	1° Camada	2° Camada
CV1	Amostra SHV24 1,0 kJ/mm – Tipo V Ar+38%He+4%CO ₂ Tecimento Triangular	Amostra SHV32 2,5 kJ/mm – Tipo V Ar+4%CO ₂ Tecimento Triangular

Fonte: autoria própria

A macrografia da seção transversal da amostra CV1 está mostrada na Figura 58.

Figura 58 - Macrografia do revestimento no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V. Amostra CV1



Fonte: autoria própria

A análise deste revestimento será concentrada nas regiões mais uniformes. De forma geral, o revestimento não ficou tão homogêneo quando comparado ao material 2,25Cr-1Mo.

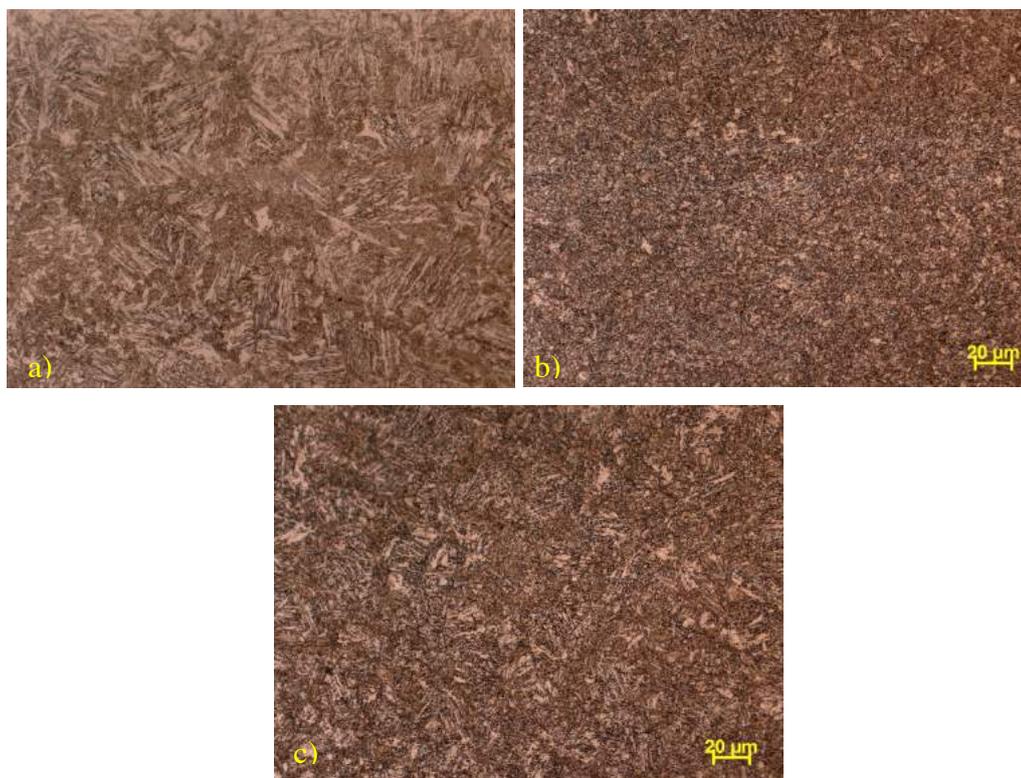
5.5. Etapa 5: Caracterização dos Revestimentos

Para a caracterização dos revestimentos apresentados foram realizados ensaios de dureza na ZAC das amostras, MO e MEV, com auxílio de mapeamentos químicos através de EDS.

5.5.1. Aplicação da Dupla Camada no Aço 2,25Cr-1Mo

A caracterização dos revestimentos reprovados pelos critérios de avaliação está mostrada na Figura 59.

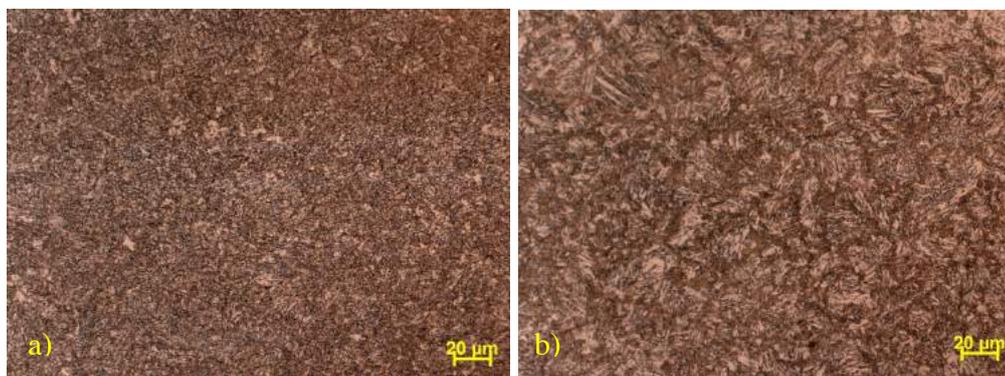
Figura 59 - Caracterização dos revestimentos reprovados pelos critérios de avaliação: a) C3, b) C4 e c) C5



Fonte: autoria própria

As imagens dos revestimentos reprovados, pode-se notar um refino de grão apenas na amostra C4. Porém, mesmo possuindo refino em algumas regiões, esse revestimento ainda possui zonas bem diferentes entre si, analisando regiões próximas a interface da zona fundida, como mostrada na Figura 60.

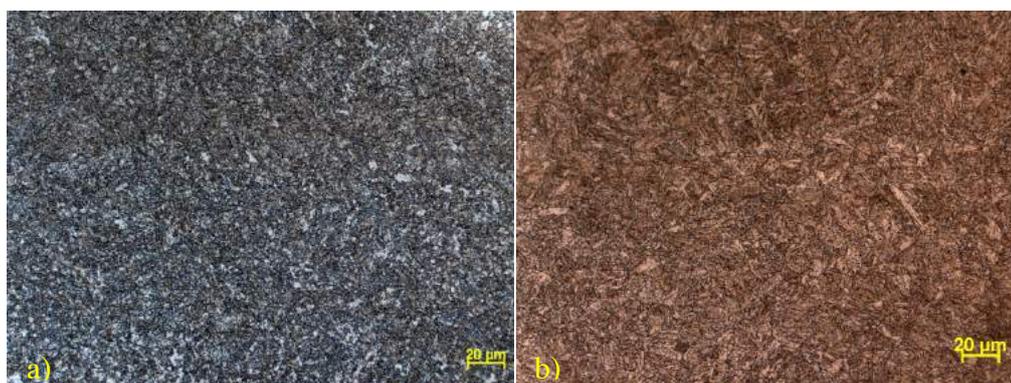
Figura 60 - Imagens próximas a zona fundida mostrando a heterogeneidade do revestimento C4: a) região com refino de grão e b) região com grãos maiores



Fonte: autoria própria

Para os revestimentos aprovados pelos critérios de avaliação, as imagens estão mostradas na Figura 61.

Figura 61 - Caracterização dos revestimentos aprovados pelos critérios de avaliação: a) C6 e b) C7

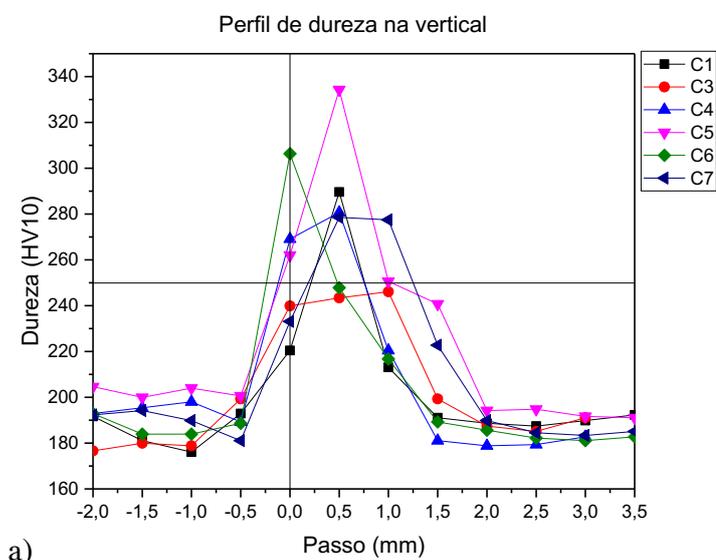


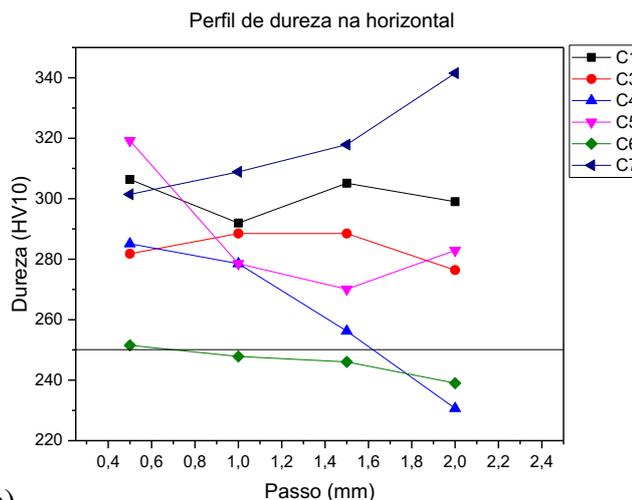
Fonte: autoria própria

Pode-se notar nas amostras aprovadas (Figura 61) um maior refino em comparação com as que foram reprovadas (Figura 59).

Para as amostras soldadas em revestimento, os perfis de dureza para linha vertical e linha horizontal estão apresentados na Figura 62.

Figura 62 - Perfis de dureza para soldagem de revestimento do aço 2,25Cr-1Mo segundo a norma PETROBRAS N-133 nos sentidos a) vertical e b) horizontal





b)

Fonte: autoria própria

De acordo com as durezas encontradas nas condições que foram soldadas em revestimento, os melhores resultados foram para a condição C6. As linhas de dureza devem ser analisadas em conjunto, pois mostram quão homogênea é o revestimento e se existe regiões mais críticas segundo a mesma linha. Por exemplo, apenas pela Figura 62a é de se esperar que a melhor amostra encontrada seria a C3, que possui regiões de dureza maior reveladas pela Figura 62b.

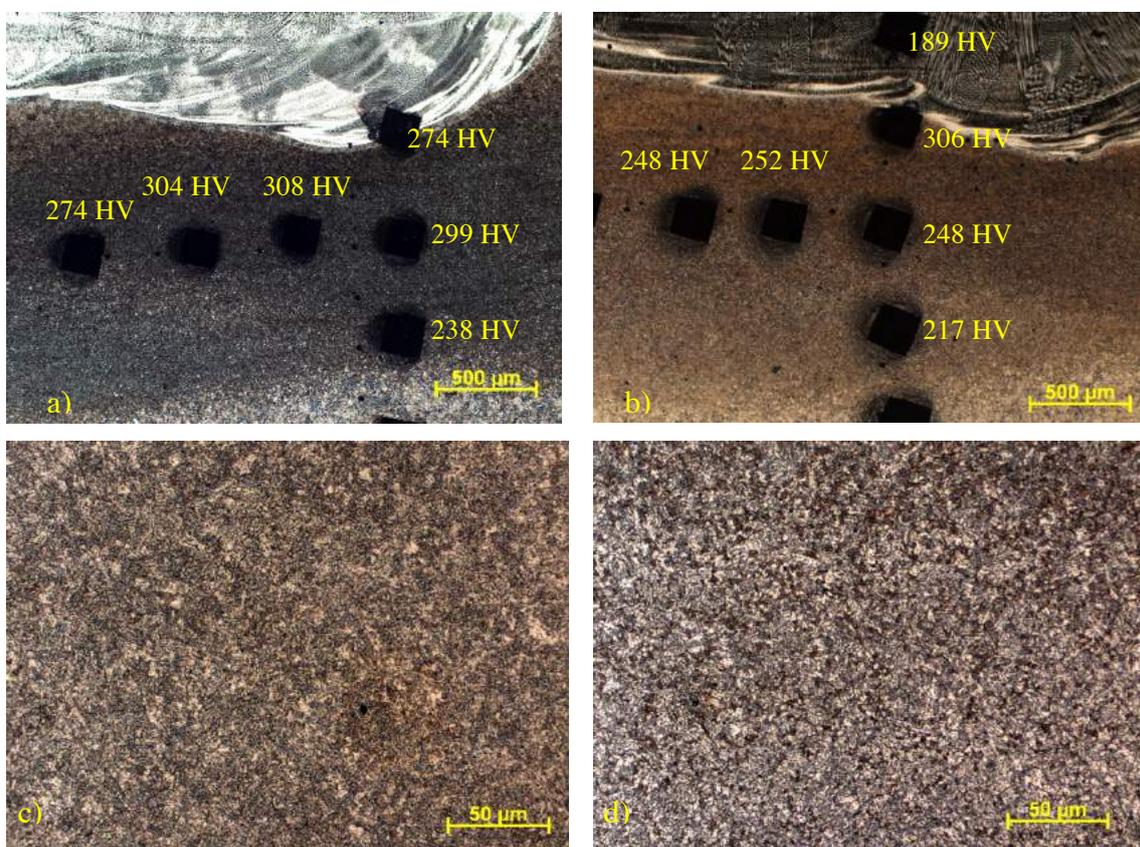
Pode-se perceber que não apenas uma relação de energia na segunda camada maior do que na primeira camada vai garantir o refino e revenimento das amostras. Por exemplo, as amostras C1 e C4 que possuíram energias maiores na segunda camada, inclusive com a mesma relação de energia da amostra aprovada, no caso da C4, não possuíram um refino e revenimento tão significativo. Isto pode estar relacionado com o casamento entre cordões da segunda e primeira camada. Quanto mais homogêneo o revestimento nas camadas mais homogêneo também será o refino e revenimento ocorrido na amostra. Porém, de uma forma geral, amostras aprovadas possuem energia de soldagem maior na segunda camada do que na primeira.

AGUIAR (2001) estudando a técnica da dupla camada em um aço ABNT 4140 verificou que o grau de refino da ZAC foi satisfatório e as melhores condições foram obtidas com energias baixas na primeira camada. Quando foram utilizados maiores aportes de energia na primeira camada, a ZAC possuiu grãos mais grosseiros o que prejudicou o refino desta pela segunda camada, diminuindo a tenacidade daquela região.

A amostra C6 possuiu um pico de dureza de 310 HV na interface, caindo para abaixo de 250 HV no ponto seguinte, como mostrado na Figura 62a. Na linha horizontal (Figura 62b), esta amostra apresentou o menor nível de dureza e continuou com nível até 250 HV.

A caracterização microestrutural mostrou que houve um refino e revenimento em comparação ao cordão isolado sem dupla camada (Figura 63). Assim como os ensaios de dureza indicaram uma diminuição significativa nesta propriedade, em torno de 50 HV, resultando em amostras aprovadas pela norma N-133 (PETROBRAS, 2015).

Figura 63 - Caracterização da amostra C6 em a) e c) cordão isolado e b) e d) com aplicação da dupla camada.



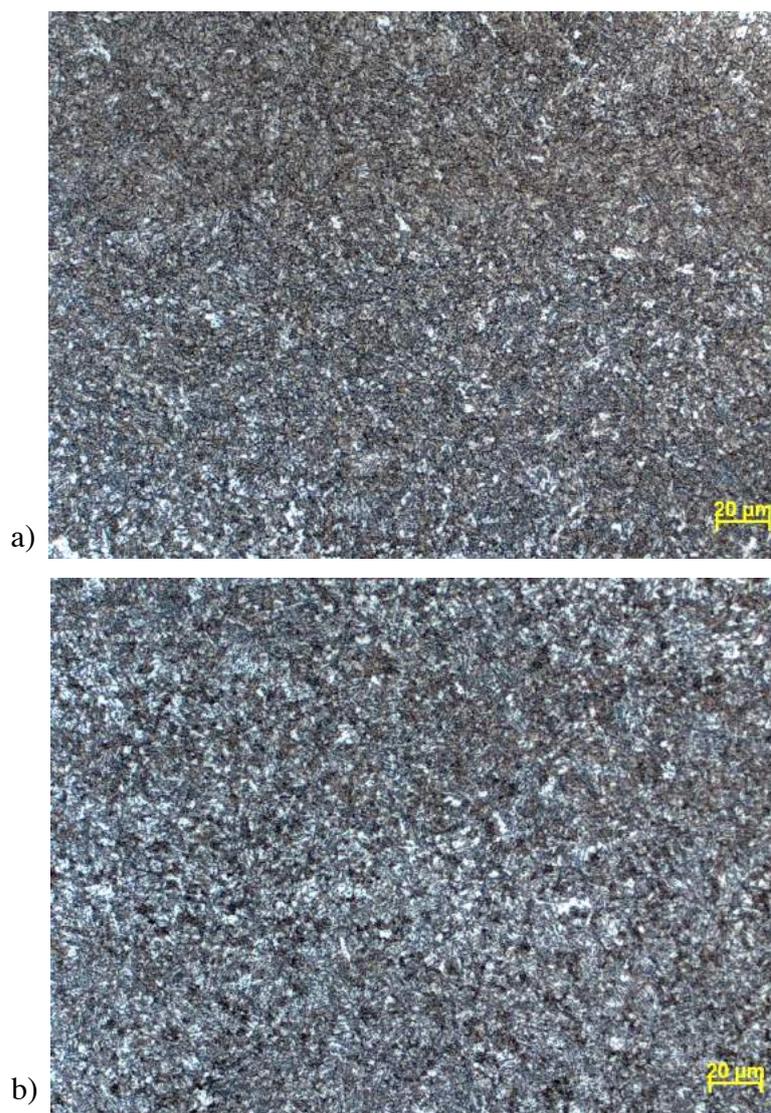
Fonte: autoria própria

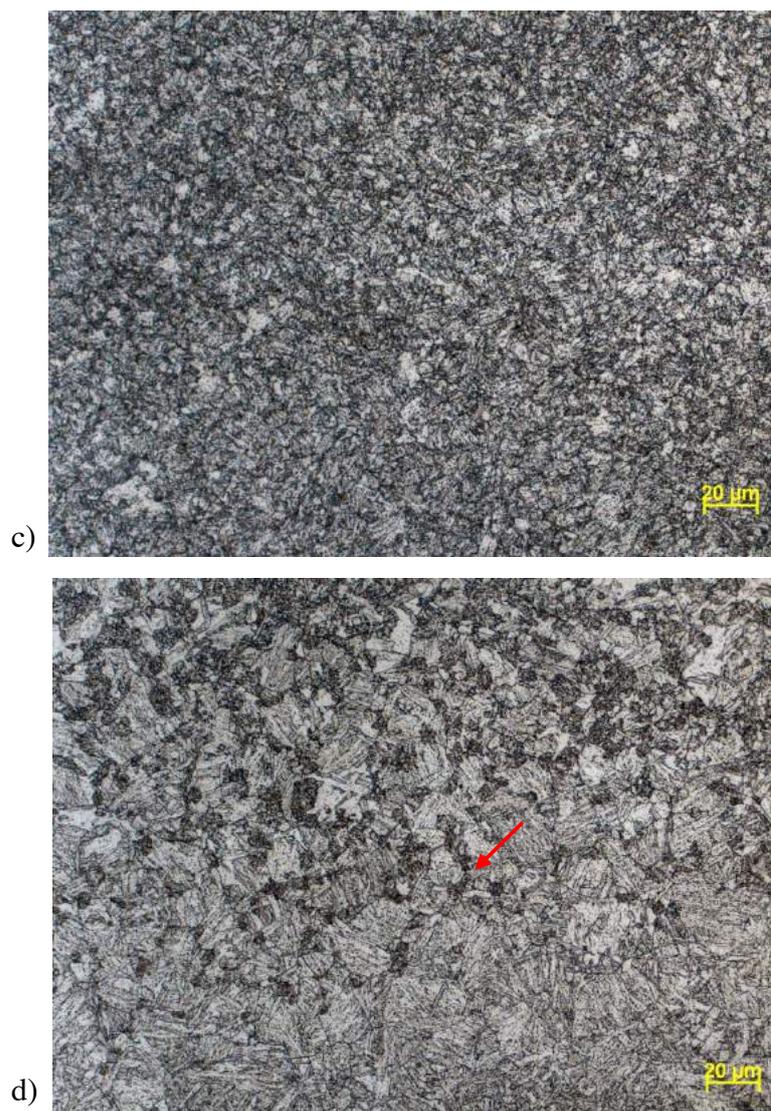
Na Figura 63a e Figura 63b pode ser observado o efeito da distância da linha de fusão para a diminuição de dureza. Quanto mais distante são os pontos de dureza da linha de fusão, menor é o valor de dureza. Este fato se justifica pela região mais afastada da linha de fusão apresentar um ciclo térmico com pico de temperatura menor e uma

velocidade de resfriamento menor em comparação com regiões mais próximas. Também, para regiões com distâncias parecidas, nota-se durezas parecidas.

As imagens das diversas zonas formadas após aplicação da técnica da dupla camada no aço 2,25Cr-1Mo está mostrada na Figura 64. Estas imagens estão por ordem de distância da linha de fusão. Portanto a Figura 64a é a mais próxima da zona fundida.

Figura 64 - Caracterização das zonas de soldagem após aplicação da técnica da dupla camada no aço 2,25Cr-1Mo

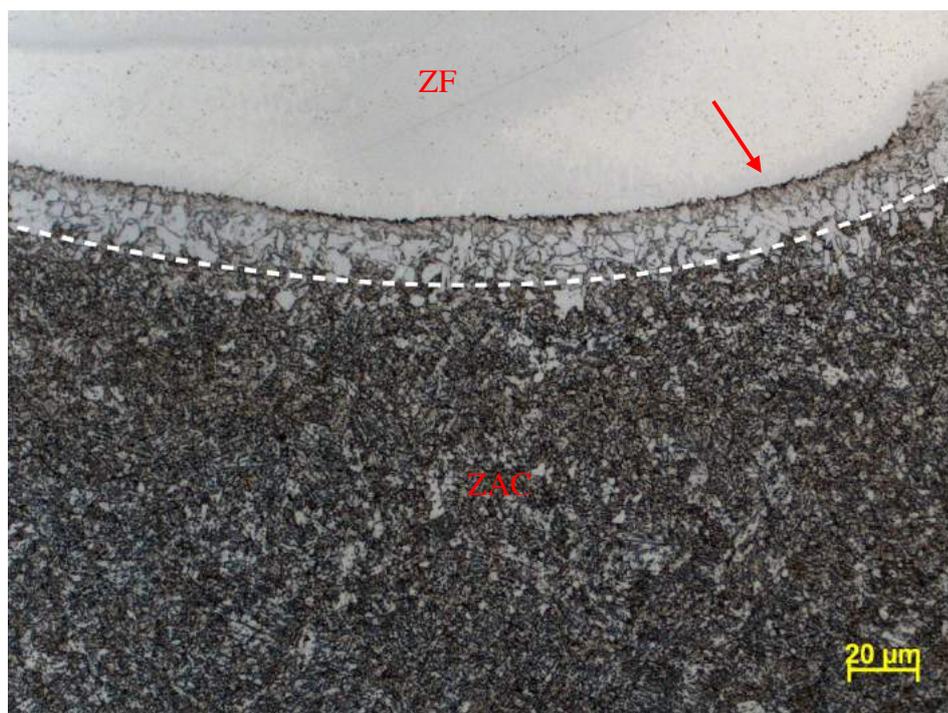




Fonte: autoria própria

A microestrutura se apresenta de forma bastante refinada, o que dificulta a compreensão por microscopia ótica, sendo então necessária a análise por microscopia eletrônica de varredura. É notável a presença de martensita revenida e de diversas morfologias de bainita em todo o decorrer da ZAC do material e quanto mais distante da interface é possível notar a presença de pequenas estruturas bainíticas nos contornos de grão (Figura 64d), semelhante a uma ZACGG reauecida intercrítica, como mostrada por (HAN, CHEN, *et al.*, 2015). Ainda na microscopia ótica, a interface entre ZF e ZAC está mostrada na Figura 65.

Figura 65 - Interface dissimilar na zona fundida do aço 2,25Cr-1Mo



Fonte: autoria própria

Próxima à interface, existe uma região estreita com a presença de grãos de ferrita. Esta região está relacionada a uma descarbonetação que pode estar associada aos sucessivos ciclos térmicos e/ou a uma diferença de composição de carbono existente entre o metal de base (0,17%C) e o aço inoxidável ER309L (0,03%C). Nesta região, o tamanho de grão da ferrita, maior que do restante da amostra, pode ser relacionada a falta de carbonetos que dificultem o crescimento de grão (FOLKHARD, 1988).

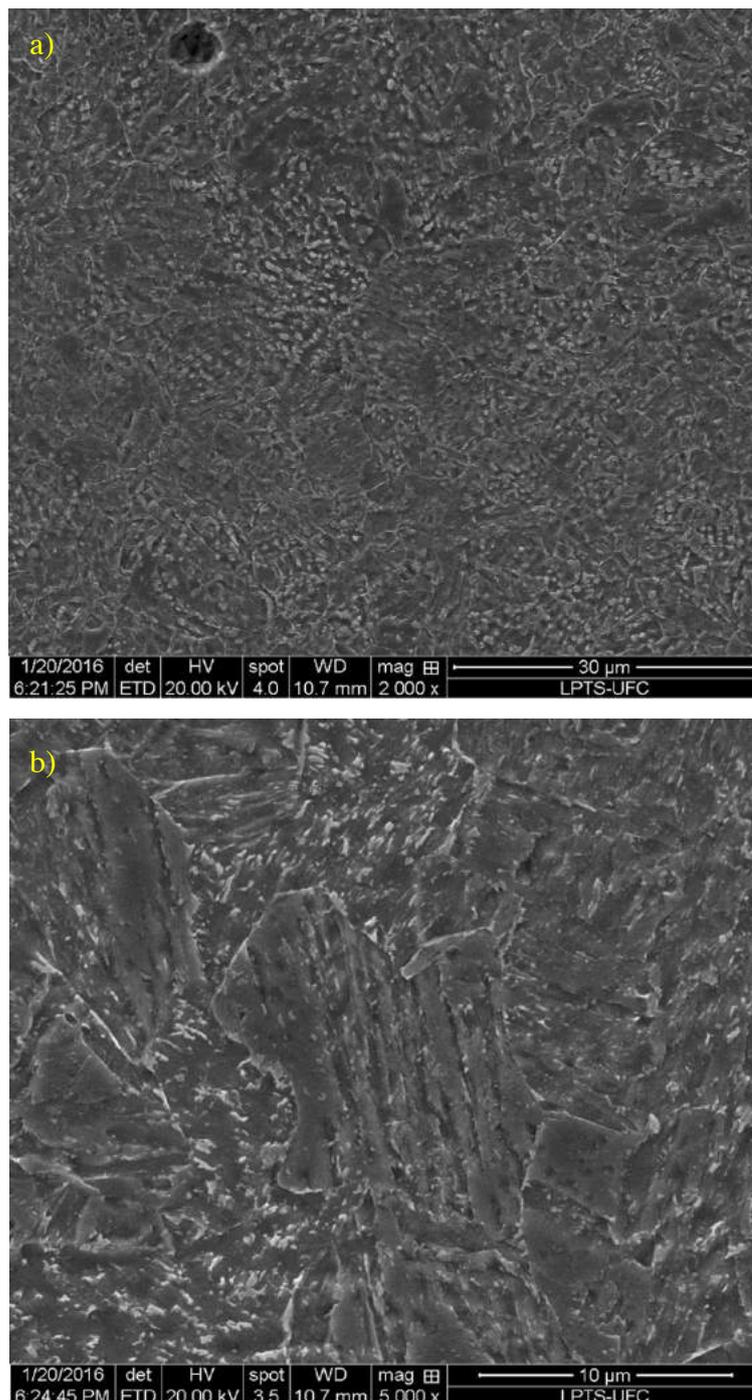
Muitos estudos (GITTO e GOOCH, 1992; OLDEN, KVAALE, *et al.*, 2003) se referem às regiões descarbonetadas como regiões de baixa dureza e baixa energia absorvida durante o impacto. De outra forma, o carbono que foi expulso dessa região se difunde para regiões adjacentes, podendo levar a saturação de carbono e precipitação de carbonetos que podem causar um endurecimento e fragilização no aço inoxidável.

Também, na Figura 65 é possível notar uma fina precipitação na linha da ZF, que pode estar associada à formação de carbonetos devido à descarbonetação da região adjacente. Diversos estudos (GITTO e GOOCH, 1992; OLIVEIRA, 2013; OLDEN, KVAALE, *et al.*, 2003) revelam a presença desta precipitação na soldagem destes materiais após TTPS. GITTO e GOOCH (1992) após análise por microscopia

eletrônica de transmissão (MET) identificaram estas fases como carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ com M sendo preferencialmente Cr.

A caracterização da ZAC da amostra C6 por meio de MEV está mostrada na Figura 66.

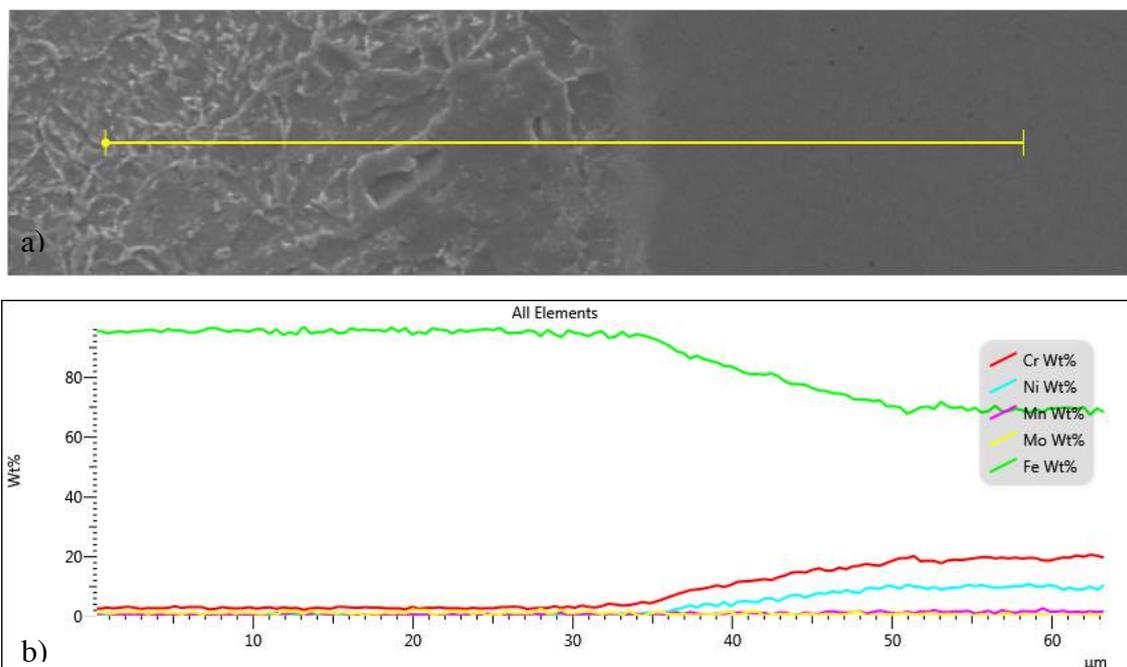
Figura 66 - Imagens de MEV da ZAC do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo: a) magnificação de 2000x e b) magnificação de 5000x.



Fonte: autoria própria

Para análise da interface do revestimento, foi realizado um EDS em linha como mostrado na Figura 67.

Figura 67 - Análise de EDS em linha na interface do revestimento C6 no aço 2,25Cr-1Mo: a) região da interface onde foi realizado o EDS em linha e b) EDS da interface

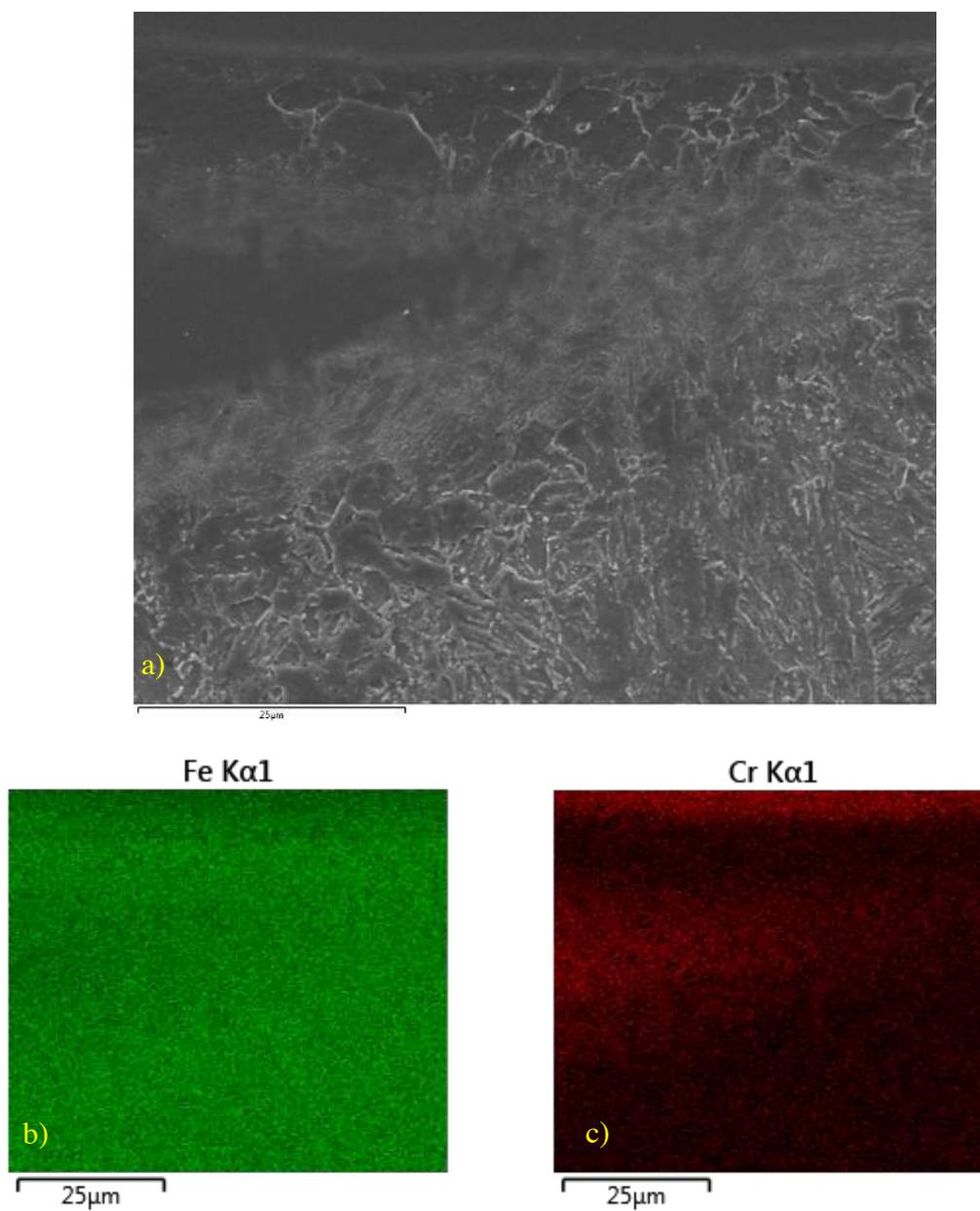


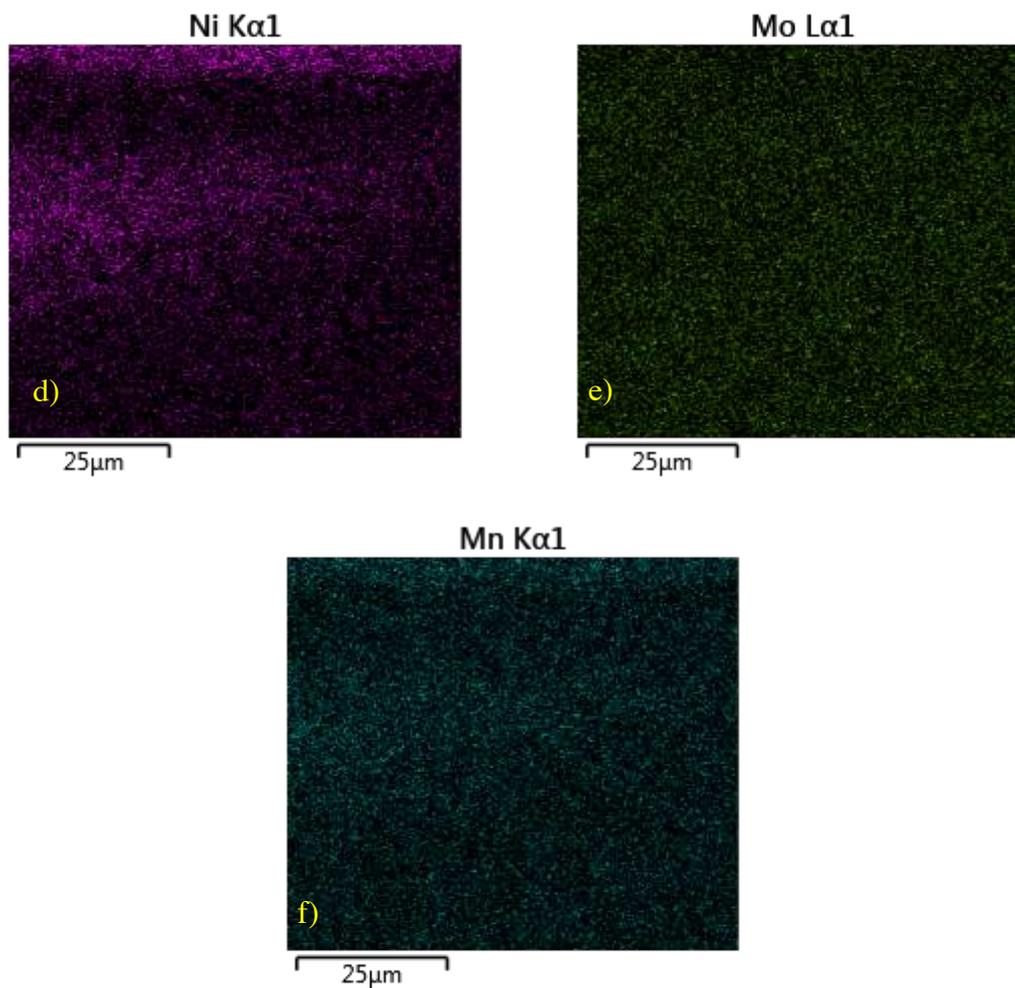
Fonte: autoria própria

Na Figura 67b pode-se notar uma queda contínua no teor de ferro e aumento significativo no teor de cromo pela diferença de composição química entre o metal de base (2,25Cr-1Mo) e o metal de adição da primeira camada (AWS ER309L) que por ser um aço inoxidável possui um teor maior de Cr e outros elementos.

Em outra região da interface foi realizado um mapeamento para a caracterização das diversas zonas encontradas (Figura 68).

Figura 68 - Mapeamento químico na interface ZF/ZAC da amostra de revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo a) imagem da região analisada com mapeamento de diversos elementos: b) Fe, c) Cr, d) Ni, e) Mo e f) Mn

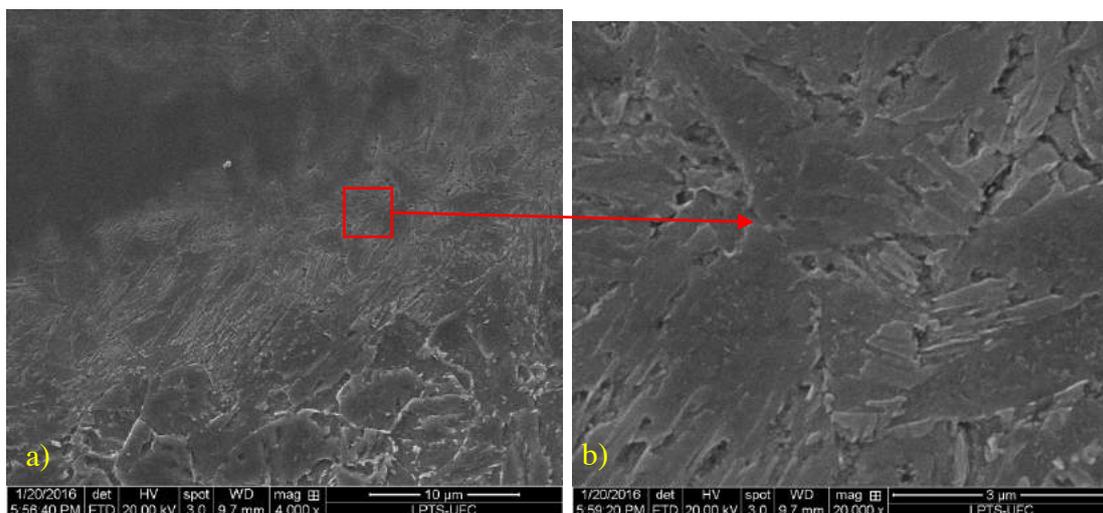




Fonte: autoria própria

A fina faixa escura na interface dos revestimentos vista por microscopia ótica se revelou por análise por mapeamento uma região intermediária entre o metal de adição e o metal de base. Os elementos Cr e Ni, presentes em grande quantidade no material de adição se revelam em maior intensidade de cores em comparação ao metal de base, zona menos intensa em relação ao metal de adição. A análise por MEV desta região está mostrada na Figura 69.

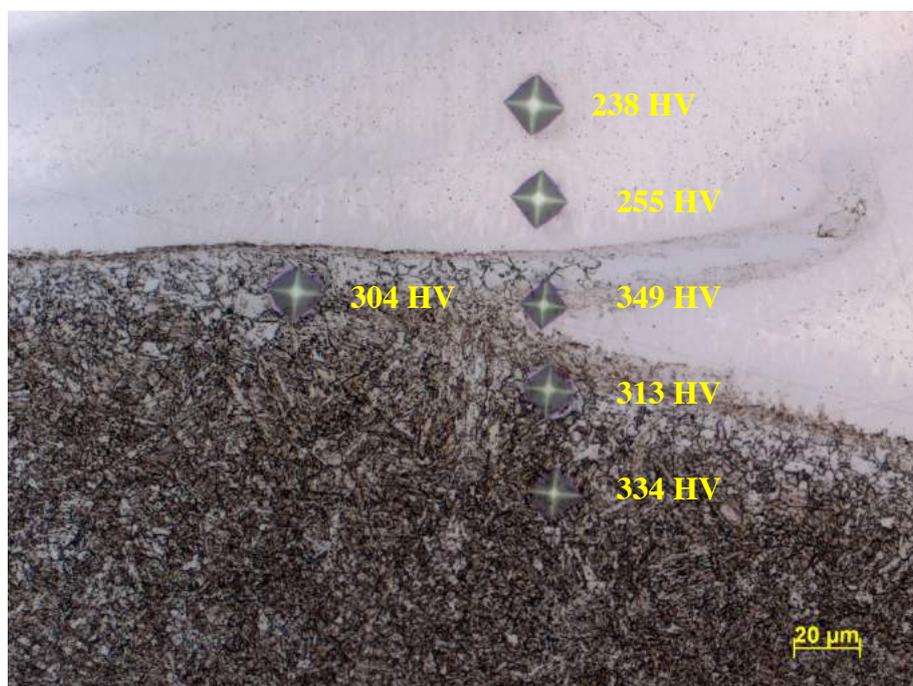
Figura 69 - Análise de MEV na interface do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo: a) Microestrutura na interface e b) Detalhe para região com morfologia martensítica



Fonte: autoria própria

A morfologia da microestrutura na região da interface desse revestimento se revelou como martensítica. Portanto, uma análise de microdureza nesta região foi realizada (Figura 70).

Figura 70 - Microdureza na interface do revestimento C6 do aço 2,25Cr-1Mo



Fonte: autoria própria

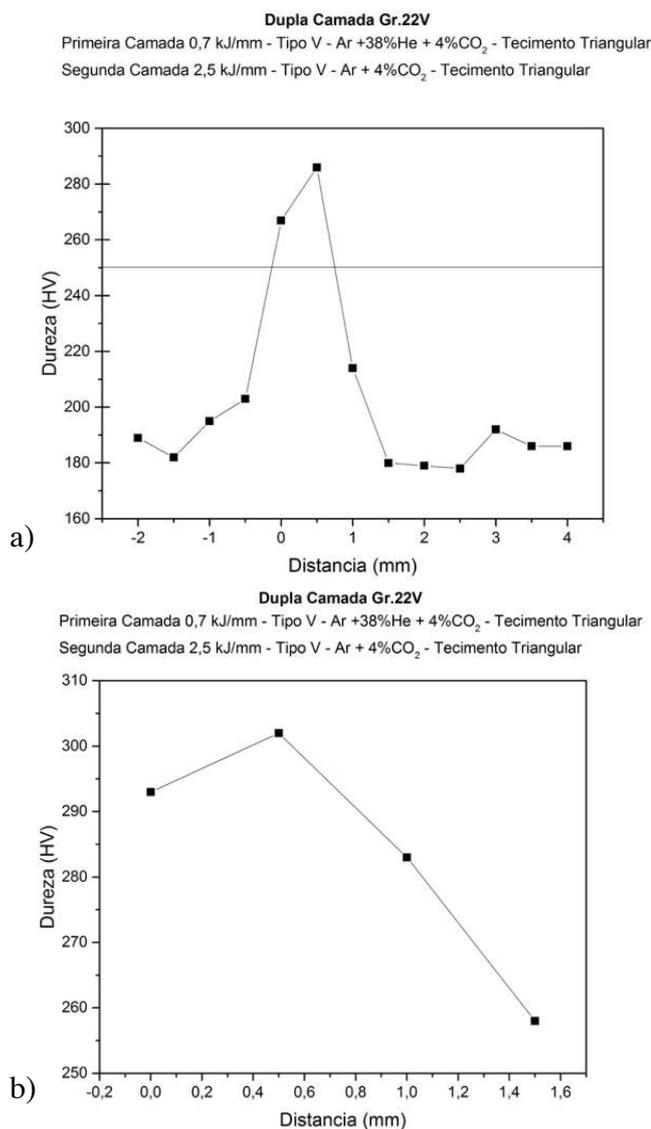
A microdureza na interface revelou uma região de alta dureza (349 HV). Portanto, fica claro que houve uma transformação martensítica, o que elevou a dureza e pode prejudicar as propriedades mecânicas destes revestimentos.

Na Figura 70 pode-se notar regiões de alta dureza próximo à região da interface mesmo na amostra que possuiu o menor valor de dureza pela aplicação da técnica da dupla camada, considerando os critérios estabelecidos na norma N-133 (PETROBRAS, 2015). Portanto, mesmo atendendo aos requisitos mínimos da norma, esta amostra ainda pode possuir regiões críticas o que sugere o estudo de regiões mais próximas a interface em vez da sugerida por norma.

5.5.2. Aplicação da Dupla Camada no Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V

Os resultados de dureza estão mostrados na Figura 71. Esses resultados foram obtidos conforme a norma PETROBRAS N-133, na qual é recomendada que os pontos de dureza possuam um espaçamento de 0,5 mm entre as impressões.

Figura 71 - Perfis de dureza para soldagem de revestimento do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V segundo a norma PETROBRAS N-133 nos sentidos a) vertical e b) horizontal

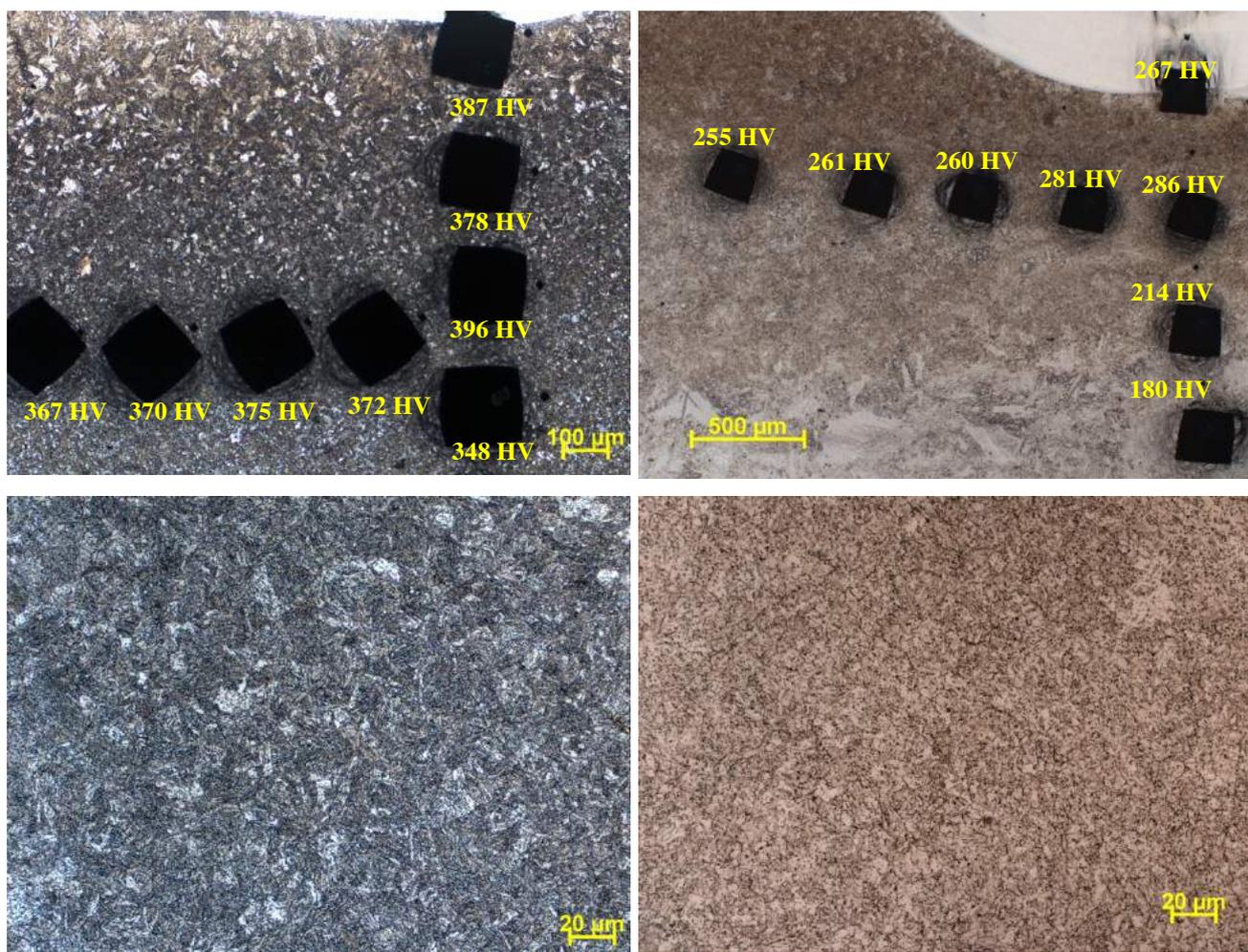


Fonte: autoria própria

Para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V o pico de dureza na linha vertical foi de 290 HV e na linha horizontal foi de 305 HV. Para este material, a dupla camada realizada não se

mostrou tão eficiente quanto para o aço sem adição de vanádio, pois pretendia-se obter níveis abaixo de 250 HV. Portanto, é necessário que estudos mais aprofundados sejam realizados, melhorando os parâmetros já estabelecidos para se obter uma dupla camada com valores de dureza mais baixos. Entretanto, o refino de grão ainda foi observado (Figura 72).

Figura 72 - Caracterização da amostra CV1 a) e c) cordão isolado e b) e d) dupla camada



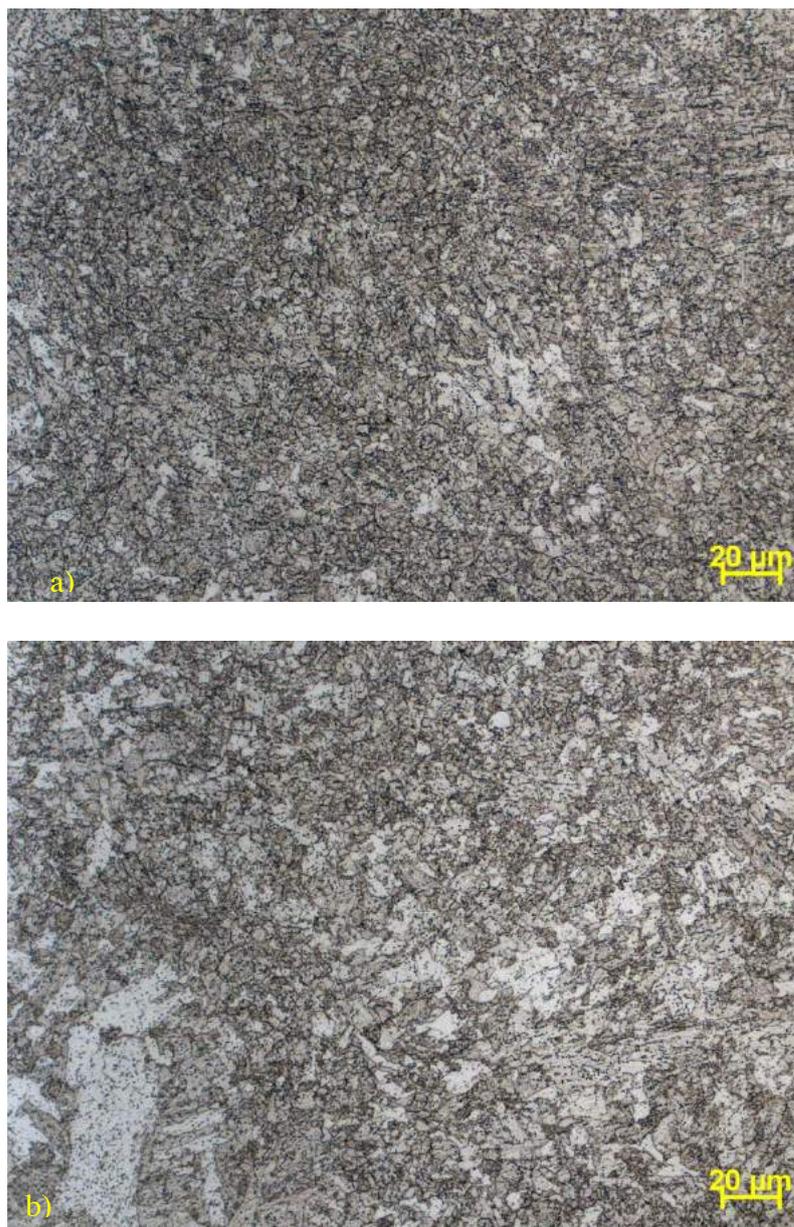
Fonte: autoria própria

Assim como foi visto para a amostra com metal de base 2,25Cr-1Mo, também pode-se notar o efeito da distância da linha de fusão na mudança nos valores de dureza (Figura 72a e Figura 72b). Através da aplicação da técnica da dupla camada pode-se

perceber que o refino e revenimento na microestrutura (Figura 72c e Figura 72d) foi efetivo com uma diminuição significativa da dureza.

Foi realizada uma caracterização das diferentes zonas após a utilização da técnica da dupla camada, como mostrado na Figura 73. As fotos estão em sequência de proximidade da zona fundida.

Figura 73 - Diferentes regiões da ZAC após aplicação da técnica da dupla camada.





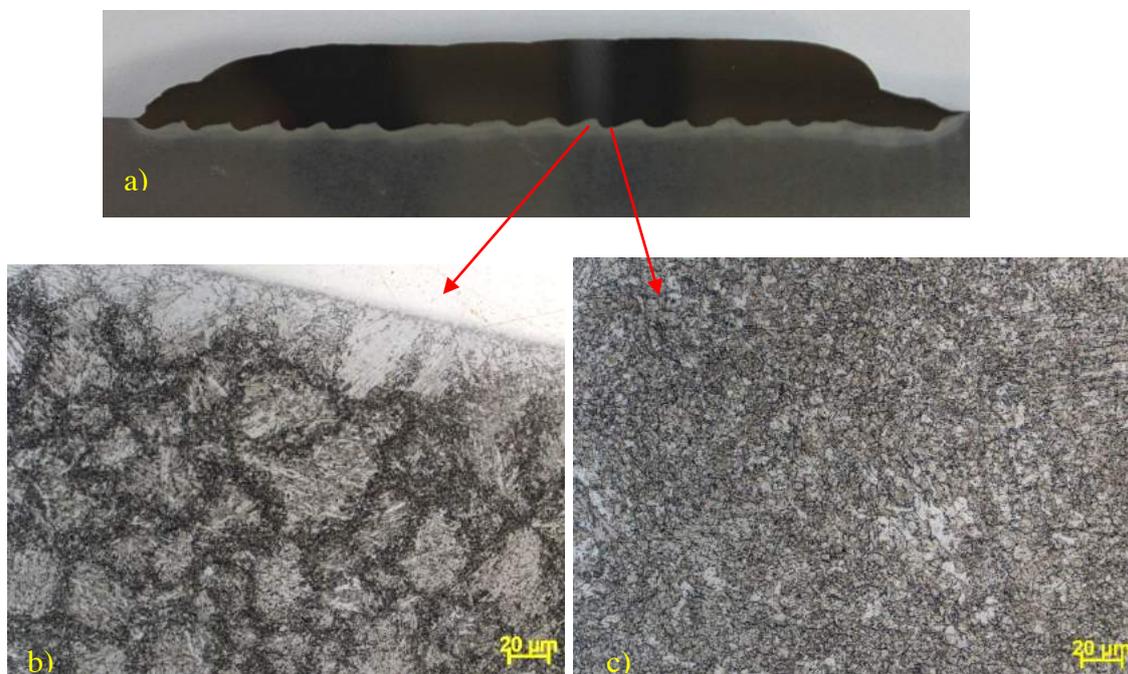
Fonte: autoria própria

Após a aplicação da técnica da dupla camada, não fica tão claro a diferença entre as zonas afetadas pelo calor durante a soldagem, isso porque o refino e revenimento foi efetivo e é consequência tanto da soldagem multipasse (pelos passes laterais), quanto pela aplicação da segunda camada.

Porém, ainda é possível notar diferentes regiões e estruturas bainíticas. Próximo à ZF existe uma região com presença de grãos mais refinados, enquanto que para regiões mais distantes da zona fundida os grãos ficam mais grosseiros. Em toda a ZAC desse material, as estruturas bainíticas mais grosseiras sempre aparecem com a presença de finos precipitados no interior do grão. Na Figura 73c percebe-se a presença de uma bainita alongada em morfologia tipo placa com precipitados finos dentro do grão e pequenas estruturas bainíticas em seu contorno.

Analisando a ZACGG reaquecida por diferentes isotermas da segunda camada deste revestimento, é possível notar microestruturas diferentes (Figura 74). A Figura 74b foi tirada da região entre duas regiões de maior penetração e a Figura 74c na região com maior penetração adjacente.

Figura 74 - Diferentes microestruturas de ZACGG encontradas no revestimento: a) Macrografia com detalhe para cada região, b) ZACGG reaquecida da região entre dois cordões e c) ZACGG reaquecida da região de maior penetração



Fonte: autoria própria

Na Figura 74b o interior dos grãos ainda permanece com a estrutura bainítica formada pelo ciclo térmico da primeira camada, mas com a presença de pequenas fases em seus contornos. Esta estrutura deve ter sido formada pela austenitização parcial durante o reaquecimento, formando uma porção de pequenos grãos de austenita ao redor da bainita remanescente e cujo subsequente resfriamento, possibilitou a transformação desta austenita em bainita. Na Figura 74c os grãos de bainita estão mais refinados e a anterior microestrutura de ripas da bainita não é mais notada.

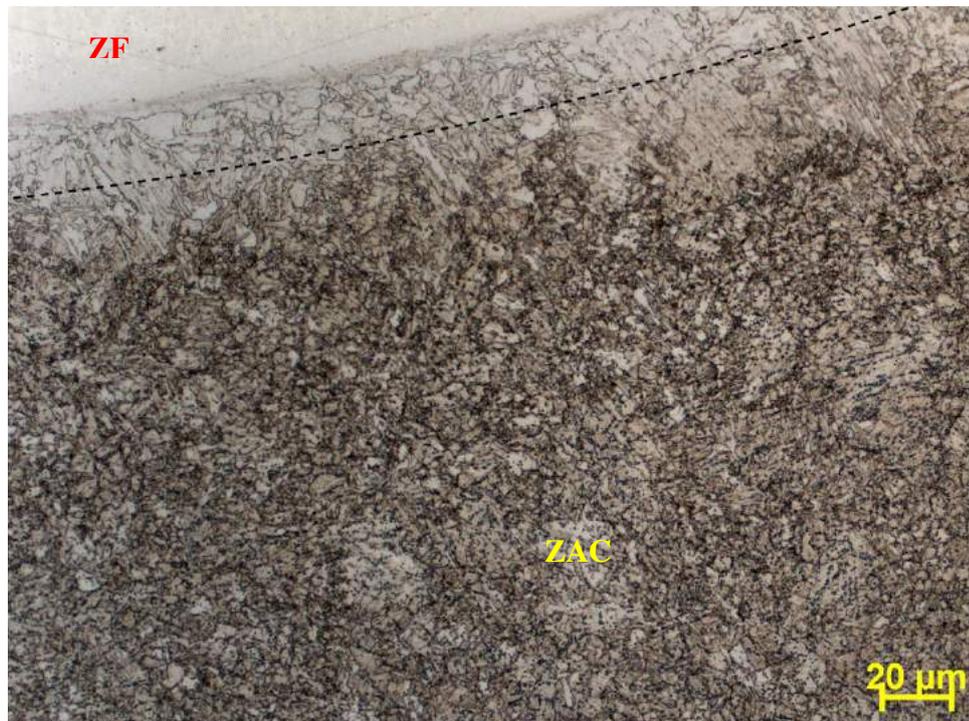
Segundo HAN, CHEN, *et al.* (2015) considerando o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V, para que haja a formação da ZACGG intercrítica é necessário que a temperatura de pico nesta região seja abaixo de 890 °C, o que causará uma normalização parcial dos grãos grosseiros. Os contornos de grão serão regiões preferenciais para austenitização, que no resfriamento se transformará em uma microestrutura bainítica muito fina. Em temperaturas de pico menores, o material sofre um revenimento em altas temperaturas, o que causa o desaparecimento da morfologia em placas de bainita.

Essa análise está correlacionada com o diagrama de fases feito para este material com auxílio do programa Thermocalc, como mostrado anteriormente na Figura 34.

Apesar de a análise do diagrama de fases não ser muito precisa para a condição soldada, já que ela não obedece as condições de tempo e temperatura de um diagrama de fases, esta análise continua sendo um indício das fases que podem ser formadas e das faixas de temperaturas.

Nota-se também a presença de uma região com grãos de ferrita bem próximo à interface do revestimento, caracterizado como uma descarbonetação (Figura 75).

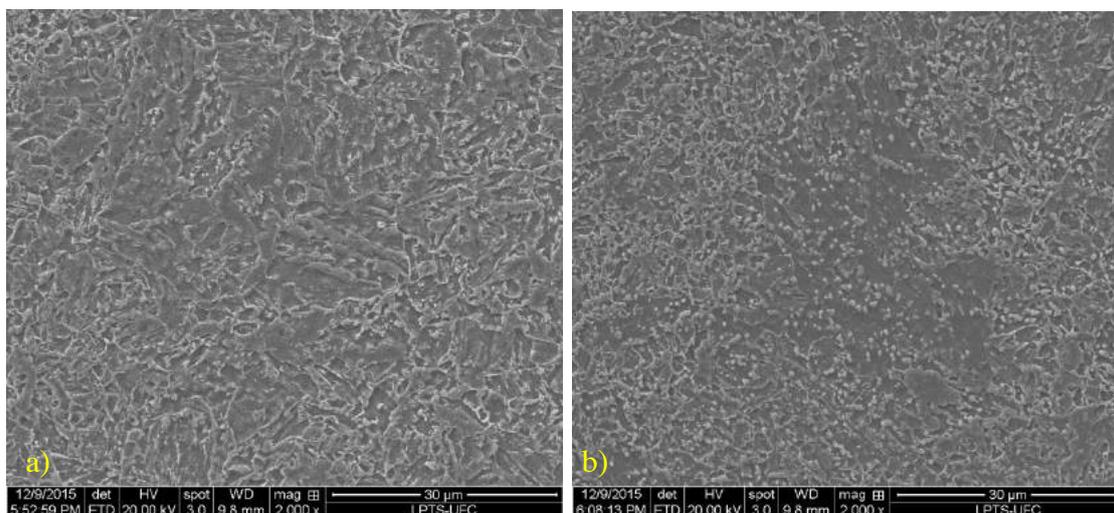
Figura 75 - Micrografia da dupla camada do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V com detalhe para a descarbonetação próxima a interface do revestimento



Fonte: autoria própria

Em comparação ao material anterior, o aço com adição de vanádio não apresentou precipitação na região da interface. A análise por meio de MEV da ZAC deste revestimento está mostrada na Figura 76.

Figura 76 - Análise de MEV do revestimento CV1 do aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) ZAC mais próxima à interface com a ZF e b) ZAC mais afastada da interface com a ZF.

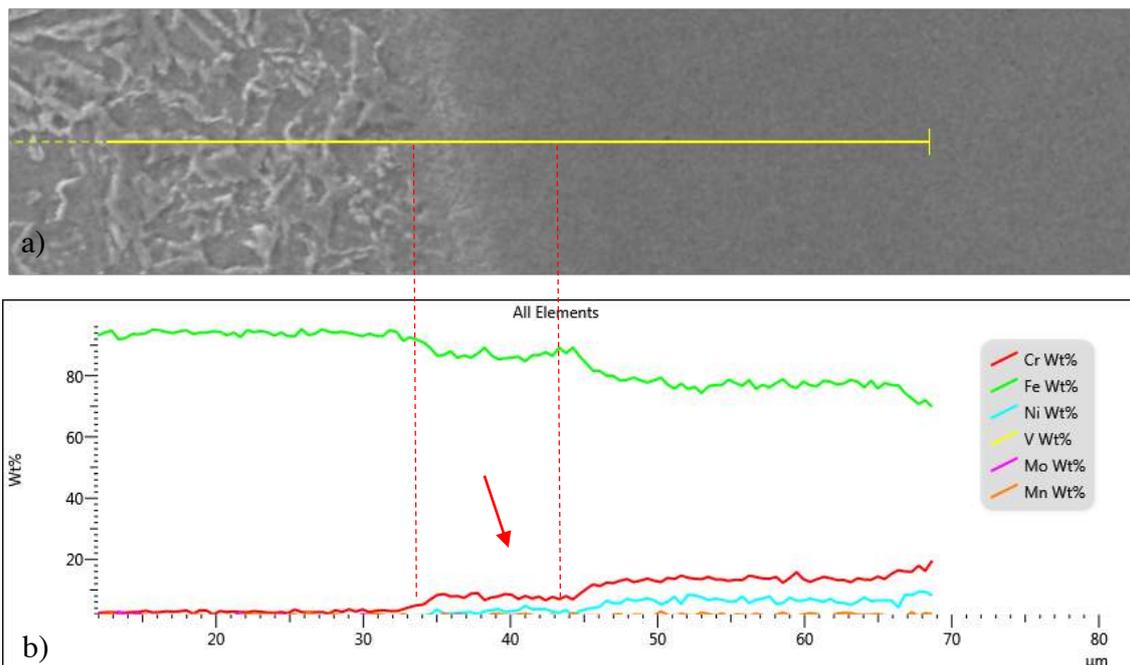


Fonte: autoria própria

Os resultados de MEV do revestimento no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V mostraram estruturas de bainita e martensita com grande quantidade de precipitados ao longo de todo o material, como mostrado na Figura 76b.

Também foi realizado um EDS em linha na interface com a ZF deste revestimento, como mostrado na Figura 77. Assim como foi visto para o aço 2,25Cr-1Mo, o revestimento com 2,25Cr-1Mo-0,25V também apresentou uma queda no teor de ferro e aumento no teor de cromo devido a transição entre o aço estrutural e o aço inoxidável. Além disso, neste material pode-se notar a presença de um patamar antes de chegar no aço inoxidável, como destacado na Figura 77b. Isto pode ser um indício de uma nova fase presente na interface da zona fundida deste material que não foi identificada.

Figura 77 - EDS em linha do revestimento CV1 no aço 2,25Cr-1Mo-0,25V: a) Região onde foi realizada a análise e b) EDS em linha



Fonte: autoria própria

De uma forma geral, a aplicação da técnica da dupla camada para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V apresentou refino e revenimento com dureza máxima de 280 HV , o que representa uma diminuição significativa mas não atende a norma para utilização deste material.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos, sobre a aplicação da técnica da dupla camada em soldagem de revestimento com aços inoxidáveis em chapas de aços estruturais da família Cr-Mo foi possível desenvolver e avaliar técnicas de soldagem de reparo em dupla camada sem a utilização de TTPS considerando aspectos operacionais e metalúrgicos. Os resultados indicaram uma combinação de energia que possibilitou revestimentos com uma interface mais macia, com grãos mais refinados e menos propensa a defeitos.

De forma mais específica, conclui-se que:

- a) A aplicação da técnica da dupla camada foi satisfatória para o refino e revenimento dos grãos da ZAC das amostras soldadas. A combinação de energia na técnica de soldagem utilizada, proporcionou uma ZAC com redução significativa da dureza;
- b) De uma forma geral, a soldagem de cordões de simples deposição dos aços 2,25Cr-1Mo e 2,25Cr-1Mo-0,25V se mostrou homogênea, com cordões regulares, ausência de defeitos e respingos. Com exceção das amostras soldadas com o gás de proteção Ar+25%He que apresentou defeitos ao longo de diversos cordões, o que impossibilitou a utilização destas condições para a soldagem de revestimento;
- c) Em relação aos metais de adição utilizados, as geometrias dos cordões se mostraram semelhantes, evidenciando uma molhabilidade semelhante por serem materiais que apesar de possuírem composições químicas diferentes, ainda são aços inoxidáveis com propriedades semelhantes e com a mesma matriz austenítica;
- d) As amostras soldadas sem a técnica de oscilação possuíram perfis de geometria tipo “taça”, com penetração bastante acentuada. Já com o uso do tecimento, houve uma melhor distribuição de calor no substrato pelo movimento da tocha, além de evitar a concentração de forças eletromagnéticas no centro da peça;
- e) Os critérios de dureza e de microestrutura apontaram as melhores combinações de parâmetros para a soldagem de revestimento. Porém, é

necessário ser crítico em relação a estes resultados já que nem todas as amostras totalmente aprovadas serão os melhores revestimentos. O revestimento deve ser o mais homogêneo possível para um melhor refino e revenimento da primeira camada. Assim, amostras aprovadas nem sempre são as melhores escolhas e amostras próximas a serem aprovadas podem ser bons revestimentos;

- f) Após a análise dos diagramas de decisão foram definidos as melhores combinações de parâmetros em que, para o aço 2,25Cr-1Mo a melhor combinação foi energia de 0,7 kJ/mm, técnica da energia tipo I, gás de proteção Ar+4%CO₂ e tecimento triangular na primeira camada e energia de 1,9 kJ/mm, técnica da energia tipo V, gás de proteção Ar+4%CO₂ e tecimento triangular na segunda camada e para o aço 2,25Cr-1Mo-0,25V a melhor combinação foi energia de 1,0 kJ/mm, técnica da energia tipo V, gás de proteção Ar+38%He+4%CO₂ e tecimento triangular (amostra SHV24) na primeira camada e energia de 2,5 kJ/mm, técnica da energia tipo V, gás de proteção Ar+4%CO₂ e tecimento triangular (amostra SHV32) na segunda camada.
- g) Para o aço 2,25Cr-1Mo a dureza a 0,5 mm de distância da interface com a ZF apresentou valores próximos a 250 HV, condição aprovada por norma. Para o material com adição de vanádio, apesar da microestrutura mais refinada a dureza chegou a valores próximos de 280 HV;
- h) A ZAC dos materiais revestidos aplicando a técnica da dupla camada apresentou, em sua maioria, microestruturas com bainita e martensita revenida. Próximo à interface, os dois materiais apresentaram regiões com grãos maiores de ferrita, caracterizando uma saturação de carbono e consequente difusão para região adjacente conhecida como descarbonetação;
- i) Para o aço 2,25Cr-1Mo foi encontrada uma fina precipitação ao longo da interface ZAC/ZF, sugerindo um acúmulo de carbono nessa região devido à descarbonetação da região adjacente. Para o aço com adição de vanádio essa precipitação não foi vista.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGHAJANIA, A. et al. Microstructural evolution in T24, a modified 2(1/4)Cr–1Mo steel during creep after different heat treatments. **Materials Science and Engineering A**, Bochum, 2009.

AGUIAR, W. M. **Soldagem do Aço ABNT 4140 sem Tratamento Térmico Posterior**. Fortaleza: [s.n.], v. Dissertação de Mestrado, 2001.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. Ohio: Metals HandBook, v. v. 1, 1990.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing and Soldering**. [S.l.]: ASM International, v. 6, 1993.

ASM SPECIALITY HANDBOOK. **Stainless Steels**. [S.l.]: Materials Park, 1994.

ASTM. A387: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium- Molybdenum, 2011.

ASTM. A542: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Quenched-and- Tempered, Chromium-Molybdenum, and Chromium- Molybdenum-Vanadium, 2013.

AWS A5.9. Specification for Bare Stainless Steel Welding Electrodes and Rods. **American Nacional Standart**, Miami, 2006.

AZEVEDO, A. G. L. **Avaliação da Técnica da Dupla Camada na Recuperação de Peças de Aço ABNT 1045**. Fortaleza: [s.n.], 2002.

BENDICKA, W. et al. New low alloy heat resistant ferritic steels T/P23 and T/P24 for power plant application. **International Journal of Pressure Vessels and Piping** , Duisburg, 2007.

BERTONI, A.; BONNET, C. Characterisation of 2 1/4CrMoV Weld Metal at Different Stages During the Manufacturing Process of Pressure Vessels. **Competence**, Novembro 2007.

BEZERRA, A. A. Trinca a Frio na Soldagem. **Sinergia**, São Paulo, 6, 2005. 71-76.

BHADESHIA, H. K. D. H. et al. Power Plant Steels: Remanent Life Assesment and the Approach to Equilibrium. **Advances in Turbine Materials**, London, 1997.

BRITO, F. F. G. **Avaliação da Técnica de Dupla Camada na Soldagem TIG Considerando a Tenacidade e Características Metalúrgicas de Juntas de Aço AISI 8630M e ASTM A182 F22**. Fortaleza: [s.n.], 2014.

CABALLERO, F. G. et al. Evolution of Microstructural banding on Manufacturing Process of Dual Phase Steel. **Materials Transactions**, 2276. 2269-2276.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4 ed. ed. São Paulo: E. Blucher, 2008.

COSTA, L. R. O. **Susceptibilidade à Fragilização pelo Hidrogênio da Junta Soldada do Aço 2,25Cr-1Mo**. Rio de Janeiro: UFRJ, 2011.

CRUZ, R. L. S. **Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A 516 GRAU 60**. Fortaleza: [s.n.], 2006.

DE JESUS, E. R. B. Materiais para fabricação de equipamentos de processo. **cefet-sp**, 2012. Disponível em: <http://www.cefet-sp.br/edu/sertaozinho/revista/volumes_anteriores/volume1numero9/Artigos%20Numero%209/01.pdf>. Acesso em: 2015.

DHOOGHE, A.; VINCKIER, A. Reheat Cracking-a Review of recent Studies. **Int. J. Pres. Ves & Piping**, Belgium, 1986.

ELIAZ, N. et al. Characteristics of Hydrogen Embrittlement, Stress Corrosion Cracking and Tempered Martensite Embrittlement in High-Strength Steels. **Engineering Failure Analysis**, 2002. 167-184.

FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. New York: Springer-Verlag Wien, 1988.

GHIYA, S. P.; BHATT, D. V.; RAO, R. V. **Stress Relief Cracking in Advanced Steel Material - Overview**. World Congress on Engineering. London: [s.n.]. 2009.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. The Interface Below Stainless Steel and Nickel-Alloy Claddings. **Welding Research Supplement**, Cambridge, Dezembro 1992. 461-472.

GONÇALVES, T. C. **Efeito do Hidrogênio na Tenacidade à Fratura do Aço 2,25Cr-1Mo-0,25V**. Rio de Janeiro: [s.n.], 2013.

GRANGE, R. A. Effect of Microstructural Banding in Steel. **Metallurgical Transactions**, 1971.

HAN, Y. C. et al. Influence of Second Thermal Cycle on Reheat Cracking Susceptibility of Welding CGHAZ in Vanadium-Modified 2.25Cr1Mo Steel. **14 International Conference on Pressure Vessel Technology**, China, 2015.

HIGUCHI, M.; SAKAMOTO, H.; TANIOKA, S. A Study on Weld Repair Through Half Bead Method. **IHI Engineering Review**, abril 1980.

HUCINSKA, J. Advanced Vanadium Modified Steels for High Pressure Hydrogen Reactors. **Advances in Materials Science**, 4, Dezembro 2003.

KLUEH, R. L.; SWINDEMAN, R. W. The Microstructure and Mechanical Properties of a Modified 2.25Cr-1Mo Steel. **Metalurgical Transactions**, 1986.

LIN, D.; CHANG, T.; LIU, G. L. Effect of Si Content on the Growth of σ Phase in SUS 309L Stainless Steel. **Scripta Materialia**, v. 49, Julho 2003.

LPTS. **Relatório Técnico: Avaliação de Revestimentos e Reparos por Soldagem em Reatores HDT e Tambores de Coque**. Fortaleza. 2014.

MEITZNER, C. F. Stress Relief Cracking in Steel Weldments. **WRC Bulletin** 211, 1975.

MIRANDA, H. C. **Relatório Técnico: Aplicação da Dupla Camada na Soldagem de Aços ASTM A516 Gr.70**. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 93. 2008.

MOURA FILHO, A. J. S. Avaliação de Juntas Soldadas dos Aços AISI 8630M E ASTM A182 F22 Amanteigadas pelo Processo PTA com a Liga de Níquel UNS N06625. **Dissertação de Mestrado**, Fortaleza, 2014.

MOURA, V. et al. Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel. **Journal of Materials Science**, v. 43, Jan 2008.

NIÑO, C. E. B.; CORRÊA, J. A.; BUSCHINELLI, A. J. A. Técnicas de Reparo por Soldagem em Aços 5Cr-0,5Mo. **Soldagem e Materiais**, v. 4, 1992.

OLDEN, V. et al. **The effect of PWHT on the material properties and micro structure in Inconel 625 and Inconel 725 buttered joints**. The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering. Cancun: [s.n.]. 2003.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas**. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza. 2013.

OLIVEIRA, S. P.; MIRANDA, P. E. V. Caracterização Crítica de Hidrogênio para a Fragilização de Hidrogênio em Aços. **Revista Matéria**, v. 5, 2000.

PARVATHAVARTHINI, N. et al. Studies on hydrogen permeability of 2.25% Cr±1% Mo ferritic steel: correlation with microstructure. **Journal of Nuclear Material**, India, 2000. 187-196.

PETROBRAS. N-0133: Soldagem, n. revisão M, 2015.

PLAUT, R. L. et al. A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. **Materials Research**, São Carlos, v. 10, n. 4, Outubro 2007.

RITTER, J. C. . M. R. Embrittlement of the Weld Heat-Affected Zone in a Mn-Cr-Mo-V Steel. **Metals Technology**, 1974.

SCHLOGL, S. M.; SVOBODA, J.; VAN DER GIESSEN, E. Evolution of the Methane Pressure in a Standard 2.25Cr-1Mo Steel During Hydrogen Attack. **Acta Materialia**, n. 49, 2001. 2227-2238.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio: Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, p. 326. 2010.

TAMAKI, K. et al. Effect of Carbides on Reheat Cracking Sensitivity. **Transactions of the Japan Welding Society**, 1984.

TELLES, P. C. S. Materiais para Equipamentos de Processo. **Interciência**, Rio de Janeiro, 2003.

TSAI, M. C.; YANG, J. R. Microstructural Degeneration of Simulated Heat-Affected Zone in 2,25Cr-1Mo Steel During High-Temperature Exposure. **Materials Science & Engineering**, Agosto 2003. 15-32.

WEBER, S. The structural integrity of insert parts of high pressure hydrotreating reactor. **Dillinger Pressure Vessel Colloquium**, 2003.

WELDING TECHNOLOGY INSTITUTE OF AUSTRALIA. Temper Bead Welding, Março 2006.