

André Luiz de Carvalho

Análise das propriedades mecânicas e metalúrgicas na soldagem do material 5Cr-0,5Mo e metal de adição austeno-ferrítico 309LMo, através das técnicas multipasse com dupla camada e passe de revenimento.

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

São Paulo

Fevereiro/2012

André Luiz de Carvalho

Engenheiro de Produção Mecânica, UNIABC, 2004

Análise das propriedades mecânicas e metalúrgicas na soldagem do material 5Cr-0,5Mo e metal de adição austeno-ferrítico 309LMo, através das técnicas multipasse com dupla camada e passe de revenimento.

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem

Orientador:

Eng° Diego Martins Garcia

São Paulo

Fevereiro/2012

"Não é o mais forte da espécie que sobrevive, nem o mais inteligente, é o que melhor se adapta à mudança."

Charles Darwin

DEDICATÓRIA

À minha esposa, por compreender a importância que representa a transposição desta etapa para nossa família e ao apoio concedido ao longo do período de elaboração deste trabalho.

Às minhas amadas filhas Ana Beatriz e Júlia.

À minha querida mãe pela educação e presença constante na formação de meu carácter.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof., orientador e companheiro de empresa Diego Martins Garcia, pela atenção prestada e apoio no processo de elaboração deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Sérgio Brandi, pela dedicação mostrada com todos os alunos da primeira turma do curso de Pós-graduação em Engenharia de Soldagem.

Aos Srs. Manuel Lousada Junior e Jose Ricardo Miranda Silveira pela oportunidade concedida para realização deste curso de especialização.

Aos companheiros de sala, Roberto Jorjan, Jaime Casanova, Marcos Xixa, entre outros, pelos momentos de descontração e auxílio nas aulas.

Ao colaborador Adélio Gonçalves Borges e à empresa Araujo Engenharia e Integridade de Equipamentos pela confecção e produção das imagens dos corpos de prova de macro e micrografia.

CURRICULUM VITAE

Formação

Graduado em Engenharia de Produção Mecânica. UNIABC, conclusão em 2004.

Graduado em Tecnologia Mecânica – Modalidade Soldagem. FATEC, conclusão em 2000.

Experiência

- 2005-até o momento – Técnico de Manutenção Pleno, PETROBRAS – Coordenador de controle de qualidade das atividades relacionadas à soldagem.
- 1994-2005 – Técnico de Manutenção Mecânica, EMAE – Empresa Metropolitana de Águas e Energia. Manutenção de turbo-geradores a vapor e a gás, controle de qualidade dimensional de equipamentos mecânicos e atividades relacionadas à soldagem.

RESUMO

O estudo visa avaliar o comportamento mecânico de uniões heterogêneas multipasse, mediante a aplicação de depósitos de solda não temperáveis, entre o metal de base especificação ASME SA-335 Grau P5 e os metais de adição classificação AWS E-309LMo / ER-309LMo, com o objetivo de suprimir o procedimento de Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.

Para desenvolvimento do trabalho, empregaram-se as técnicas de deposição convencional, passe de revenimento e a técnica de dupla camada preconizada pelo Código ASME Seção IX, utilizando os processos Arco Tungstênio / Eletrodo Revestido, visando consolidar a metodologia que apresentar qualitativamente o melhor desempenho do ponto de vista mecânico e metalúrgico.

Pretende-se através da seleção adequada dos metais de adição e parâmetros ideais de soldagem, possibilitar a obtenção de microestruturas compostas por matrizes austeno-ferríticas, resistentes às solicitações mecânicas e problemas relacionados à soldabilidade, para emprego em unidades de destilação atmosférica e a vácuo.

ABSTRACT

This study of case is meant to evaluate the mechanical behavior of multipass heterogeneous welded joints by the means of non hardenable weld deposits application between ASME SA-335 Grade P5 metal base specification and adding material AWS E-309Mo / ER-309LMo classification, aiming to abolish stress relief heat treatment procedures.

For the work development, were employed conventional deposition techniques, drawing back temper pass and the double layer technique (temper bead welding) as recommended by ASME Code, Section IX, employing Gas Tungsten Arc Welding / Shielded Metal Arc Welding process, aiming to consolidate the methodology by which the best qualitative performance results can be achieved, from the mechanical and metallurgical points of view.

By the means of the appropriate combination of adding metals and welding parameters it is intended to enable obtaining microstructures composed by the an austenitic/ferritic matrix, resistant to mechanical stress and weldability related problems in oil industry at atmospheric and vacuum distillation applications.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Frações obtidas a partir da destilação atmosférica.....	7
Figura 2.2 – Ilustração esquemática das regiões da Zona Afetada pelo Calor de uma junta soldada	23
Figura 2.3 – Ilustração esquemática demonstrando as diferentes regiões da ZAC em uma solda multipasse. (A) Relação entre as regiões da ZAC e a interação com os passes subsequentes de cobertura. (B) temperaturas que cada região foi submetida durante o reaquecimento. (C) Microestruturas das diferentes regiões.....	24
Figura 2.4 – Ilustração da sequência de deposição em uma junta de topo utilizando a técnica da meia-camada conforme indicado no QW-462.12 do código ASME Seção IX	26
Figura 2.5 – Perfil de dureza na região de transição entre os materiais A508 / AIA tipo 309L sem TTAT	28
Figura 2.6 – Relação entre os modos de solidificação dos AIA demonstrado através do Diagrama de Fases Pseudo-binário Fe-Cr-Ni a 70% de Ferro.....	31
Figura 2.7 – Modos de solidificação tipo A e AF: (A) Microestrutura totalmente austenítica – A; (B) Austenita com ferrita eutética ao longo do grão – AF.....	32
Figura 2.8 – Modo de solidificação tipo FA: (A) Ferrita vermicular; (B) Ferrita fina e comprida	33
Figura 2.9 – Modo de solidificação tipo F: (A) Ferrita acicular; (B) Ferrita e austenita de Widmanstätten	33
Figura 2.10 – Diagrama de Schaeffler de 1949	35

Figura 2.11 – Diagrama de Schaeffler com as regiões susceptíveis a defeitos ou fragilizações delimitadas: (1) Trinca de solidificação; (2) Precipitação de fase sigma; (3) Crescimento de grão; (4) Trinca a frio induzida por hidrogênio.....	36
Figura 2.12 – Diagrama WRC-1992	37
Figura 2.13 – Susceptibilidade a trincas de solidificação em função da composição baseado nos registros de Varestaint	38
Figura 2.14 – Susceptibilidade à trinca de solidificação nos aços inoxidáveis austeníticos em função da presença de S e P	39
Figura 2.15 – Precipitados formados aços inoxidáveis duplex.....	42
Figura 2.16 – Ilustração esquemática dos precipitados nos contornos de grão do aço inoxidável austenítico sensibilizado.....	43
Figura 2.17 – Ilustração demonstrando as regiões sensibilizadas proveniente do reaquecimento gerado pelo passe de cobertura.....	44
Figura 2.18 – Efeito do percentual de carbono na velocidade de precipitação de $Cr_{23}C_6$ no aço inoxidável austenítico tipo 304	45
Figura 2.19 – Efeitos do percentual de fase sigma na resistência ao impacto à temperatura ambiente	46
Figura 4.1 – Diagrama de Schaeffler	54
Figura 4.2 – Modo de solidificação verificado através do diagrama WRC-92....	54
Figura 4.3 – Diagrama de Tempo-Temperatura-Transformação para os aços baixa liga 5Cr-0,5Mo	58
Figura 4.4 – Definição dos locais de remoção dos CP para ensaio de tração conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX.....	62

Figura 4.5 – Dimensões dos CP para ensaio de tração conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX.....	63
Figura 4.6 – Corpos de prova para ensaio de tração	63
Figura 4.7 – Definição dos locais de remoção dos CP para o ensaio de dobramento conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX	64
Figura 4.8 – Dimensões dos CP para ensaio de dobramento conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX	65
Figura 4.9 – Corpos de prova para ensaio de Charpy – MB, ZAC, ZF	66
Figura 4.10 – Imagem e distanciamento das impressões do ensaio de dureza Vickers – CP1 face / raiz, CP2 face / raiz, CP3 face / raiz.....	67
Figura 5.1 – Gráfico identificando as durezas medidas a 1mm da fase do CP..	71
Figura 5.2 – Gráfico identificando as durezas medidas a 1mm da raiz do CP..	71
Figura 5.3 – Imagem identifica região de carbono migrado junto a ZF	72
Figura 5.4 – Imagem das impressões do ensaio de dureza Vickers – CP1 e CP3	73
Figura 5.5 – CP de macrografia extraído do corpo de teste nº 2 indicando na cor vermelha as ZFL.....	75
Figura 5.6 – Relações de Cr_{eq} / Ni_{eq} indicadas no diagrama WRC-1992.....	78
Figura 5.7 – Gráfico indicando os valores de energia absorvida no ensaio de Charpy	80
Figura 5.8 – Raiz CP1 – solidificação FA e morfologia vermicular.....	81
Figura 5.9 – Acabamento CP1 – solidificação FA e morfologia fina e comprida (lathy).....	81
Figura 5.10 – Raiz CP2 – solidificação FA e morfologia vermicular.....	82

Figura 5.11 – Acabamento CP2 – solidificação FA e morfologia fina e comprida	82
Figura 5.12 – Acabamento CP2 – solidificação F e morfologia ferrita acicular + austenita no contorno de grão	83
Figura 5.13 – Raiz CP3 – solidificação AF e morfologia ferrita de subcontorno de grão.....	83
Figura 5.14 – Acabamento CP3 – solidificação FA e morfologia fina e comprida	84
Figura 5.15 – Modo de solidificação previsto através do diagrama WRC-1992 – “X” vermelho indica o eletrodo revestido E 309LMo-16 e o “X” amarelo a vareta ER 309LMo, respectivamente utilizadas nos processos ER e TIG	85
Figura 5.16 – Imagem dos contornos Tipo I e Tipo II na interface ZF (lado esquerdo) e ZAC (lado direito).....	87
Figura 5.17 – Micrografias na condição “como soldado” e “soldado e sensitizado” versus figuras 4 e 5 do ASTM A262 – 10.....	88
Figura 5.18 – Imagens geradas através do MEV para a condição “como soldado” e “soldado e sensitizado”	91

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Classificação dos processos existentes nas refinarias	5
Tabela 2.2 – Tensões Admissíveis de acordo com a norma ASME B31.3	13
Tabela 2.3 – Tensões Admissíveis das principais normas de projeto para tubulações	14
Tabela 2.4 – Parâmetros recomendados para Pré-aquecimento, Temperatura de Interpasse e Pós-aquecimento conforme normas internacionais.....	20
Tabela 2.5 – Parâmetros recomendados para Pré-aquecimento, Temperatura de Interpasse e Pós-aquecimento conforme norma Petrobras N-133	21
Tabela 2.6 – Fluxo de Transformações da Zona Fundida durante o processo de solidificação dos aços inoxidáveis.....	31
Tabela 2.7 – Precipitados formados nos aços inoxidáveis austeníticos	41
Tabela 2.8 – Efeito dos elementos de liga na precipitação da fase sigma.....	48
Tabela 2.9 – Efeito dos elementos de liga na precipitação da fase sigma.....	49
Tabela 4.1 – Composição química dos materiais utilizados.....	52
Tabela 4.2 – Composição química dos consumíveis de soldagem utilizados	53
Tabela 4.3 – Resultados de Cr_{eq} e Ni_{eq} para determinação da posição no Diagrama de Schaeffler.....	53
Tabela 4.4 – Resultados de Cr_{eq} e Ni_{eq} para determinação da posição no Diagrama WRC – 1992.....	54
Tabela 4.5 – Parâmetros de soldagem utilizados no experimento.....	55
Tabela 5.1 – Medição de tamanho de grão na ZAC conforme norma ASTM E112	70

Tabela 5.2 – Resultados da medição do tamanho de grão, dureza e Charpy ...	75
Tabela 5.3 – Composição química da ZF.....	76
Tabela 5.4 – Microestruturas previstas versus microestruturas obtidas.....	85
Tabela 5.5 – Percentual de ferrita presente no corpo de teste nº2 para os CP na condição “como soldado” e “soldado e sensitizado”, determinado através do MEV.....	91
Tabela 5.6 – Resultados do ensaio de tração.....	92

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

LR	Limite de Resistência
LE	Limite de Escoamento
Tdf	Tensão de Deformação por Fluência
Tdfm	Tensão de Deformação por Fluência Média
Trf	Tensão de Ruptura por Fluência
Cr	Cromo
Mo	Molibdênio
Fe	Ferro
ZF	Zona de Ligação
MS	Metal de Solda
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
MB	Metal de Base
LF	Linha de Fusão
QW	Qualification Welding
L	Low (Carbon)
N	Norma
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
HB	Hardness Brinell
Cr _{eq}	Cromo Equivalente
Ni _{eq}	Níquel Equivalente
A	Austenita

AF	Austenita / Ferrita
FA	Ferrita / Austenita
F	Ferrita
NF	Número de Ferrita
AIA	Aço Inoxidável Austenítico
AID	Aço Inoxidável Duplex
IBP	Instituto Brasileiro do Petróleo
ZFL	Zonas Frágeis Localizadas
T _{máx}	Temperatura na região adjacente à zona de ligação que provoque alteração metalúrgica na região descrita, °C
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
TTT	Tempo-Temperatura-Transformação
CP	Corpo de Prova
CT	Corpo de Teste
RGG	Região de Grão Grosseiro
ASM	American Society of Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
HV	Hardness Vickers
ASME	The American Society of Mechanical Engineers

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS.....	iii
CURRICULUM VITAE.....	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	xi
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS	xiii
SUMÁRIO.....	xv
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 PROCESSAMENTO DE PETRÓLEO.....	4
2.1.1 Destilação de Petróleo.....	6
2.1.1.1 Princípio do Processo.....	7
2.1.1.2 Características do Processo.....	7
2.1.1.3 Principais Produtos dos Processos de Destilação.....	8
2.2 TUBULAÇÕES INDUSTRIAIS.....	10
2.2.1 Projetos de Sistemas de Tubulações Industriais.....	10
2.2.1.1 Solicitações Estáticas e Dinâmicas.....	11
2.2.1.2 Pressões e Temperaturas de Projeto.....	12
2.2.1.3 Tensões Admissíveis.....	142
2.2.2 Seleção de Materiais para Projetos de Tubulação.....	164
2.2.2.1 Materiais para Serviços em Temperaturas Elevadas.....	16
2.2.3 Materiais para Tubulações de Processo.....	176
2.2.3.1 Características dos Aços Cromo-Molibdênio.....	17
2.2.4 Soldabilidade dos Aços Cromo-Molibdênio.....	18
2.2.4.1 Parâmetros Recomendados para Soldagem dos Aços Cromo-Molibdênio em Uniões Homogêneas e Heterogêneas.....	20
2.3 SOLDAGEM MULTIPASSE.....	21
2.3.1 Efeitos Gerados na ZF e ZAC do passe anterior na Soldagem Multipasse.....	23
2.3.2 Técnicas de Deposição Controlada.....	24
2.4 SOLDAGEM HETEROGÊNEA.....	26
2.4.1 Diagramas Constitucionais.....	29
2.4.2 Modo de Solidificação.....	30
2.4.2.1 Diagrama de Schaeffler.....	34
2.4.2.2 Diagrama WRC-1992.....	36

2.4.3 Problemas Metalúrgicos associados ao Metal de Solda Austeno-Ferrítico na Soldagem Heterogênea	39
2.4.3.1 Formação de Segundas Fases no Metal de Solda Austeno-Ferrítico	40
2.4.3.1.1 Sensitização	43
2.4.3.1.2 Fase Sigma	45
2.4.3.1.3 Fase Chi (X)	48
3. OBJETIVOS	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	51
4.1 MATERIAIS.....	51
4.1.1 Metal de Base	52
4.1.2 Metal de Adição	53
4.1.2.1 Seleção do Metal de Adição através dos Diagramas Constitucionais Schaeffler e WRC-1992.	53
4.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	55
4.3 DETERMINAÇÃO DAS REGIÕES CRÍTICAS DA ZAC.....	56
4.3.1 Determinação da ZAC Teórica	56
4.3.2 Determinação das Temperaturas T_{max}	57
4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	58
4.4.1 Preparação das Amostras	58
4.4.2 Medida da Fração de Ferrita com o Ferritoscópio.....	59
4.4.3 Preparação dos Corpos de Prova para Microscopia Ótica... ..	59
4.4.4 Metalografia Quantitativa.....	60
4.4.4.1 Tamanho de Grão	60
4.4.5 Microscopia Eletrônica	60
4.4.5.1 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	60
4.4.5.1.1 Fração de Área Quadrada das Fases	61
4.5 ENSAIOS DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO	61
4.5.1 Ensaio de Tração.....	62
4.5.2 Ensaio Dobramento	64
4.5.3 Ensaio de Charpy	65
4.5.4 Ensaio de Microdureza.....	67
4.5.5 Ensaio de Sensitização.....	68
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69
5.1 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA ZAC.....	69
5.1.1 Microscopia Ótica da Zac	70
5.1.1.1 Determinação do Tamanho de Grão da Região Supercrítica.	70
5.1.1.2. Região de Migração de Carbono.....	72
5.1.2 Correlação entre Energia de Soldagem e Refino de Grão da ZAC	73

5.1.2.1 Cálculo para Extensão da ZAC e Área Total das ZFL.....	74
5.2 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA ZF	76
5.2.1 Resultado de Composição Química da ZF.....	76
5.2.2 Resultado do Percentual de Ferrita com o Ferritoscópio	77
5.2.3 Microscopia Ótica da ZF.....	78
5.2.3.1 Identificação da Microestrutura e Morfologia da ZF.....	79
5.2.3.2 Efeito da Velocidade de Resfriamento na Microestrutura da ZF.....	84
5.2.3.3 Identificação de Contornos Tipo 1 e Tipo 2	86
5.2.3.4 Determinação do Grau de Sensitização	87
5.2.4 Microscopia Eletrônica da ZF.....	89
5.2.4.1 Quantificação das Fases (como Soldado / Sensitizado) ..	90
5.3 ENSAIOS DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO	92
5.3.1 Ensaio de Tração.....	92
5.3.2 Ensaio de Dobramento	93
5.3.3 Ensaio de Impacto	93
5.3.4 Ensaio de Microdureza Vickers	94
6. CONCLUSÕES.....	95
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.	98
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:.....	99

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

As unidades de destilação de petróleo (atmosférica e a vácuo) empregam em quantidade representativa aço baixa liga de composição química 5Cr-0,5Mo para tubulações de processo, em virtude da sua reconhecida resistência mecânica em temperaturas intermediárias e resistência à corrosão em meios sulfurosos. Entretanto, estes aços apresentam difícil soldabilidade e demandam alguns cuidados durante e após o processo de soldagem, incluindo tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), em virtude de sua alta temperabilidade. Algumas normas permitem a soldagem heterogênea destes materiais.

A Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e a Zona Fundida (ZF), em uma solda heterogênea multipasse, apresentam características metalúrgicas e comportamentos mecânicos distintos. Dada a dissimilaridade entre os materiais empregados, a fabricação de uma junta soldada com estas características demanda uma série de ponderações relacionadas às variáveis de soldagem, e problemas de soldabilidade particulares a cada material. Estes fatores devem ser avaliados tanto individualmente quanto a respeito de sua interação, visando garantir o desempenho satisfatório desta união em serviço.

O estudo está baseado no desafio de conceber uma união que atenda os requisitos mecânicos de tenacidade, dureza, ductilidade e resistência à corrosão, visto a acentuada diferença entre os materiais.

Serão abordados os mecanismos deletérios decorrentes da operação de soldagem na ZAC do material 5Cr-0,5Mo que apresenta elevadas durezas, proveniente da alta temperabilidade e também alta susceptibilidade a trincas induzidas pela presença do hidrogênio, característica intrínseca dos aços de microestrutura martensítica. Outro fator relevante se deve a formação das Zonas Frágeis Localizadas (ZFL), em decorrência da soldagem multipasse, onde algumas áreas das Regiões de Grãos Grosseiros (RGG) são reaquecidas pelo passe de cobertura a temperaturas localizadas abaixo da linha A_3 do diagrama de equilíbrio de fases, ocasionando a redução da ductilidade destas pequenas áreas.

No estudo da ZF, formada basicamente de material austeno-ferrítico, com participação de aproximadamente 30% do metal de base (MB) nos passes sobre os biseis, será abordada a importância do emprego dos diagramas constitucionais Schaeffler e WRC-1992 na seleção dos consumíveis de soldagem e previsão dos modos de solidificação. Outros pontos que serão avaliados estão relacionados à influência da velocidade de resfriamento sobre os modos de solidificação e seus efeitos deletérios, tais como trincas de solidificação e liquação, ocasionados pelo deslocamento do modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária e, por fim, a precipitação de carbonetos e fases intermetálicas fragilizantes na soldagem multipasse.

O estudo, como um todo, visa desenvolver um procedimento de soldagem que propicie suprimir o TTAT determinado pelos códigos para o material 5Cr-0,5Mo,

através da soldagem heterogênea, empregando metais de adição em aço inoxidável austeno-ferrítico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 PROCESSAMENTO DE PETRÓLEO

O processo de refino de petróleo é composto de uma série de etapas para obtenção das frações desejadas, as quais, posteriormente, serão processadas e transformadas em produtos negociáveis.

Quando da concepção de uma refinaria de petróleo, a quantidade de etapas operacionais para a produção de derivados está diretamente relacionada às características do petróleo, bem como a qualidade especificada para estes derivados, que são fortemente influenciados em virtude da qualidade do cru e do arranjo da unidade (esquema de refino).

O projeto de uma refinaria é composto por uma combinação de processos caracterizados pelo princípio de obtenção dos derivados, podendo ser dividido em separação física e transformação química, conforme demonstrado na tabela 2.1 [1].

Tabela 2.1: Classificação dos processos existentes nas refinarias

Físicos	Conversão Química	Tratamento	Auxiliares
Destilação do Petróleo	Craqueamento	Dessalgação*	Geração de Hidrogênio
Desasfaltação	Hidrocraqueamento Catalítico	Cáustico	Tratamento de água
Desaromatização	Reformação	Cáustico Regenerativo	Geração de Vapor e de Energia
Desparafinação	Alquilação Catalítica	Tratamento Bender	Tratamento de Efluentes
Desoleificação	Viscorredução	Tratamento DEA/MEA	Recuperação de enxofre
Extração de aromáticos	Coqueamento	Hidrotratamento	
Adsorção	Retardado		

Resumidamente, podem-se definir os processos de refino da seguinte forma:

- **Físicos:** As frações são separadas fisicamente sem a ocorrência de reações químicas, utilizando o princípio físico de diferença de temperatura de ebulição dos componentes do petróleo;
- **Conversão Química:** O processo se dá por meio de reações químicas que alteram as características iniciais das substâncias;
- **Tratamento:** Estes processos são destinados à melhoria e adequação dos requisitos de qualidade exigidos para os produtos finais ou produtos que serão beneficiados posteriormente;
- **Auxiliares:** trata-se de uma composição de processos com a finalidade de suporte aos demais processos envolvidos na produção de derivados de petróleo.

Inicialmente, o petróleo passa pelo processo de separação física nas Unidades de Destilação (Atmosférica e a Vácuo), onde as frações hidrocarboneto extraídas são realizadas essencialmente nas torres de fracionamento, conforme o esquema de refino (arranjo físico). Posteriormente, alguns cortes passam pelo processo de transformação química com o objetivo de promover a obtenção de maiores quantidades de produtos, bem como torná-los mais nobres. Estas unidades contribuem decisivamente para o aumento da eficiência produtiva de uma planta de refino de petróleo [1].

2.1.1 DESTILAÇÃO DE PETRÓLEO

O processo de destilação de petróleo é caracterizado pelo princípio da separação física dos constituintes do cru. Através das Unidades de Destilação o petróleo é fracionado em função das diferentes faixas de ponto de ebulição dos componentes.

O processo de destilação na grande maioria das unidades de refino apresenta em seus arranjos unidades de Destilação Atmosférica e Destilação a Vácuo. O princípio de fracionamento é semelhante, exceto pelas pressões e temperaturas envolvidas nas Unidades de Destilação a Vácuo. A figura 2.1 exemplifica o processo esquematicamente [2].

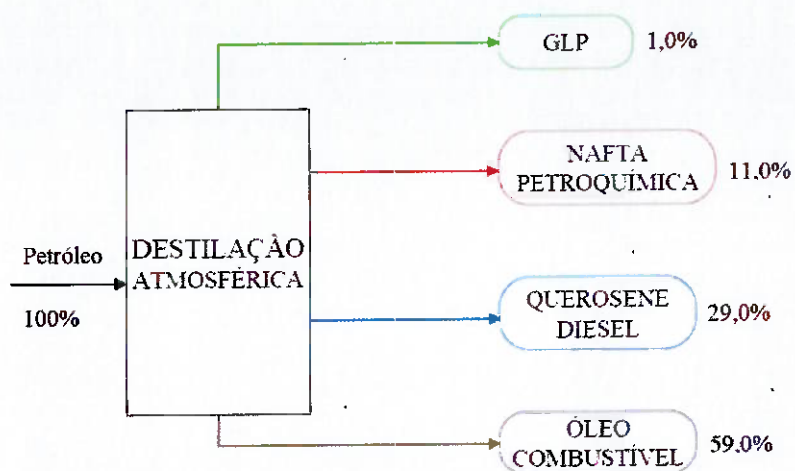


Figura 2.1: Frações obtidas a partir da destilação atmosférica

2.1.1.1 PRINCÍPIO DO PROCESSO

O processo de fracionamento do petróleo está baseado no princípio da volatilidade, onde os componentes são separados pela mudança de estado físico (líquido / vapor), não havendo alterações na composição química destes componentes [2].

Os hidrocarbonetos apresentam um determinado número de átomos de carbono em sua composição, desconsiderando a complexidade das cadeias, estes são classificados como leves e pesados.

2.1.1.2 CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO

Como mencionado anteriormente, o princípio de processo para obtenção de subprodutos de petróleo utilizado nas unidades de destilação é semelhante, apresentando pequenas variações quanto às pressões e temperaturas envolvidas.

As Unidades de Destilação a Vácuo apresentam algumas particularidades quando comparadas às Unidades de Destilação Atmosférica, o que a torna mais complexa do ponto de vista operacional e metalúrgico, em virtudes das faixas de temperatura de operação mais altas.

Nas Destilações a Vácuo a separação dos componentes se dá a pressões inferiores à pressão atmosférica, isto se deve às temperaturas empregadas no processo, situadas entre 250°C e 400°C, onde à pressão ambiente ocorreriam reações de craqueamento, indesejáveis ao processo. Nesta condição, o líquido tem sua temperatura de mudança de estado físico reduzida, possibilitando o fracionamento de cortes mais pesadas a temperaturas mais baixas, minimizando a possibilidade de craqueamento destes compostos mais pesados [2].

2.1.1.3 PRINCIPAIS PRODUTOS DOS PROCESSOS DE DESTILAÇÃO

Os principais produtos obtidos nas unidades de destilação, bem como as cargas para produção de outros derivados de petróleo nos processos posteriores são os seguintes [1]:

- Gás Combustível – composto por uma mistura de gases rica em metano e etano e, em menores proporções propano e butano;
- Gás Liquefeito de Petróleo – trata-se de uma mistura formada por hidrocarbonetos com ligações contendo de 3 a 4 átomos de Carbono;
- Nafta – denominação utilizada para caracterizar frações leves de petróleo em uma faixa de temperatura situada entre 20°C e 220°C;
- Querosene – são hidrocarbonetos constituídos por ligações contendo de 9 a 17 átomos de Carbono em uma faixa de destilação situada entre 150°C e 300°C;
- Gasóleos Atmosféricos – são constituídos por cortes com faixa de ebulição que variam de 150°C a 400°C e compostos por hidrocarbonetos parafiníticos, naftênicos e aromáticos. Em função da extensa faixa de destilação, os cortes de gasóleo atmosférico são classificados como leve e pesado;
- Resíduo Atmosférico – produto residual proveniente do fracionamento do petróleo nas torres fracionadoras das Unidades de Destilação Atmosférica;
- Gasóleo de Vácuo – são frações de hidrocarbonetos extraídas do resíduo do petróleo processado nas Unidades de Destilação Atmosférica e são obtidas durante a operação de fracionamento ocorrida nas torres de destilação a vácuo;
- Resíduo de Vácuo – produto obtido da última etapa de destilação do petróleo. Atualmente o Resíduo de Vácuo é amplamente utilizado como carga para as unidades de produção de Coque de Petróleo.

2.2 TUBULAÇÕES INDUSTRIAIS

Segundo Silva Telles [4], um Sistema de Tubulação Industrial pode ser descrito como sendo um conjunto de tubulações empregadas para o transporte de fluídos submetidos a pressões e temperaturas em condições equivalentes às impostas aos equipamentos aos quais estão interligadas.

A Norma ASME B31.3 [5], dedicada ao projeto de Sistemas de Tubulações de Processos, classifica os sistemas quanto ao emprego e ao fluído conduzido. O segundo requisito estabelece o grau de importância e criticidade deste fluído em função dos efeitos que um eventual vazamento acarretaria às instalações e colaboradores, bem como à comunidade instalada no entorno.

2.2.1 PROJETOS DE SISTEMAS DE TUBULAÇÕES INDUSTRIAIS

Os sistemas de tubulações de processo instalados dentro dos limites de uma planta de refino do sistema PETROBRAS são em sua extensa maioria projetados conforme ASME B31.3 [5], assim como a categorização do fluído transportado.

Os fluídos categorizados na fase de projeto como críticos ou perigosos apresentam requisitos de projeto e fabricação mais rigorosos, baseado nas condições operacionais (pressão/temperatura), materiais especificados e requisitos de qualidade das juntas soldadas.

Para o projeto de tubulações de processo os cálculos mecânicos para determinação da espessura de parede dos tubos e acessórios, carregamentos, flexibilidade, vão máximo entre suportes, implicações metalúrgicas, efeitos dinâmicos (baixa previsibilidade), tensões térmicas, seguem a norma PETROBRAS N-1673 [6], suportada pela norma ASME B31.3 [5](sob condições não previstas na norma de padronização de materiais PETROBRAS N-76 [7]). Contudo, outros requisitos devem ser observados no projeto mecânico de tubulações industriais.

Segundo a norma PETROBRAS N-1673 [6], os materiais empregados em projetos de tubulação obedecem algumas condições muito específicas relativas à temperatura do fluido, corrosividade e contaminação do fluido através do produto de corrosão. Estes parâmetros norteiam a seleção de materiais.

2.2.1.1 SOLICITAÇÕES ESTÁTICAS E DINÂMICAS.

Segundo Silva Telles [4], tubulações podem ser consideradas como elementos estruturais, que observem e transferem solicitações mecânicas aos sistemas aos quais estão interligados.

As solicitações que atuam efetivamente sobre os sistemas de tubulações são os seguintes:

- Pressões Internas e Externas;

- Carregamentos Estáticos (peso da tubulação, fluído, acessórios);
- Carregamentos Dinâmicos (descontrole operacional, cargas de vento, vibrações);
- Tensões Térmicas (atrito entre as tubulações e os suportes);
- Tensões adicionadas às Tensões Primárias (falhas de montagem, tensões residuais decorrentes das operações de soldagem).

Cabe ressaltar que os projetos devem ser orientados de modo a obter-se um padrão mínimo relativo aos requisitos de segurança, devendo-se evitar ou minimizar as solicitações mencionadas acima.

2.2.1.2 PRESSÕES E TEMPERATURAS DE PROJETO

A Pressão e Temperatura de Projeto são as duas principais variáveis consideradas para a elaboração do projeto de sistemas de tubulação, onde as pressões de operação, junto às tensões admissíveis associadas às temperaturas de trabalho, subsidiam tanto o cálculo da espessura de parede do tubo, quanto norteia a seleção do material mais adequado às condições impostas ao sistema.

2.2.1.3 TENSÕES ADMISSÍVEIS

Segundo Silva Telles [4], a Tensão Admissível é o parâmetro que determina os limites de aplicação de um dado material no que se refere à resistência

mecânica; sendo que seus valores variam com a temperatura, conforme demonstrado na tabela 2.2.

Tabela 2.2: Tensões Admissíveis de acordo com a norma ASME B31.3 (Kg/cm²) [8]

Tipo de material	Especificação de material e grau (de acordo com ASTM)	Temperatura do metal (°C)																								
		35	93	149	204	260	316	343	371	399	427	454	482	510	539	566	593	621	649	677	704	732	760	788	816	
Aços de baixa liga	A - 333 Gr 3 e Gr 7	1.526	1.378	1.078	1.315	1.251	1.181	1.146	1.090	977	801	833	457	316	178	112	70									
	A - 335 Gr P - 1	1.297	1.287	1.230	1.118	1.146	1.104	1.803	1.062	970	949	928	883	576	337											
	A - 335 Gr P - 5	1.406	1.273	1.223	1.209	1.202	1.181	1.167	1.146	928	900	851	766	582	408	295	204	141	91							
	A - 335 Gr P - 7	1.406	1.273	1.223	1.209	1.202	1.181	1.167	1.146	928	900	851	766	582	408	295	204	141	84							
	A - 335 Gr P - 9	1.406	1.273	1.223	1.209	1.202	1.181	1.167	1.146	928	900	851	801	745	520	351	232	155	105							
	A - 335 Gr P - 11	1.406	1.315	1.285	1.230	1.209	1.174	1.136	1.097	1.069	1.055	1.019	900	773	546	387	281	178	84							
	A - 335 Gr P - 12	1.406	1.315	1.285	1.230	1.209	1.174	1.136	1.097	1.069	1.055	1.019	900	773	527	351	197	112	70							
	A - 335 Gr P - 22	1.406	1.301	1.265	1.258	1.258	1.258	1.258	1.258	1.089	1.019	900	773	540	406	295	211	141								
	A - 691 CM 65	1.526	1.526	1.526	1.455	1.406	1.357	1.336	1.306	1.146	1.111	1.076	903	576	337											
	A - 691 CM 70	1.838	1.638	1.538	1.582	1.526	1.469	1.441	1.413	1.230	1.230	1.202	903	576	337											
	A - 691 (1 ½ Cr)	1.406	1.406	1.406	1.385	1.329	1.287	1.265	1.237	1.218	1.181	1.146	1.055	773	485	323	197	148	84							
	A - 691 (2 ½ Cr)	1.406	1.301	1.265	1.258	1.258	1.258	1.258	1.258	1.098	1.019	900	773	548	406	295	211	141								
	A - 691 (5 Cr)	1.406	1.273	1.223	1.209	1.202	1.181	1.167	1.146	926	900	851	766	582	408	295	204	141	91							

As normas de projeto determinam os valores de tensão admissível baseadas no limite de resistência (LR) ou limite de escoamento (LE) dos materiais para temperaturas situadas abaixo da faixa de Fluência. Estes parâmetros divididos por determinado número, o qual se refere ao Coeficiente de Segurança adotado por uma determinada norma, está baseado no grau de criticidade do sistema.

Para sistemas destinados a operar em temperaturas situadas na faixa de Fluência (T_{df}, T_{dfm} e T_{rf}), são acrescentados outros dois parâmetros com conceitos e metodologias analíticas diferentes, contudo, o valor adotado sempre será o menor resultado obtido para qualquer situação proposta, conforme definido na tabela 2.3.

Tabela 2.3: Tensões Admissíveis das principais normas de projeto para tubulações [4]

Seções das normas		Tensões admissíveis básicas: (O MENOR DOS SEGUINTE VALORES)				
B.31.1	Centrais de vapor	LR/4	LE/1,66	Tdf	0,67 Tdfm	0,8 Trf
B.31.2	Tubulações de ar e gases	LR/2,66				
B.31.3	Refinarias, instalações petrolíferas, petroquímicas e indústrias químicas.	LR/3	LE/1,66	Tdf	0,67 Tdfm	0,8 Trf
B.31.4	Oleodutos		LE/1,39			
B.31.5	Refrigeração	LR/4	LE/1,66			
B.31.7	Centrais nucleares	LR/3	LE	Tdf	0,67 Tdfm	0,8 Trf
B.31.8	Transporte e distribuição de gases		LE/1,1			
Onde: LR = Valor mínimo do limite de resistência (<i>ruptura</i>) na temperatura considerada ou na temperatura ambiente, o que for menor. LE = Valor mínimo do limite de escoamento na temperatura considerada ou na temperatura ambiente, o que for menor. Tdf = Tensão mínima que causa uma deformação por fluência de 1%, ao fim de 100.000 horas, na temperatura considerada. Tdfm = Tensão média que causa uma deformação por fluência de 1%, ao fim de 100.000 horas, na temperatura considerada. Trf = Tensão mínima que causa a ruptura do material, em consequência de deformação por fluência, ao fim de 100.000 horas, na temperatura considerada.						

2.2.2 SELEÇÃO DE MATERIAIS PARA PROJETOS DE TUBULAÇÃO

De acordo com Silva Telles [4], a fase de seleção de materiais dentro de um projeto de sistema de tubulação tem por objetivo prover materiais adequados às características do serviço, que atendam satisfatoriamente aos requisitos relacionados às propriedades mecânicas, segurança, custo e resistência à corrosão.

De forma geral existem inúmeros fatores relevantes quando da seleção de um material para uma dada aplicação, contudo, os mais importantes são os seguintes:

- Resistência Mecânica. Este fator está relacionado à capacidade dos materiais resistirem às solicitações impostas aos sistemas, baseado nos limites de resistência e escoamento, tenacidade, resistência à fluência e fadiga entre outros;
- Características do Serviço. Neste caso, as condições operacionais orientam a seleção de materiais quanto à temperatura de utilização, visto que as tensões admissíveis variam em função da temperatura em virtude da variação da resistência mecânica; tipo e comportamento do fluido, quanto à composição química e concentração, corrosividade relativa, mecanismos de degradação associados a tensões residuais e esforços mecânicos de caráter trativos, assim como a formação de fluxo bifásico altamente deletério ao sistema.

O recurso utilizado para solucionar os problemas descritos acima, quando viável economicamente, normalmente está vinculado à adição de elementos de liga aos materiais, o que contribui com o aumento da resistência mecânica a partir da efetiva redução da movimentação de discordâncias, aumento da resistência a corrosão, alteração das temperaturas de transição dúctil / frágil. Entretanto, a adição de elementos de liga aos materiais, interfere significativamente na soldabilidade dos mesmos, aumentando os cuidados necessários para a realização de soldas isentas de defeitos, bem como alcançar a sanidade metalúrgica das regiões compreendidas em uma união soldada.

2.2.2.1 MATERIAIS PARA SERVIÇOS EM TEMPERATURAS ELEVADAS

Segundo Silva Telles [4], a seleção de materiais destinados a serviços em altas temperaturas deve respeitar alguns fatores:

- Temperatura Máxima de Trabalho – corresponde à temperatura-limite empregada para se evitar a ocorrência de Colapso Plástico, exposições de curta duração ou vida em Fluência (mecanismo associado a exposições mais longas e temperaturas moderadas), entretanto, ainda sim dentro da faixa de fluência;
- Resistência a Fluência – trata-se de um mecanismo deletério de grande relevância, que será abordado com maiores detalhes no tópico referente ao Mecanismo de Degradação Atuante;
- Resistência a Corrosão em Temperaturas Elevadas;
- Resistência à Oxidação.

2.2.3 MATERIAIS PARA TUBULAÇÕES DE PROCESSO

De um modo geral, a indústria conta hoje com uma grande variedade de materiais normalizados destinados à fabricação de tubos e acessórios para a construção de sistemas de tubulação. A seleção está basicamente condicionada, entre outros fatores, às pressões e temperaturas de projeto adotadas para o transporte dos mais variados fluídos.

Quando as temperaturas de projeto encontram-se acima dos limites previstos para utilização dos Aços-Carbono com segurança, em virtude dos requisitos mencionados anteriormente, recorre-se ao emprego dos Aços-Liga. A adição de elementos de liga contribui sensivelmente para melhoria da resistência mecânica e resistência à corrosão destes materiais.

De acordo com Silva Telles [4], sistemas de tubulação destinados ao transporte de Hidrocarbonetos estão expostos à alta corrosividade das frações mais pesadas produzidas nas unidades de Destilação Atmosférica e Destilação a Vácuo, em virtude da presença de compostos sulfurosos e clorados, que associado às altas temperaturas de operação, compreendidas entre 220°C e 380°C, tornam inviável a utilização dos Aços-Carbono, fazendo-se necessário o emprego dos Aços-Liga Cromo-Molibdênio. Os aços mais empregados para esta finalidade são os 5Cr-0,5Mo.

2.2.3.1 CARACTERÍSTICAS DOS AÇOS CROMO-MOLIBDÊNIO

Os Aços-Liga Cromo-Molibdênio recebem adições destes elementos na ordem de até 1% de Mo e até 9% de Cr. Estes aços são empregados para fabricação de componentes sujeitos à corrosão e elevadas temperaturas, onde se faz necessário boa resistência mecânica e resistência à fluência, assim como considerável resistência à corrosão na presença de compostos sulfurosos.

As adições dos elementos Cromo e Molibdênio comprovadamente promovem grandes benefícios a estes materiais do ponto de vista de engenharia, porém alguns efeitos indesejáveis também estão associados à presença deles.

De acordo com Silva Telles [4], o Cromo confere a estes aços resistência a oxidação a altas temperaturas e corrosão em meios sulfurosos, chegando a apresentar resistência 10 vezes superior se as comparada ao aço carbono. Já a elevada resistência à fluência a temperaturas elevadas deve ser atribuída ao Molibdênio.

“O cromo tem grande afinidade pelo oxigênio e oxida-se, preferencialmente, formando uma película forte e aderente de óxidos e hidróxidos, que protege o ferro, retardando a oxidação do material” (SILVA TELLES, 2003, p. 115) [4].

O molibdênio combina-se com o carbono, formando precipitados de carbonetos complexos, que dificultam o escorregamento dos planos de clivagem, resultando, assim, em menores deformações no material. (SILVA TELLES, 2003, p. 119) [4]

2.2.4 SOLDABILIDADE DOS AÇOS CROMO-MOLIBDÊNIO

São aços de microestrutura ferrítica, porém extremamente temperáveis quando submetidos a operações de soldagem, principalmente para adições na faixa de 5% a 9%.de cromo. Para estes aços, as velocidades de resfriamento provenientes das operações de soldagem, invariavelmente ocasionarão a

formação de Martensita na Zona Afetada pelo Calor, em virtude da alta temperabilidade característica destes materiais.

A adição tanto de Cr como de Mo nos aços, tem como consequência retardar a reação de decomposição da austenita no resfriamento, dando, assim mais tempo para a formação de martensita, que passa a existir em maior quantidade. (SILVA TELLES, 2003, p1. 18)

[4]

Estes materiais quando soldados apresentam grande susceptibilidade ao trincamento a frio, havendo a necessidade de cuidados adicionais a fim de minimizar os efeitos indesejáveis gerados pelo ciclo térmico de soldagem. Para tanto, emprega-se como medidas de controle os seguintes recursos:

- Pré-aquecimento dos componentes a serem soldados em uma faixa adjacente ao chanfro de solda em ambos os lados da junta;
- Controle da Temperatura de Interpasse para execução do passe de solda seguinte;
- Pós-aquecimento imediatamente após a conclusão da operação de soldagem;
- Tratamento Térmico de Alívio de Tensões – TTAT (Pnº 5B para todas as espessuras).

As normas de projeto recomendam ou determinam em alguns casos as temperaturas a serem empregadas para o pré-aquecimento, controle de

interpasse, pós-aquecimento e TTAT, baseadas na espessura do componente e composição química dos materiais.

2.2.4.1 PARÂMETROS RECOMENDADOS PARA SOLDAGEM DOS AÇOS CROMO-MOLIBDÊNIO EM UNIÕES HOMOGÊNEAS E HETEROGÊNEAS

Os parâmetros recomendados por uma série de normas internacionais e pela norma Petrobras N-133 [9] estão relacionados a seguir nas tabelas 2.4 e 2.5.

Tabela 2.4: Parâmetros recomendados para Pré-aquecimento, Temperatura de Interpasse e Pós-aquecimento conforme normas internacionais [5-10-11]

Normas Internacionais	Pré-aquecimento Mín.	Interpasse Máx.	Pós-aquecimento
	°C	°C	°C
ANSI/AWS D10.8	200		Não Requerido
TWI	200	350	Não Requerido
API 582		315	Não Requerido
ASME B31.3	177		Não Requerido

Tabela 2.5: Parâmetros recomendados para Pré-aquecimento, Temperatura de Interpasse e Pós-aquecimento conforme norma Petrobras N-133 [9]

PETROBRAS N-133	Pré-aquecimento Mín.		Interpasse Máx.		Pós-aquecimento	
	°C		°C		°C	
	TIG	ER	TIG	ER	TIG	ER
Solda Homogênea	200	250	350		300	
Solda Heterogênea	150		200		Não Requerido	
Itens: 5.2.4.1 / 5.2.4.2 / 5.2.4.3 / 5.2.5.1 / 5.2.5.2						

2.3 SOLDAGEM MULTIPASSE

Para procedimentos de soldagem executados em um passe único, a junta soldada é composta de três regiões distintas: Zona Fundida (ZF) ou Metal de Solda (MS), Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e Metal de Base (MB).

Segundo a ASM International [12], a região da junta compreendida dentro da ZF é o resultado da fusão do consumível de soldagem e do metal de base durante a operação de soldagem. A composição química da ZF está relacionada à taxa de diluição do metal de base, do metal de adição selecionado e dos parâmetros de soldagem.

A ZAC compreende uma faixa do metal de base localizada imediatamente após à ZF, a qual não sofre fusão durante a soldagem, mas, em virtude exposição às altas temperaturas geradas durante o ciclo térmico, a esta região sofre

transformações de fase no estado sólido ao longo de sua extensão, verificadas a partir da linha de fusão.

A ZAC pode ser dividida em quatro regiões com características e tamanhos de grão distintos, resultado das temperaturas experimentadas por estas regiões durante o ciclo térmico de soldagem, conforme demonstrado na figura 2.2:

- Região Supercrítica (região de crescimento de grão) – ocorre significativo crescimento de grão, resultando na perda de propriedades mecânica, evidente aumento da temperabilidade e redução da tenacidade;
- Região Crítica (região de refino de grão) – esta região experimenta temperaturas acima da linha A_3 do diagrama de fases, passando pelo processo de recristalização (transformação total em austenita), apresentando como resultado ductilidade elevada;
- Região Intercrítica (região de transformação parcial) – submetida a temperaturas entre as linhas A_1 e A_3 , apresenta recristalização parcial e, durante o resfriamento rápido, a austenita com alto carbono, transforma-se em ilhas de martensita, resultando em propriedades mecânicas intermediárias;
- Região Subcrítica (região revenida) – é exposta a temperaturas abaixo da linha A_1 , apresentando poucas alterações.

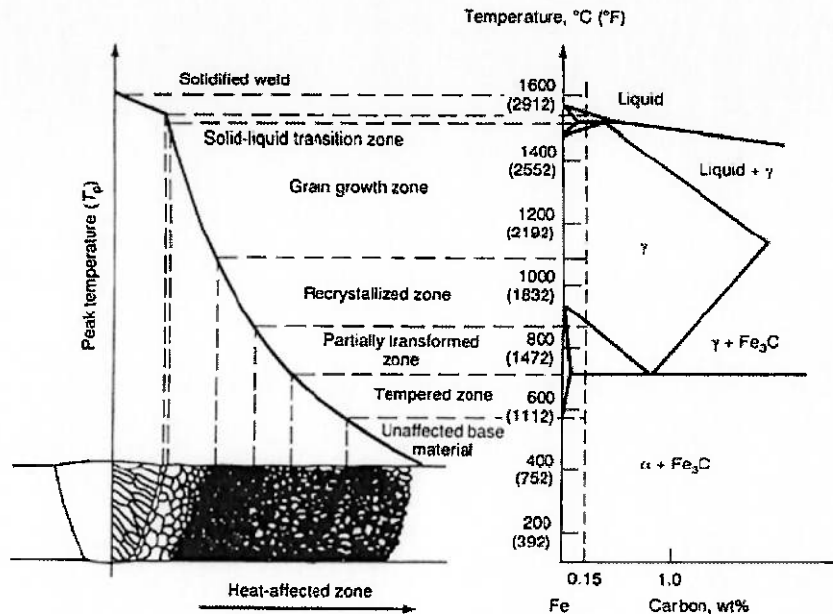


Figura 2.2: Ilustração esquemática das regiões da Zona Afetada pelo Calor de uma junta soldada [13]

A Soldagem Multipasse apresenta as mesmas regiões presentes em uma solda realizada em um passe único, no entanto, na soldagem multipasse, verifica-se complexas transformações na ZF e ZAC do passe anterior em virtude dos sucessivos ciclos térmicos gerados em cada passe de solda.

2.3.1 EFEITOS GERADOS NA ZF E ZAC DO PASSE ANTERIOR NA SOLDAGEM MULTIPASSE

A ZF, constituída de grãos colunares, tem estes grãos destruídos e recristalizados pelo passe de cobertura posterior, promovendo o refino de grão.

A ZAC é parcialmente refinada como resultado do passe de cobertura, introduzindo heterogeneidades microestruturais nestas regiões. A recristalização é benéfica à região de grãos grosseiros adjacentes à linha de fusão, entretanto, ainda na mesma região de grãos grosseiros, porém, mais afastados da linha de fusão do passe de cobertura, o reaquecimento a temperaturas inferiores a A_3 , geram pequenas regiões de baixa tenacidade, reflexo do crescimento de grão, denominadas de “Zonas Frágeis Localizadas” pela ASM International [12], conforme ilustrado na figura 2.3.

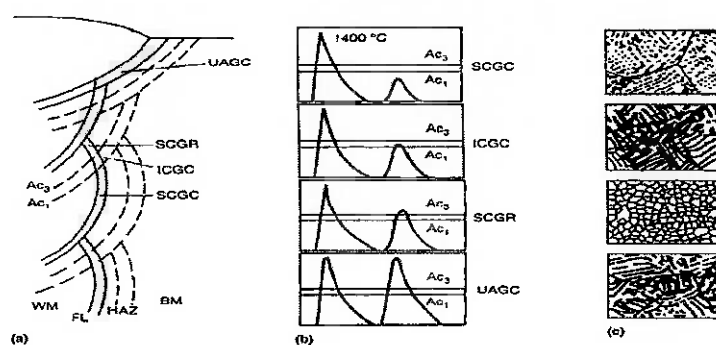


Figura 2.3: Ilustração esquemática demonstrando as diferentes regiões da ZAC em uma solda multipasse. (A) Relação entre as regiões da ZAC e a interação com os passes subsequentes de cobertura. (B) temperaturas que cada região foi submetida durante o reaquecimento. (C) Microestruturas das diferentes regiões [13]

2.3.2 TÉCNICAS DE DEPOSIÇÃO CONTROLADA

A deposição controlada tem como objetivo melhorar a tenacidade da região de grãos grosseiros presente na ZAC. O controle da microestrutura pode ser obtido

através das técnicas meia e dupla camada, associadas ao passe de revenimento final, este último visa principalmente refinar a região de grãos grosseiros da ZAC do metal de base junto à linha de fusão em ambos os lados da camada de acabamento da junta soldada.

A sequência de soldagem e sobreposição, assim como a relação do aporte térmico entre a 1ª e 2ª camada, representa os fatores mais importantes a serem controlados na técnica para obtenção do revenimento adequado da microestrutura.

O fator humano é outro ponto fundamental para o sucesso da técnica, por este motivo todos os soldadores devem receber treinamento antes da execução da técnica.

Na Qualificação do Procedimento de Soldagem fazendo uso de técnicas de deposição controlada, a variável "posição de soldagem" deve receber atenção, visto a variabilidade da energia de soldagem relativa às posições, contribuindo para o insucesso da técnica.

O Código ASME prevê na Seção IX [14], através do QW-290 os requisitos para a qualificação de Procedimentos de Soldagem utilizando a técnica da dupla camada, tanto para soldas de produção como reparos. A figura 2.4, extraída do QW-462.12, determina a sequência de deposição e a distância entre as margens da solda do 1º passe e do posterior passe de cobertura.

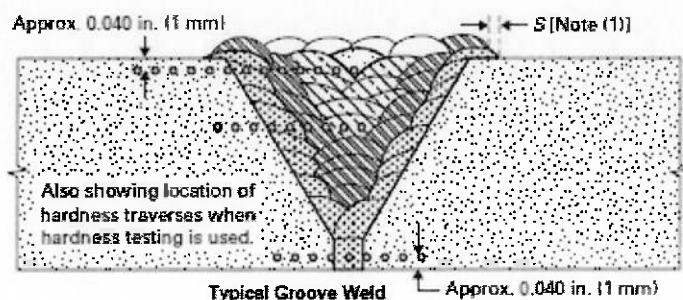


Figura 2.4: Ilustração da sequência de deposição em uma junta de topo utilizando a técnica da meia-camada conforme indicado no QW-462.12 do código ASME Seção IX [14].

A distância entre margens das soldas do 1º passe e do passe de sobreposição pode ser estimada através de equações que realizam a previsão teórica do comprimento da ZAC. Desta forma é possível determinar a distância adequada para garantir a permanência da região de grãos grosseiros a temperaturas acima de A_3 .

Equação
$$\frac{1}{T_p - T_o} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho C h y}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_o} \quad (1) [21]$$

2.4 SOLDAGEM HETEROGÊNEA

A definição para o termo Soldagem Heterogênea segundo o item 3.141 da norma PETROBRAS N-1438 [17] corresponde:

“Solda cuja composição química do metal de solda seja significativamente diferente da composição de metal de base”.

Em algumas situações, a soldagem de aços ligados pode ser realizada utilizando-se consumíveis de soldagem não temperáveis, tais como os aços inoxidáveis austeníticos e ligas de níquel. Normalmente estes procedimentos são adotados visando suprimir o Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.

Alguns códigos de fabricação permitem o emprego da soldagem heterogênea, porém advertem quanto à utilização de metais de adição inoxidáveis austeníticos em componentes submetidos a frequentes variações de expansão térmica (trabalho cíclico), associadas ao grau de restrição do sistema, podem vir a falhar por Fadiga Térmica, dada a grande diferença de coeficiente de expansão térmica da ZF em relação ao MB. Outros mecanismos deletérios devem ser observados quando do emprego de metais de adição austeníticos na soldagem heterogênea de componentes expostos a meios contendo enxofre ou cloro.

O consumível austeno-ferrítico 309, assim como suas variações (309L, 309Mo, 309LMo e outros) são os mais empregados na soldagem heterogênea dos aços baixa liga, no entanto, sua aplicação deve ser limitada a componentes que operam até 315°C, conforme recomendado na N-133 [9], em função do risco de falha por fadiga térmica, quando submetido a tensões térmicas, dada a discrepância dos coeficientes de expansão linear

Os aços baixa liga CrMo, quando soldados utilizando consumíveis inoxidáveis austeno-ferríticos, invariavelmente apresentam martensita na ZAC, ferrita e

austenita na ZF. A composição química da ZF não é totalmente homogênea, principalmente na soldagem multipasse, em função das diluições.

Na união entre materiais de estrutura cristalina CCC e CFC o mecanismo de nucleação e crescimento de grão, diferentemente da soldagem homogênea, não acontece exatamente por epitaxia, ocorrendo formação de dois tipos de contornos (Tipo I e Tipo II), descritos por Lippold e Kotecki [18] como característicos da soldagem heterogênea, conforme evidenciado na figura 2.5.

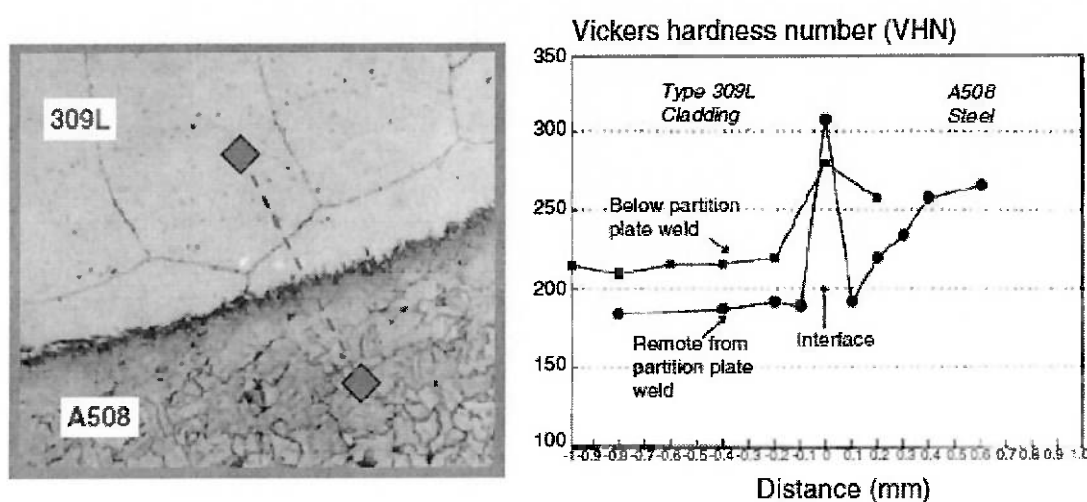


Figura 2.5: Perfil de dureza na região de transição entre os materiais A508 / AIA tipo 309L sem TTAT [19]

Nelson e colaboradores [20] propõem que quando o metal de base e o metal de adição apresentam estruturas cristalinas distintas na temperatura de solidificação, a nucleação ocorre em sítios heterogêneos no metal parcialmente fundido. O contorno de grão apresenta desorientações aleatórias entre o grão

do metal de base e os grãos do metal de solda como resultado das nucleações heterogêneas nos contornos líquidos.

A soldagem heterogênea entre materiais CCC e CFC está sujeita a dois mecanismos deletérios, conforme descrito por Lippold e Kotecki [18], correlacionados ao processo de difusão de carbono do MB para a interface da ZF, formando uma estreita região escura e proeminente de microestrutura martensítica e carbonetos precipitados junto à linha de fusão, susceptível à trinca na presença de hidrogênio, conhecido como Descolamento. O segundo mecanismo está relacionado à redução da resistência a quente na região da ZAC, junto à linha de fusão, que sofreu redução local do teor de carbono, sujeita a falhar por Fluência.

As uniões heterogêneas normalmente apresentam gradientes abruptos de dureza próximos à linha de fusão, o que inviabiliza a utilização do procedimento para serviços em meios contendo H_2S úmido. A norma PETROBRAS N-115 [22] permite valores de dureza até 200HB.

2.4.1 DIAGRAMAS CONSTITUCIONAIS

Os Diagramas Constitucionais são ferramentas desenvolvidas de forma empírica empregados na previsão da microestrutura do metal de solda assim como a possibilidade da ocorrência defeitos e fases intermetálicas. Dentre os diagramas

mais conhecidos estão o Diagrama de Schaeffler e o Diagrama WRC – 1992, o último apresenta ainda uma variação estendida.

A previsão da microestrutura da ZF baseia-se na composição química, definida através das expressões de Cromo e Níquel Equivalente (relação Cr_{eq} / Ni_{eq}), sendo empregados na projeção da soldagem dos aços inoxidáveis, juntas dissimilares e soldas heterogêneas.

2.4.2 MODO DE SOLIDIFICAÇÃO

O estudo do modo de solidificação na soldagem dos aços inoxidáveis apresenta relevante importância na previsão da microestrutura final da ZF. Através do entendimento das condições de solidificação é possível prever as transformações que ocorrem no metal de solda e os prováveis problemas de soldabilidade aos quais a ZF está sujeita no decorrer e ao término da soldagem.

O tipo de microestrutura cristalina e morfologia final da ZF estão intimamente relacionados ao tipo de fase presente no início da solidificação, sendo que as transformações posteriores ocorrem no estado sólido. Segundo Lippold e Kotecki [18], existem quatro modos de solidificação possíveis para o metal de solda inoxidável austenítico (austenita, austenita + ferrita, ferrita + austenita e ferrita), sendo que as condições de solidificação estão associadas à primeira fase a se formar quando iniciada a solidificação, conforme demonstrado no fluxo da tabela 2.6.

Tabela 2.6: Fluxo de Transformações da Zona Fundida durante o processo de solidificação dos aços inoxidáveis [18]

Solidification Type	Reaction	Microstructure
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Fully austenitic, well-defined solidification structure
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{\text{eut}} \rightarrow A + F_{\text{eut}}$	Ferrite at cell and dendrite boundaries
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{\text{peritect}} \rightarrow F + A$	Skeletal and/or lathy ferrite resulting from ferrite-to-austenite transformation
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Acicular ferrite or ferrite matrix with grain boundary austenite and Widmanstätten side plates

Diagrama Pseudo-binário de fase Fe-Cr-Ni a 70% de Ferro das Condições de Solidificação em função da relação Cr_{eq} / Ni_{eq} , conforme demonstrado da figura 2.6 [18].

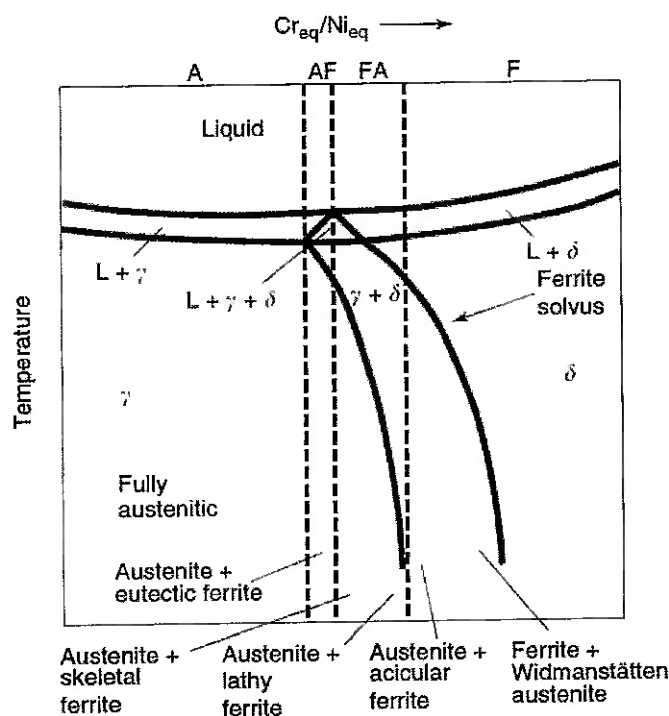


Figura 2.6: Relação entre os modos de solidificação dos AIA demonstrado através do Diagrama de Fases Pseudo-binário Fe-Cr-Ni a 70% de Ferro [18]

A solidificação do metal de solda inoxidável austenítico é regida da seguinte forma segundo o diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni a 70% de Ferro:

- Solidificação como austenita primária
 - Microestrutura totalmente austenítica – tipo A
 - Austenita com ferrita eutética ao longo do grão – tipo AF
- Solidificação como ferrita primária
 - Ferrita vermicular – tipo FA
 - Ferrita de morfologia fina e comprida – tipo FA
 - Ferrita acicular e austenita – tipo F
 - Austenita de Widmanstätten em matriz ferrítica – tipo F

As figuras 2.7, 2.8 e 2.9 a seguir, reproduzem os modos de solidificação dos AIA

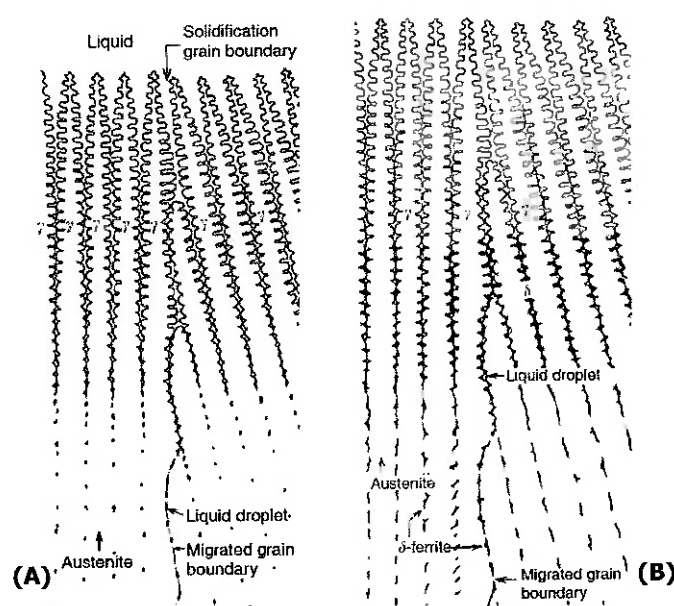


Figura 2.7: Modos de solidificação tipo A e AF: (A) Microestrutura totalmente austenítica – A; (B) Austenita com ferrita eutética ao longo do grão – AF [23]

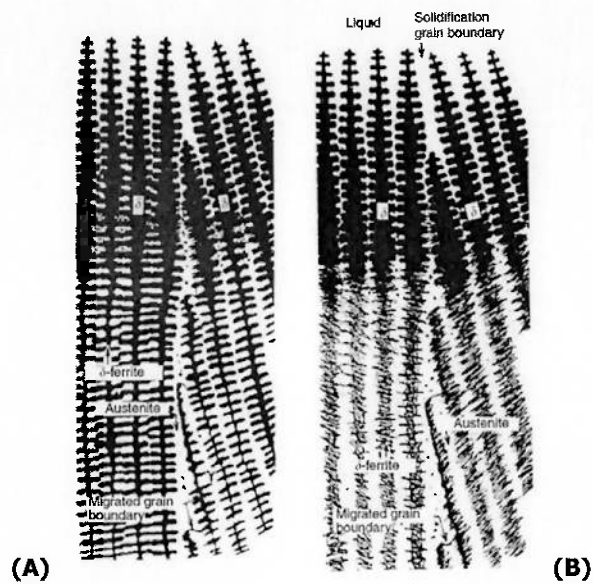


Figura 2.8: Modo de solidificação tipo FA: (A) Ferrita vermicular; (B) Ferrita fina e comprida [23]

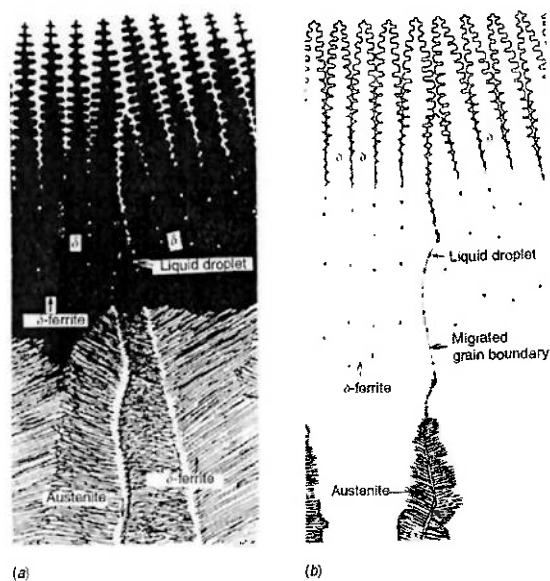


Figura 2.9: Modo de solidificação tipo F: (A) Ferrita acicular; (B) Ferrita e austenita de Widmanstätten [23]

Conhecer previamente o modo de solidificação na soldagem de AIA, juntas dissimilares e soldas heterogêneas, possibilita antever prováveis problemas

relacionados à soldabilidade destas juntas quando se utiliza metal de adição inoxidável austenítico. Também se torna possível determinar o metal de adição e os parâmetros de soldagem mais adequados para a operação.

Como descrito anteriormente, os diagramas constitucionais são ferramentas desenvolvidas com a finalidade de promover o conhecimento prévio do modo de solidificação, possíveis descontinuidades metalúrgicas e fragilizações resultantes da microestrutura da ZF em função da relação Cr_{eq} / Ni_{eq} . Os diagramas mais empregados são o Schaeffler e o WRC-1992 para previsão dos seguintes problemas de soldabilidade:

- Trinca a Quente
 - Trinca de Solidificação – ZF;
 - Trinca de Liqueção – ZAC e ZF (soldagem multipasse);
 - Trinca por Queda de Dutilidade;
- Formação de fases intermetálicas fragilizantes em temperaturas intermediárias (Sigma);
- Trinca a Frio
 - Trinca Induzida pelo Hidrogênio – MB.

2.4.2.1 DIAGRAMA DE SCHAEFFLER

Relatado por Brandi [21], Anton Schaeffler, no final da década de 40, desenvolveu um diagrama que correlaciona a composição química dos aços

inoxidáveis à microestrutura cristalina obtida na ZF. O diagrama é composto por três campos de microestruturas distintas, austenítico, martensítico e ferrítico, que apresentam relações mútuas entre duas e três fases em determinadas regiões do diagrama, conforme demonstrado nas figuras 2.10 e 2.11.

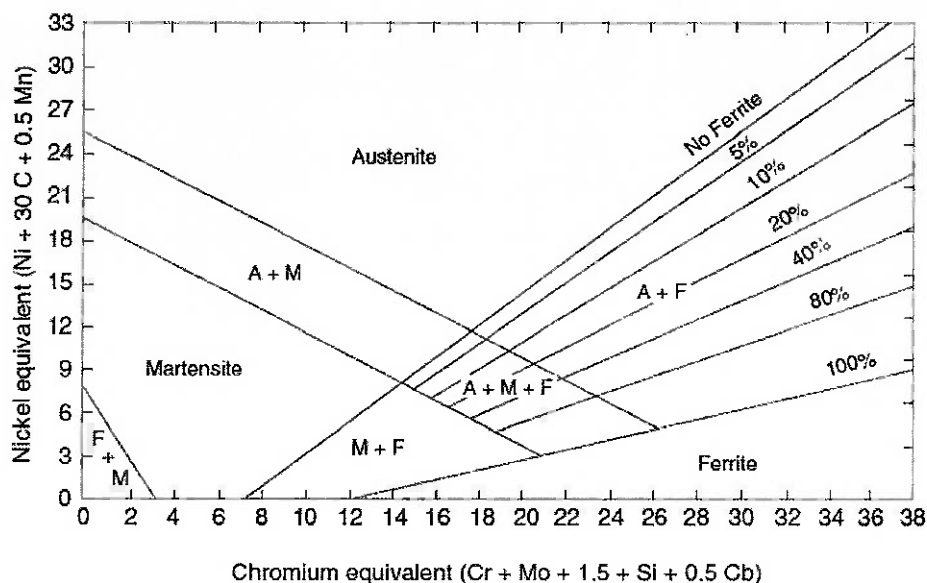


Figura 2.10: Diagrama de Schaeffler de 1949 [24]

O diagrama foi delimitado em quatro regiões segundo a composição química, com características metalúrgicas e problemas de soldabilidade distintos, coexistindo uma quinta região apresentando valores de Cr_{eq} entre 19 e 21 e Ni_{eq} entre 10 e 12, isenta de problemas.

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura da ZF e, conseqüentemente, os possíveis problemas de soldagem relacionados às regiões demarcadas, conforme discriminado a seguir:

- Campo 1 – Trinca de Solidificação e Liquação;
- Campo 2 – Precipitação de Fase Intermetálica 450° e 900°C;
- Campo 3 – Crescimento de Grão;
- Campo 4 – Trinca a Frio induzida pelo Hidrogênio.

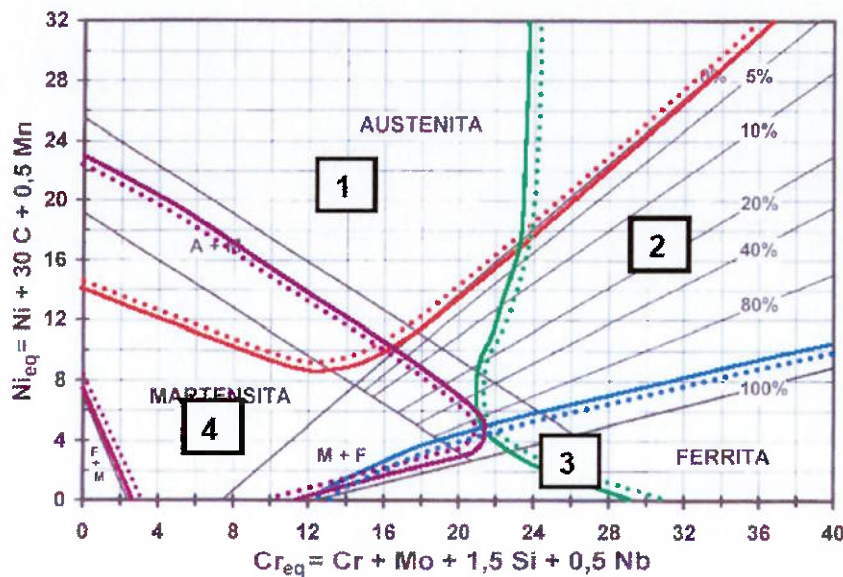


Figura 2.11: Diagrama de Schaeffler com as regiões susceptíveis a defeitos ou fragilizações delimitadas: (1) Trinca de solidificação; (2) Precipitação de fase sigma; (3) Crescimento de grão; (4) Trinca a frio induzida por hidrogênio [25]

2.4.2.2 DIAGRAMA WRC – 1992

Segundo relato de Lippold e Kotecki [18], em meados da década de 80, o Subcomitê de desenvolvimento de soldagem de aços inoxidáveis propôs a revisão dos diagramas de Schaeffler e DeLong, visando aumentar a precisão dos diagramas constitucionais na previsão do percentual de ferrita presente na ZF de aços inoxidáveis. Em 1988, Siewert e colaboradores propuseram um

diagrama onde a faixa de composição de ferrita variava entre 0 a 100 NF (número de ferrita).

Em 1992, de acordo com Lippold e Kotecki [18], Kotecki e Siewert [26], propuseram a inclusão do elemento cobre na equação do Ni_{eq} do diagrama WRC – 1988, conforme demonstrado no diagrama da figura 2.12.

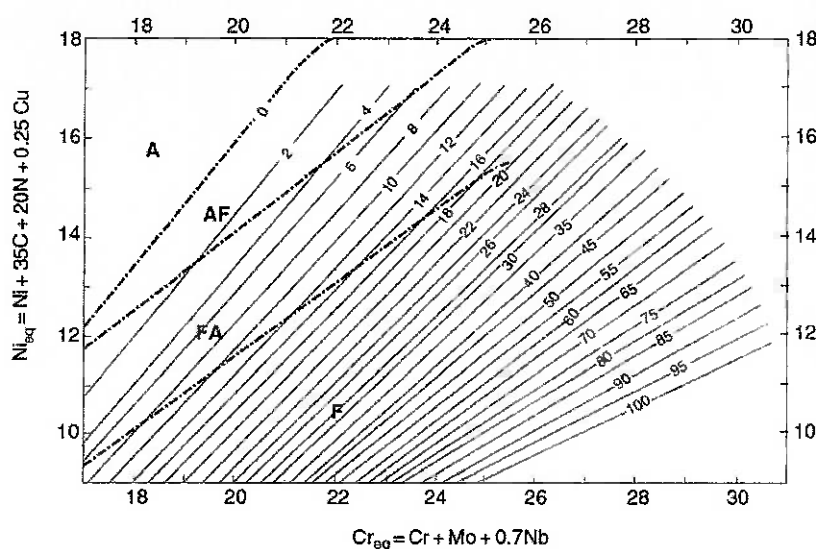


Figura 2.12: Diagrama WRC-1992 [26]

Nos dias de hoje o diagrama WRC 1992 é uma ferramenta que permite avaliar a microestrutura cristalina da ZF com grande confiabilidade, na previsão da susceptibilidade da ocorrência de trincas a quente em aços inoxidáveis austeníticos e duplex, assim como o cálculo de diluição. Este diagrama, em virtude da ampla aceitação, vem sendo inserido em alguns códigos e normas internacionais e apresenta ainda uma versão estendida que facilita a

compilação de dados. Relações entre Cr_{eq} / Ni_{eq} de 1,5 a 2, para modo de solidificação FA, a

Osusceptibilidade a trincas de solidificação e liquação é muito reduzida, conforme demonstrado na figura 2.13.

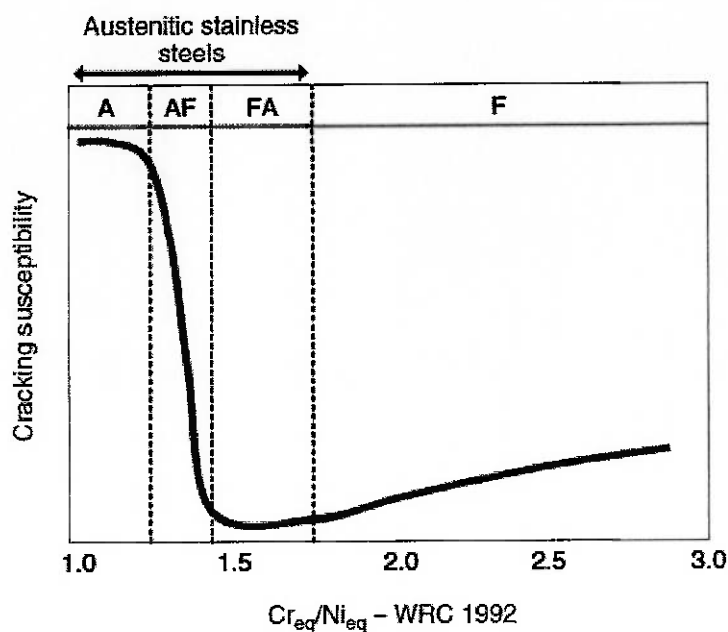


Figura 2.13: Susceptibilidade a trincas de solidificação em função da composição baseado nos registros de Varestraint [18]

Na presença dos elementos Fósforo (P) e Enxofre (S), para relações de Cr_{eq} / Ni_{eq} superiores a 1,5 e modo de solidificação a partir de ferrita primária (FA e F), a probabilidade da ocorrência de trincas de solidificação e liquação é praticamente zero, conforme demonstrado na figura 2.14.

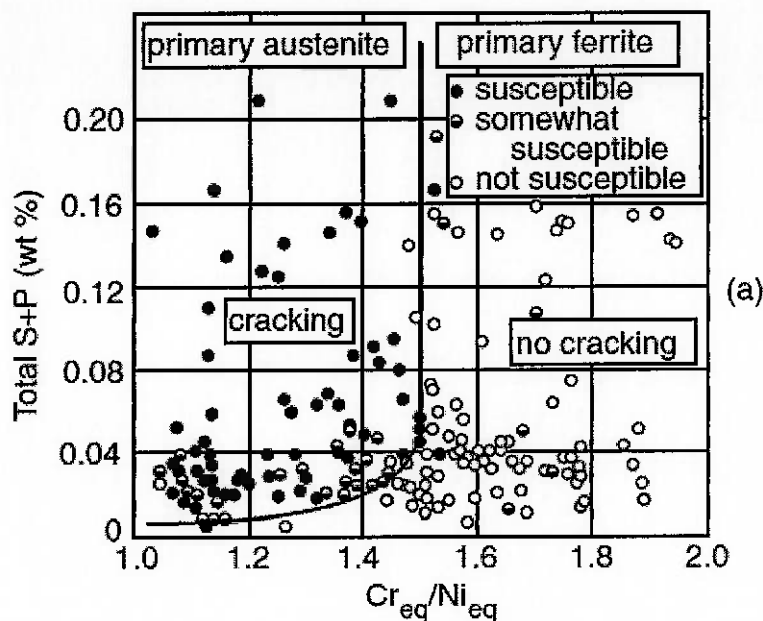


Figura 2.14: Susceptibilidade à trinca de solidificação nos aços inoxidáveis austeníticos em função da presença de S e P [28]

2.4.3 PROBLEMAS METALÚRGICOS ASSOCIADOS AO METAL DE SOLDA AUSTENO-FERRÍTICO NA SOLDAGEM HETEROGÊNEA

Alguns metais de adição enquadrados como aços inoxidáveis austeníticos tais como 308, 312, 309 e sua família, são também caracterizados como austeno-ferríticos, em virtude da fase ferrita presente nestes consumíveis. Apesar de não serem considerados aços duplex, apresentam algumas características destes aços. Independente do enquadramento é possível afirmar que a ZF formada pela deposição dos metais de adição mencionados, apresentam conteúdo de ferrita variando de 3 a 20% e isto fica evidenciado quando os respectivos Cr_{eq} e Ni_{eq} são plotados nos diagramas constitucionais (Schaeffler e WRC-1992).

Com base nesta constatação é possível afirmar que a ZF produzida por metais de adição austeno-ferríticos tendem a apresentar modo de solidificação FA (Ferrita + Austenita), formada a partir de ferrita primária com elevada resistência à trinca de solidificação e liquação. Entretanto, estão susceptíveis tanto às precipitações de fases intermetálicas características dos AIA como dos AID, o segundo em menor proporção, em uma faixa de temperatura compreendida entre 300° e 950°C.

Segundo Castro e Cadenet [29] e Lippold e Kotecki [18], a precipitação de fases intermetálicas, assim como óxidos, carbonetos, nitretos e carbonitretos, causam fragilizações nestes materiais, observando-se significativa redução da ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão a temperaturas intermediária e ambiente.

2.4.3.1 FORMAÇÃO DE SEGUNDAS FASES NO METAL DE SOLDA AUSTENO-FERRÍTICO

A ZF dos aços inoxidáveis austeníticos, assim como a dos aços duplex, estão sujeitas a uma série de reações de precipitação envolvendo carbonetos, nitretos, e fases intermetálicas ricas em Cr e Mo, conforme demonstrado por Lippold e Kotecki [18] respectivamente nas tabelas 2.7 e figura 2.15. Estas reações podem ocorrer durante o ciclo de soldagem e/ou operação.

Nos casos em que as soldas são executadas em um único passe, como o tempo de permanência nas temperaturas críticas de ocorrência de precipitações é muito reduzido, em virtude das altas taxas de resfriamento, a formação de segundas fases na ZF é minimizada. Entretanto, segundo Lippold e Kotecki [18] estas reações de precipitação são intensas na soldagem multipasse, apresentando como implicações a redução da ductilidade e tenacidade da ZF.

Tabela 2.7: Precipitados formados nos aços inoxidáveis austeníticos [18]

Precipitate	Crystal Structure	Lattice Parameters (nm)	Stoichiometry
MC	FCC	$a = 0.424\text{--}0.447$	TiC, NbC
M_6C	Diamond cubic	$a = 1.062\text{--}1.128$	$(FeCr)_3Mo_3C$, Fe_3Nb_3C , Mo_3SiC
$M_{23}C_6$	FCC	$a = 1.057\text{--}1.068$	$(Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$
NbN	FCC	$a = 0.440$	NbN
Z phase	Tetragonal	$a = 0.307$, $c = 0.7391$	CrNbN
Sigma phase	Tetragonal	$a = 0.880$, $c = 0.454$	Fe-Ni-Cr-Mo
Laves phase (η)	Hexagonal	$a = 0.473$, $c = 0.772$	Fe_2Mo , Fe_2Nb
Chi phase (χ)	BCC	$a = 0.8807\text{--}0.8878$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$
G phase	FCC	$a = 1.12$	$Ni_{16}Nb_6Si_7$, $Ni_{16}Ti_6Si_7$
R	Hexagonal	$a = 1.0903$, $c = 1.9342$	Mo-Co-Cr
	Rhombohedral	$a = 0.9011$ $\alpha = 74^\circ 27.5'$	Mo-Co-Cr
ϵ Nitride (Cr_2N)	Hexagonal	$a = 0.480$, $c = 0.447$	Cr_2N
Ni_3Ti	Hexagonal	$a = 0.9654$, $c = 1.5683$	Ni_3Ti
$Ni_3(Al,Ti)$	FCC	$a = 0.681$	Ni_3Al

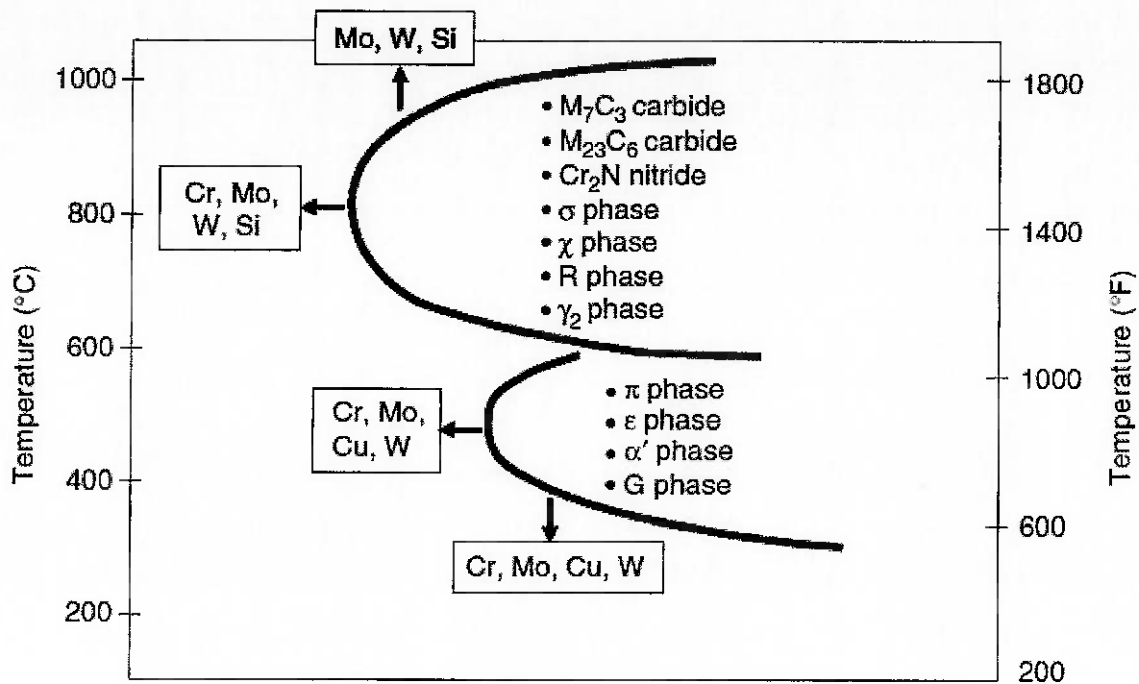


Figura 2.15: Precipitados formados aços inoxidáveis duplex [27]

Conforme mencionado anterior, os aços inoxidáveis austeno-ferríticos, devido à ferrita presente em seu depósito, pode apresentar reações de precipitação tanto dos AIA quanto dos AID (em menor proporção), por apresentar características comuns aos dois materiais. A adição de Mo amplia a quantidade de possíveis reações, descritas a seguir:

- Carbonetos ricos em Cr – $M_{23}C_6$;
- Nitretos ricos em Cr (ϵ) – Cr_2N ;
- Fases Intermetálicas de alto Cr – nucleação preferencial a partir da ferrita;
 - Fase Sigma (σ) – Fe-Ni-Cr-Mo;
 - Fase Chi (χ) – $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$.

2.4.3.1.1 SENSITIZAÇÃO

O Instituto Brasileiro de Petróleo – IBP [30] define Sensitização como o fenômeno que ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos, devido à precipitação de carboneto de cromo complexo nos contornos de grão quando expostos a faixa de temperaturas entre 340° e 900°C. As regiões adjacentes ao longo do contorno de grão apresentam-se empobrecidas em Cr, tornando-as susceptíveis a corrosão intergranular para percentuais de cromo menores que 12%. A figura 2.16 mostra esquematicamente o mecanismo de sensitização.

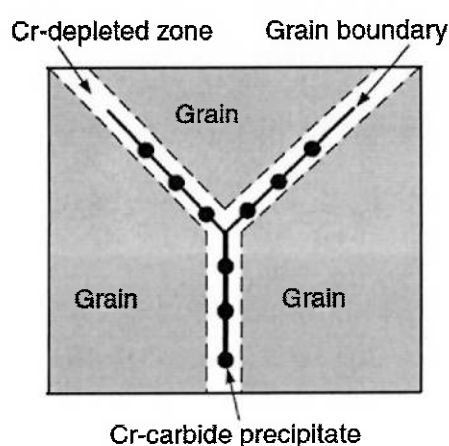


Figura 2.16: Ilustração esquemática dos precipitados nos contornos de grão do aço inoxidável austenítico sensitizado [31]

Os principais carbonetos que podem se formar nos aços inoxidáveis austeníticos ($M_{23}C_6$, MC, M_7C_3 e M_6C).

Brandi [21] descreve que o fenômeno se pronuncia de forma crítica na ZAC dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos. Lippold e Kotecki [18] associam

também os aços inoxidáveis duplex e afirmam que estão sujeitos à sensitização quando expostos a ciclos térmicos de soldagem e operação na faixa entre 400° e 800°C.

Analisando a figura 2.17, modificada por Sindo Kou [31], é possível, analogamente, associá-la a uma soldagem multipasse, onde a sequência de deposição sempre causa sensitização na região da ZF reauecida na faixa de precipitação do carbeto de cromo (~370/400° a 800°C).

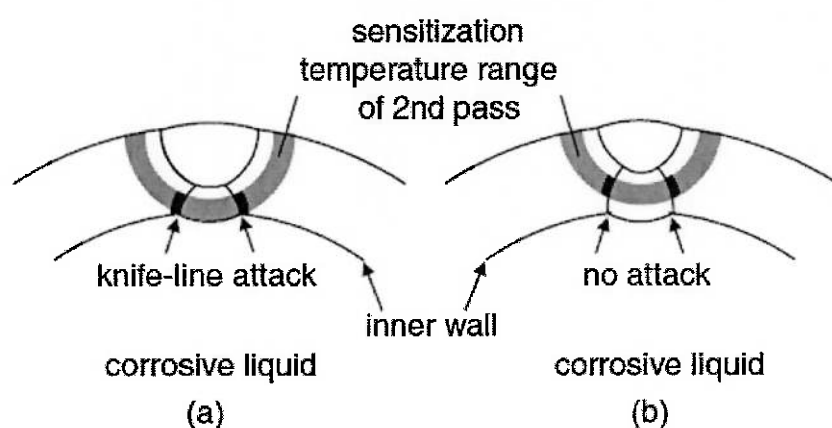


Figura 2.17: Ilustração demonstrando as regiões sensitizadas proveniente do reauecimento gerado pelo passe de cobertura. [31]

O uso de metais de adição com baixos teores de Carbono reduz o conteúdo de precipitação, em virtude da menor disponibilidade de C na matriz. A figura 2.18 demonstra a variação no tempo de precipitação de $M_{23}C_6$ em função do teor de carbono. Contudo, um percentual maior de Cr fica disponível na matriz em solução sólida sujeito a precipitar como fase sigma (Fe-Cr / Fe-Cr-Mo).

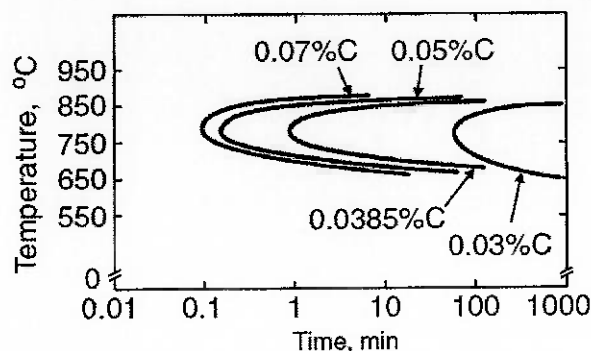


Figura 2.18: Efeito do percentual de carbono na velocidade de precipitação de Cr_{23}C_6 no aço inoxidável austenítico tipo 304 [32]

O diagrama pseudo-binário do aço inox 304, possibilita compreender o mecanismo de precipitação, onde, abaixo da linha solvus, a austenita não consegue manter em solução sólida todo carbono contido na liga. O carbono por ser um elemento intersticial tem sua difusão facilitada e, normalmente, é a primeira fase que precipita nos AIA.

2.4.3.1.2 FASE SIGMA (σ)

O API 571 [33] descreve Fase Sigma (σ) como um fenômeno de formação de fase metalúrgica, que pode promover redução da ductilidade e tenacidade em aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex, como resultado da exposição à faixa de temperaturas entre 538° e 954°C, podendo variar de acordo com a composição da liga. Lippold e Kotecki [18] demonstram através da figura 2.19, que a presença de percentuais muito pequenos de sigma, representam

elevadas reduções nos valores de energia absorvida no ensaio de Charpy, indicando a necessidade de maior controle do conteúdo de ferrita na ZF.

A precipitação de fase sigma ocorre preferencialmente a partir da decomposição ferrita, com elevada cinética de precipitação, especialmente em metais de base ou metal de solda contendo entre 10 e 40% de ferrita, onde os teores de Cr e Mo são mais altos (19 a 20% Cr) ou para AIA de baixo carbono que mantém mais cromo em solução sólida. Para teores de cromo inferiores a 16% não há formação de sigma.

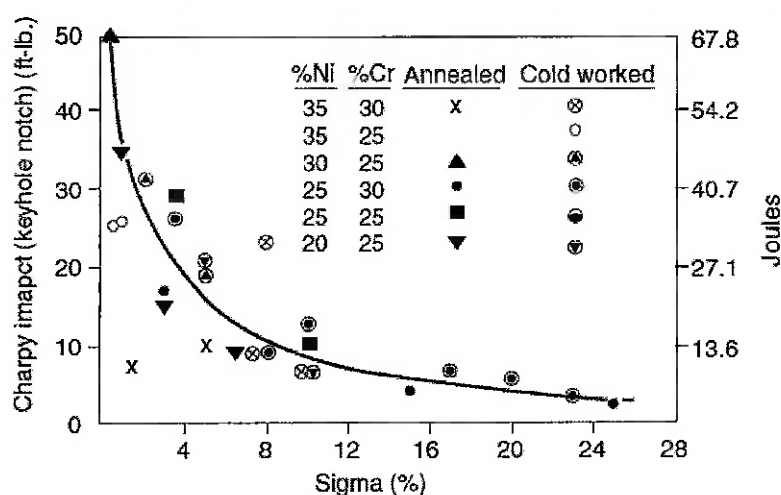


Figura 2.19: Efeitos do percentual de fase sigma na resistência ao impacto à temperatura ambiente [34]

Nos AIA o mecanismo de precipitação de fase sigma também depende da composição química, sendo geralmente precedida pela formação de $M_{23}C_6 + \gamma$ e finalizada pela reação eutetóide de decomposição da ferrita em sigma + γ . Os

AIA apresentam cinética de precipitação mais lenta, conforme sugerido por Durand-Charre [35].

Segundo Ramirez [36], a fase sigma apresenta-se nos AIA e AID como um composto de FeCr, porém dependendo dos elementos de liga presentes no MB ou ZF, podem formar-se compostos com proporções de outros elementos, como exemplo, a formação de FeCrMo ou FeCrNiMo, conforme demonstrado na tabela 2.8.

Segundo Lippold e Kotecki [18], na soldagem multipasse a ZF é submetida a constantes reaquescimentos, expondo a região na faixa de temperaturas de precipitação de sigma, assim como outras fases intermetálicas deletérias. O aporte térmico e a temperatura de interpasse dos AIA com adição de Mo também devem ser controlados afim de evitar a formação de fase sigma e chi na ZF.

Segundo Lippold e Kotecki [18], na soldagem multipasse a ZF é submetida a constantes reaquescimentos, expondo a região na faixa de temperaturas de precipitação de sigma, assim como outras fases intermetálicas deletérias. O aporte térmico e a temperatura de interpasse dos AIA com adição de Mo também devem ser controlados afim de evitar a formação de fase sigma e chi na ZF.

Como mencionado anteriormente, o metal de adição tipo 309 apresenta microestrutura austeno-ferrítica, mostrando-se mais sensível à formação de sigma devido à presença de ferrita rica em Cr (23 a 25%), conforme proposto por Lancaster [37].

Tabela 2.8: Efeito dos elementos de liga na precipitação da fase sigma [36]

Elemento	Efeito na cinética de precipitação	Efeito na quantidade e precipitada	Efeito na faixa de temperatura de precipitação*	Mecanismo de influência na cinética
Cromo	acelera	aumenta	-	-
Molibdênio	acelera	aumenta	temp. maiores	-
Níquel	acelera	diminui	-	Diminui a fração de α , com o que esta fase fica mais rica em Cr e Mo.
Silício	acelera	-	temp. menores	-
Tungstênio	acelera	-	temp. menores e maiores	-
Vanádio	acelera	-	-	-
Titânio	acelera	-	-	-
Nióbio	acelera	-	temp. menores e maiores	-
Manganês	acelera	-	-	-
Cobre	retarda	-	-	-
Nitrogênio	acelera retarda	diminui	-	Diminui a fração de α , com o que esta fase fica mais rica em Cr e Mo. Mas, para uma fração constante de α , ao aumentar o N, o Ni pode ser reduzido. Com isto a precipitação da σ é retardada.
Carbono	retarda	-	-	A precipitação de carbonetos ricos em Cr nas interfaces α/γ , pode retardar a precipitação da σ . Mas por um outro lado estes carbonetos podem ir a participar na nucleação da σ .

2.4.3.1.3 FASE CHI (X)

Segundo Lippold e Kotecki [18], a fase chi apresenta estrutura cristalina CCC, rica em molibdênio, formada por um composto complexo com as seguintes proporções: $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$.

A fase Chi (X) é encontrada nos AID e AIA com adições de Mo, após curtos períodos de exposição a temperaturas superiores a 650°C . Apresenta efeito deletério similar à fase sigma.

Para teores de Mo superiores a 4%, a segregação de molibdênio é elevada, resultando na formação de fase sigma e chi em aços ou depósitos ricos em ferrita quando expostos a altas temperaturas. A tabela 2.9 apresenta a composição do precipitado de fase chi na ZF do AIA tipo 316 contendo 2,5% de Mo, percentual de Mo equivalente ao 309LMO.

A energia de soldagem e a temperatura de interpasse na soldagem multipasse dos AIA com adição de Mo, devem ser controlados para evitar a formação de chi na ZF.

Tabela 2.9: Composição das fases para o aço inox austenítico tipo 316

Fase	Composição (% Massa)			
	Cr	Ni	Mo	Fe
Carboneto	65	1	5	25
Sigma	28	4	8	58
Chi	23	4	13	57

3. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Verificar a efetividade das técnicas de deposição controlada no refino de grão das RGG da ZAC em uma solda multipasse.
- Estudar o efeito das ZFL e do tamanho de grão sobre os resultados de energia absorvida no ensaio de impacto na ZAC.
- Determinar a influência da região de carbono migrado na ZF junto à linha de fusão e da região da ZAC empobrecida de carbono sobre os valores de dureza na soldagem heterogênea.
- Estudar os efeitos das velocidades de resfriamento sobre o modo de solidificação dos AIA, correlacionando-os aos processos de soldagem empregados no experimento.
- Determinar o grau de precipitação de carbonetos e fases intermetálicas (σ e χ) na soldagem multipasse, estabelecendo relação com os resultados do ensaio de impacto na ZF.

4. MATERIAIS E MÉTODOS.

Para realização deste trabalho foram propostos três procedimentos de soldagem multipasse, onde o primeiro foi realizado através do método de deposição convencional e os demais foram executados utilizando técnicas de deposição controlada, dupla camada para o segundo e passe de revenimento final para o terceiro procedimento, visando comparar os resultados de refino de grão obtidos nas ZACs dos três Corpos de Teste.

- CP01 – deposição convencional;
- CP02 – deposição controlada – técnica da dupla camada;
- CP03 – deposição convencional + passe de revenimento final.

Paralelamente, foi selecionado o metal de adição para os processos TIG e ER através dos diagramas constitucionais Schaeffler e WRC-1992, objetivando minimizar a susceptibilidade a descontinuidades metalúrgicas e fases fragilizantes, assim como produzir ZFs não temperáveis, tendo em vista suprimir o Tratamento Térmico de Alívio de Tensões, procedimento obrigatório para uniões de topo entre componentes do metal de base empregado.

4.1 MATERIAIS

A liga utilizada para fabricação dos corpos de prova, assim como o metal de adição selecionado para o procedimento de soldagem são os seguintes:

- MB – aço baixa liga CrMo, especificação SA-335 Grau P5 na forma de tubo sem costura 12,7mm de espessura e 10 polegadas de diâmetro;
- Metal de Adição
 - Forma – vareta / especificação – AWS A5.9 / classificação – ER309LMo / diâmetro – 3,25mm / marca comercial – Weld-inox;
 - Forma – eletrodo revestido / especificação – AWS A5.4 / classificação – E309LMo-16 / diâmetro – 3,25mm / marca comercial – Weld-inox.

4.1.1 METAL DE BASE

A análise química do metal de base foi realizada pelo método de Espectrometria de Emissão Óptica conforme norma ASTM A751 [38]. A tabela 4.1 apresenta os elementos presentes no MB.

Tabela 4.1: Composição química dos materiais utilizados (%)

Elementos	Símbolo	% em peso
Carbono	C	0,081
Manganês	Mn	0,383
Silício	Si	0,356
Fósforo	P	0,009
Enxofre	S	0,003
Cromo	Cr	4,660
Níquel	Ni	0,101
Molibdênio	Mo	0,478
Alumínio	Al	0,015
Cobre	Cu	0,145
Titânio	Ti	0,003
Vanádio	V	0,021
Nióbio	Nb	0,005

4.1.2 METAL DE ADIÇÃO

A análise química da zona fundida foi realizada pelo método de Espectrometria de Emissão Óptica conforme norma ASTM A751 [38]. A tabela 4.2 apresenta os elementos presentes na ZF.

Tabela 4.2: Composição química dos consumíveis de soldagem utilizados (%)

	C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	P	S	Cu	Nº Ferrita
TIG	0,02	1,89	23,35	0,42	2,47	12,80	0,02	0,02	0,09	26
ER	0,04	1,03	22,86	1,00	2,11	12,38	0,02	0,02	0,17	24

4.1.2.1 SELEÇÃO DO METAL DE ADIÇÃO ATRAVÉS DOS DIAGRAMAS CONSTITUCIONAIS SCHAEFFLER E WRC-1992

O metal de adição foi selecionado através dos diagramas constitucionais Schaeffler e WRC-1992 conforme figuras 4.1 e 4.2, tabelas 4.3 e 4.4.

Tabela 4.3: Resultados de Cr_{eq} e Ni_{eq} para determinação da posição no Diagrama de Schaeffler

TIG	Metal de Adição		Metal de Base		Diluição 20%
	Creq	Nieq	Creq	Nieq	
	26,5	14,4	5,7	2,7	
ER	Metal de Adição		Metal de Base		Diluição 30%
	Creq	Nieq	Creq	Nieq	
	26,5	14,1	5,7	2,7	

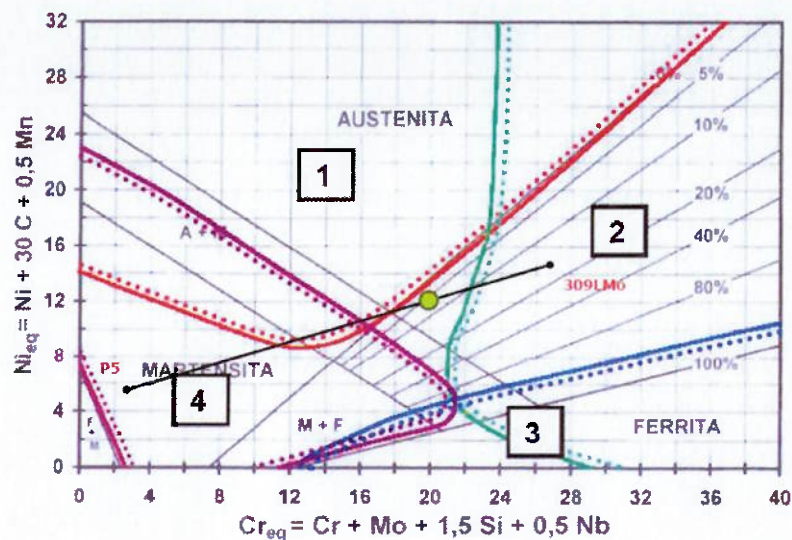


Figura 4.1: Uso do Diagrama de Schaeffler para prever o constituinte da ZF

Tabela 4.4: Resultados de Cr_{eq} e Ni_{eq} para determinação da posição no Diagrama WRC – 1992

TIG	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Diluição 20%	Relação Cr_{eq}/Ni_{eq}
	21,7	11,4		1,9
ER	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Diluição 30%	Relação Cr_{eq}/Ni_{eq}
	19,0	10,6		1,8

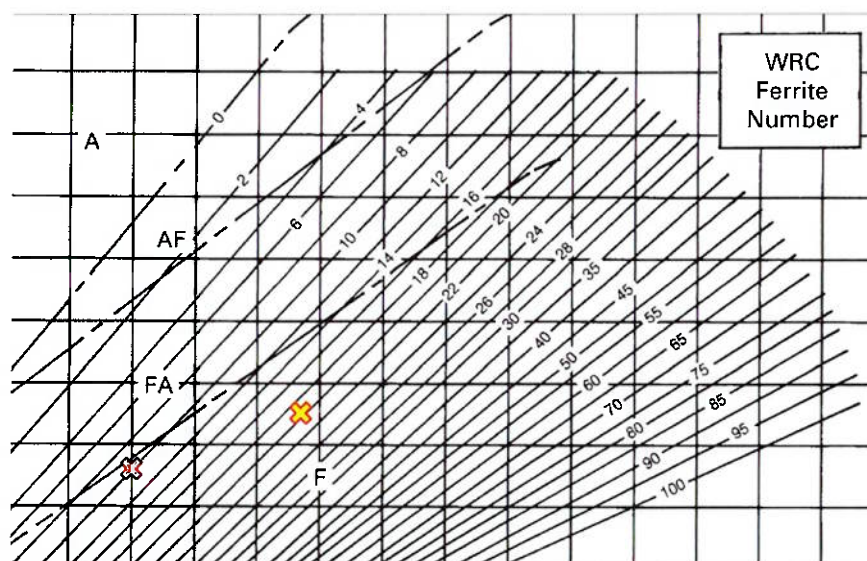


Figura 4.2: Uso do diagrama WRC-1992 para prever o modo de solidificação

4.2 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

A definição dos parâmetros de soldagem foi idealizada de forma a promover o máximo refino de grão da região supercrítica da ZAC, gerada pelo ciclo térmico do passe anterior em uma solda multipasse, conforme previsto na tabela 4.5.

A configuração de junta definida para o experimento foi a tipo "V", em tubo de 10 polegadas de diâmetro e 12,7mm de espessura. A soldagem foi executada utilizando-se dois processos, TIG na raiz e reforço da raiz e ER nos passes de enchimento e acabamento.

A sequência de soldagem foi definida para cada método de deposição, convencional, dupla camada, convencional + passe de revenimento, visando promover refino de grão máximo.

Tabela 4.5: Parâmetros de soldagem utilizados no experimento

Processo	GTAW	SMAW
Tensão	12 - 14 V	27 - 31 V
Tipo de corrente	CCPD	CCPI
Intensidade de corrente	120 - 170 A	95 - 125 A
Velocidade de soldagem	60 - 90 mm/min	180 - 230 mm/min
Energia de soldagem	0,5 - 1,0 KJ/mm	0,7 - 1,0 KJ/mm
Gás de proteção	Ar - 14 l/min	Não aplicado
Gás de purga	Ar - 18 l/min	Não aplicado
Temperatura de pré-aquecimento	150 - 170 °C	160 - 170 °C
Temperatura de interpasse	200 °C	200 °C
Posição de soldagem	Horizontal	Horizontal

4.3 DETERMINAÇÃO DAS REGIÕES CRÍTICAS DA ZAC

A previsão dos ciclos térmicos de soldagem neste trabalho visa determinar as regiões de refino de grão, assim como as Zonas Frágeis Localizadas (ZFL) na região da ZAC.

Inicialmente, a identificação das regiões mencionadas foi realizada através da determinação da extensão da ZAC calculada teoricamente para os $T_{\max}$ de 700°, 900° e 1200°C, medidos a partir da linha de fusão dos passes de solda, foram determinadas as regiões de refinamento de grão e ZFL no MB. A partir deste mapeamento é possível quantificar teoricamente a fração quadrada das ZFL e correlacioná-las aos resultados de Charpy.

4.3.1 DETERMINAÇÃO DA ZAC TEÓRICA

O comprimento da ZAC foi estimado a partir da equação (4.1):

$$\text{Equação (4.1)} \quad \frac{1}{T_p - T_o} = \frac{\sqrt{2\pi e} \rho Chy}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_o} \quad (1)$$

Onde:

T_p Temperatura na região adjacente à zona de ligação que provoque alteração metalúrgica na região descrita, °C;

- T_o Temperatura de pré-aquecimento, °C;
- T_m Temperatura de fusão do metal, °C;
- e 2,718, base do logaritmo natural;
- ρ Densidade do material;
- C Calor específico do material;
- ρC 0,0044J/mm³
- h Espessura a ser soldada, mm;
- y Extensão da Zona Termicamente Afetada, mm;
- H_{net} Energia de soldagem, J/mm.

4.3.2 DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS T_{MAX}

O MB adotado apresenta em seu Diagrama de Tempo-Temperatura-Transformação – TTT dois pontos importantes, referentes à temperatura de recristalização (A_3) e à temperatura do cotovelo de mudança da fase no estado sólido, respectivamente 900° e 750°C, conforme demonstrado na figura 4.3.

Na soldagem multipasse, algumas áreas da Região de Grãos Grosseiros da ZAC ao serem reaquecidas pelo passe subsequente, são submetidas a temperaturas acima de A_3 para uma faixa entre 1200° e 900°C, onde ocorre refino dos grãos, porém, outras áreas da mesma RGG são reaquecidas inter e subcriticamente a temperaturas inferiores a 900° até 700°C, apresentando as ZFL, responsáveis pela redução de ductilidade nestas pequenas áreas.

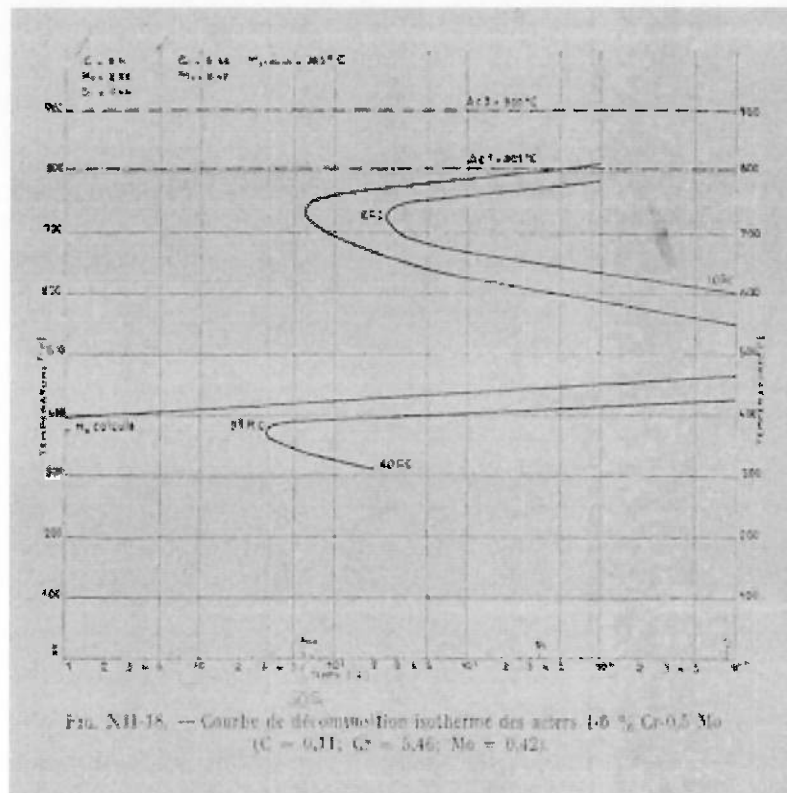


Figura 4.3: Diagrama de Tempo-Temperatura-Transformação para os aços baixa liga 5Cr-0,5Mo [39]

4.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As técnicas empregadas para análise das microestruturas obtidas serão descritas a seguir.

4.4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

A remoção inicial a partir dos tubos foi executada através de discos de corte abrasivo conforme indicado nos corpos de teste 1, 2 e 3.

4.4.2 MEDIDA DA FRAÇÃO DE FERRITA COM O FERRITOSCÓPIO

A técnica foi utilizada para determinação da fração de ferrita da ZF na região da raiz e do acabamento das soldas dos CPs embutidos para microscopia ótica.

O equipamento utilizado foi o ferritoscópio FISCHER MP30, com a sonda EGAB1.3-FE, calibrado para medidas de fração volumétrica entre 0,1 e 80% de ferrita.

4.4.3 PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA MICROSCOPIA ÓTICA

Os CP utilizados na análise metalográfica foram inicialmente embutidos em uma resina transparente e, posteriormente, passaram pelas etapas de lixamento e polimento com pastas de diamante, com granulometrias na sequência decrescente. Finalizada a etapa de preparação, foi utilizado como reagente para o ataque da microestrutura o Ácido Crômico para a ZF de aço inoxidável austenítico e Nital 2% para o MB e ZAC.

Para aplicação da prática A da norma ASTM designação A262 – 10 [40], foi utilizado como reagente para o ataque eletrolítico da microestrutura uma solução de Ácido Oxálico 10% e submetidos à tensão de 5 V durante 2,5 minutos.

4.4.4 METALOGRAFIA QUANTITATIVA

A análise da microestrutura dos três CPs foi realizada sobre a seção ao longo da espessura no sentido longitudinal do tubo.

4.4.4.1 TAMANHO DE GRÃO

O método utilizado para determinação do tamanho de grão da ZAC foi o definido pela norma ASTM E112 [41], onde o tamanho de grão é estimado por comparação através de padrões superpostos à região de interesse, dispostos em uma lente acoplada ao microscópio ótico.

4.4.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA

A decisão pela utilização da microscopia eletrônica para observação da ZF dos CPs foi atribuída aos grandes aumentos necessários para identificação das fases precipitadas durante os ciclos térmicos de soldagem e processo de sensitização dos CPs.

4.4.5.1 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

Para o processo de avaliação das fases, foram utilizados os seguintes equipamentos:

- 1) Microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI – modelo Quanta 600, tensão 12kV;
- 2) Analisador de dispersão de energia de RX (EDS) Oxford – modelo INCA-350.

O equipamento foi utilizado na identificação das fases presentes na microestrutura da ZF dos CP nas condições como soldado e sensitizado a 400°C por 120 horas.

O ataque utilizado para revelar a microestrutura no MEV foi Hidróxido de Potássio 10N (596g de KOH em 1000 ml de água destilada).

4.4.5.1.1 FRAÇÃO DE ÁREA QUADRADA DAS FASES

A fração de área das fases γ , δ e precipitados, foi determinada para as regiões da raiz e enchimento dos CPs como soldado e sensitizado, através de um programa computacional gerenciado pelo equipamento, o qual distingue os compostos por cores, determinando o percentual de cada composto presente na região observada.

4.5 ENSAIOS DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO

Os ensaios de desempenho têm por objetivo atestar a sanidade e continuidade mecânica das juntas soldadas através dos ensaios mecânicos.

Neste trabalho foram realizados alguns ensaios que visam avaliar as propriedades mecânicas obtidas na ZAC e ZF (dutilidade, tenacidade, resistência mecânica) e resistência à corrosão da ZF.

4.5.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

A remoção e a fabricação dos corpos de prova para o ensaio de tração foi realizada conforme definido nas figuras 4.4 e 4.5 determinadas no QW-462.1(b) e QW-463.1(d) do código ASME Seção IX [14]. O critério de aceitação para aprovação dos CP é estabelecido no Artigo 1 da mesma seção.

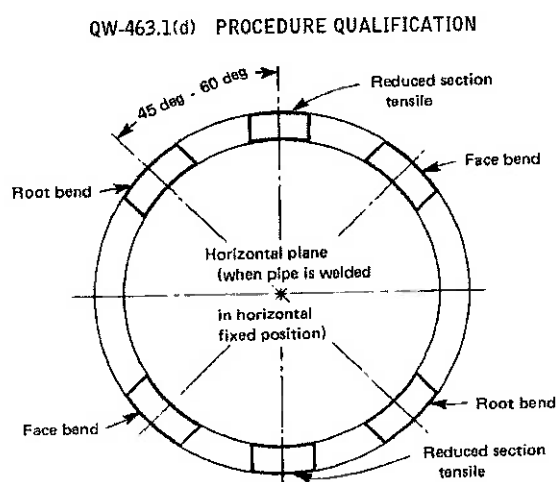


Figura 4.4: Definição dos locais de remoção dos CP para ensaio de tração conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX [14]

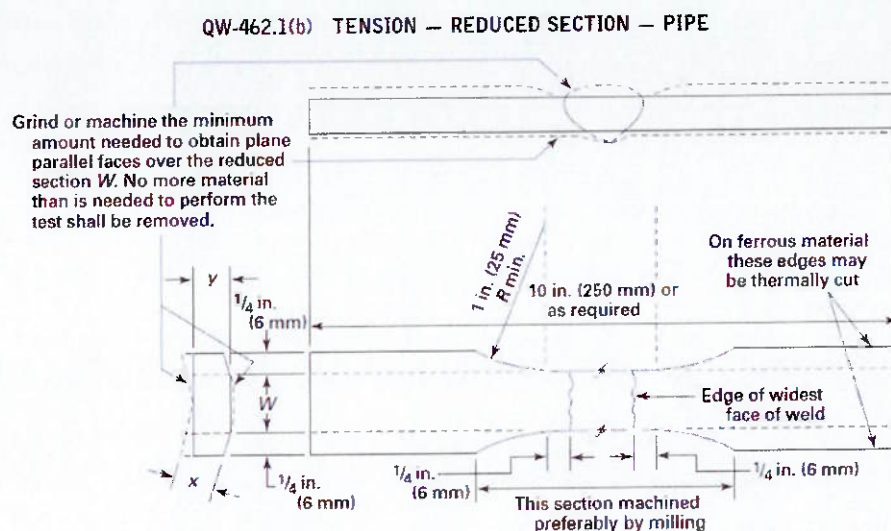


Figura 4.5: Dimensões dos CP para ensaio de tração conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX [14]

Por tratar-se de soldas heterogêneas, o critério de aceitação adotado foi o referenciado no QW-153.2(d), o qual estabelece que o limite de resistência da ZF deva ser maior ou igual a 95% do limite de resistência do MB medido no ensaio de tração, com dimensões e perfis de acordo com as figuras 4.6.



Figura 4.6: Corpos de prova para ensaio de tração

4.5.2 ENSAIO DOBRAMENTO

A remoção e fabricação dos corpos de prova para o ensaio de dobramento foi realizada conforme definido nas figuras 4.7 e 4.8 no Artigo 4 do código ASME Seção IX [14]. O critério de aceitação para aprovação dos CP é estabelecido no Artigo 1 da mesma seção.

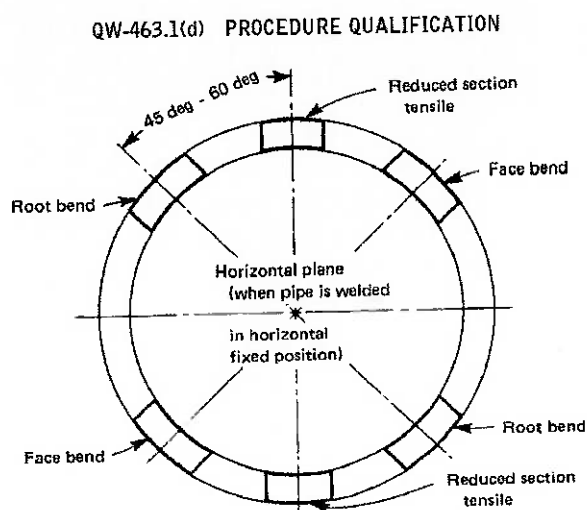


Figura 4.7: Definição dos locais de remoção dos CP para o ensaio de dobramento conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX [14]

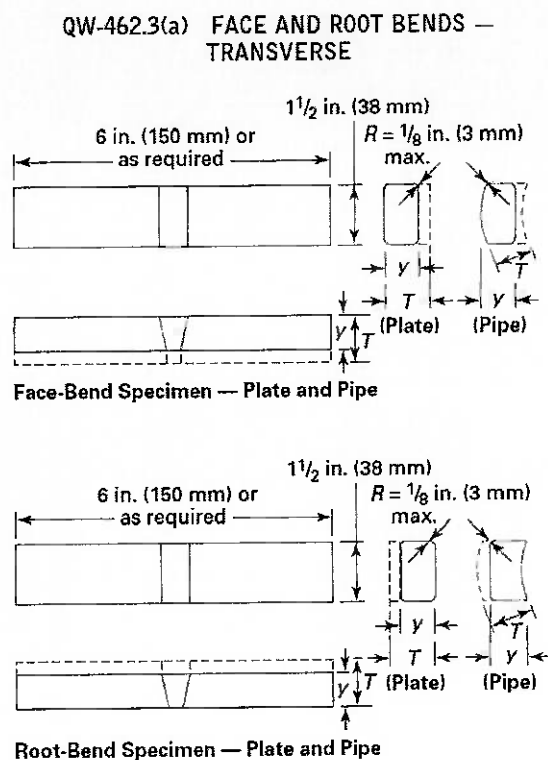


Figura 4.8: Dimensões dos CP para ensaio de dobramento conforme artigo 4 do Código ASME Seção IX [14]

O MB utilizado no experimento apresenta percentual de alongamento superior a 20%. Este parâmetro foi utilizado para dimensionamento e montagem dos componentes da máquina para realização do ensaio.

4.5.3 ENSAIO DE CHARPY

A orientação para retirada e fabricação dos corpos de prova de Charpy é fornecida pela norma ASTM A 370.

Os CP para o ensaio de impacto foram fabricados e testados em um total de três conjuntos de treze CP para cada corpo de teste, contendo cinco CP para a ZAC, cinco para a ZF e três para o MB, conforme demonstrado nas figuras 4.9. A temperatura definida para realização do ensaio foi 0°C.

Este ensaio foi realizado para avaliar a influência da presença de fases intermetálicas deletérias (σ , χ) na ZF, bem como testar a eficiência das técnicas de deposição controlada, que visam o refino de grão da ZAC, frente à técnica de deposição convencional.

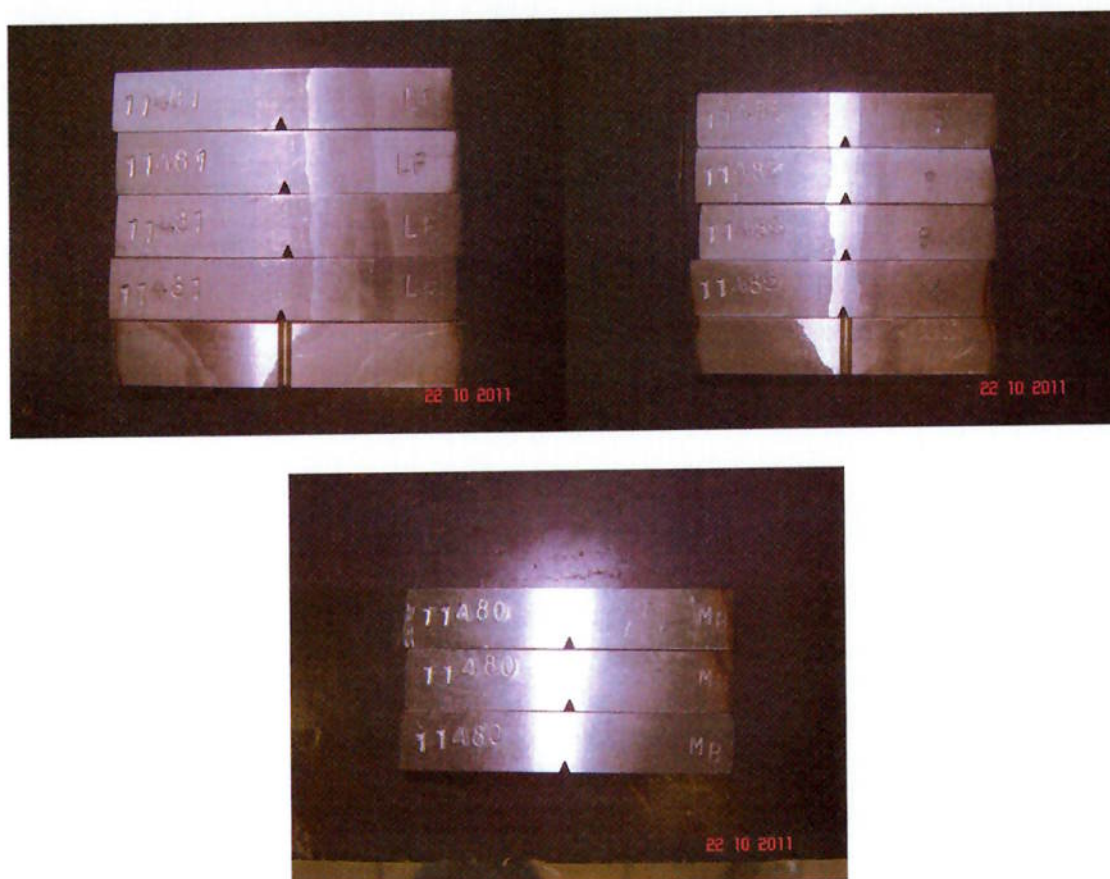


Figura 4.9: Corpos de prova para ensaio de Charpy – MB, ZAC, ZF

4.5.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados nos CPs de microscopia ótica. A carga definida para o ensaio foi 0,5Kg com espaçamento entre impressões de 0,5mm ao longo das regiões de interesse (ZF, ZAC, MB), conforme demonstrado na figura 4.10.

As impressões realizadas na raiz e na face localizaram-se a 1mm de ambas extremidades ao longo da espessura dos CPs.

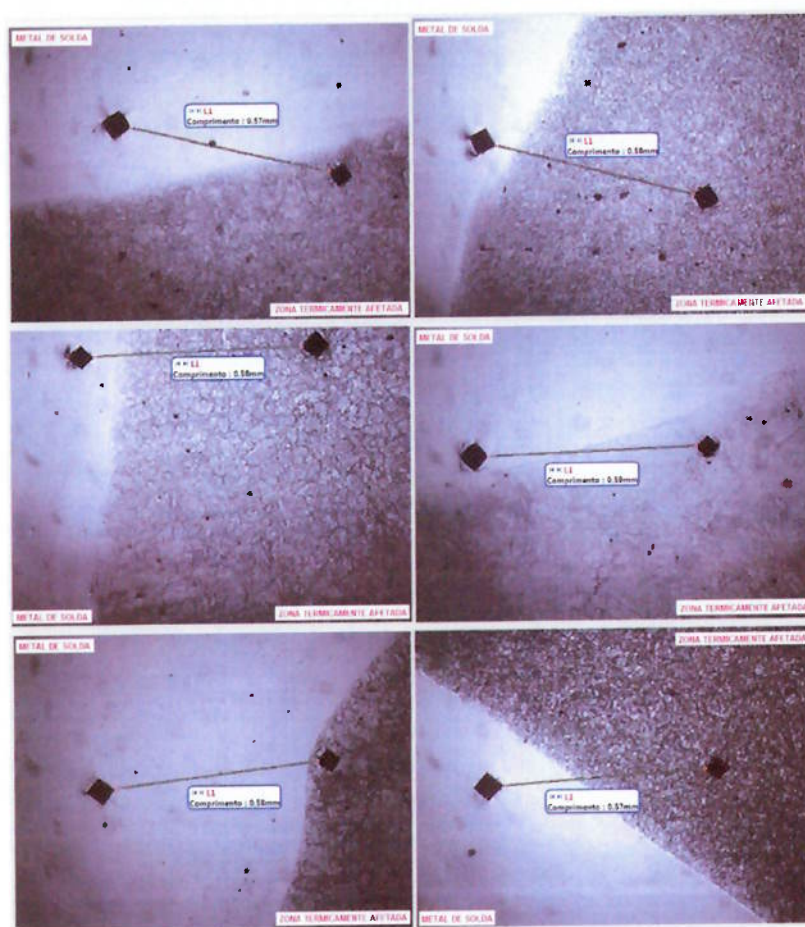


Figura 4.10: Imagem e distanciamento das impressões do ensaio de dureza

Vickers – CP1 face / raiz, CP2 face / raiz, CP3 face / raiz

4.5.5 ENSAIO DE SENSITIZAÇÃO

Dois CPs foram submetidos ao ensaio de corrosão intergranular, conforme norma ASTM A 262 [40] / Prática A, na condição “como soldado” e “soldado e sensitizado”.

O ensaio visava determinar o grau de sensitização ocasionado à microestrutura para as duas condições testadas.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Este capítulo será dividido em duas partes. Na primeira serão abordados resultados relativos aos ciclos térmicos de soldagem para as técnicas de deposição controlada (dupla camada e passe de revenimento) e para o método de soldagem convencional na ZAC e uma faixa junto à LF rica em carbono.

Na segunda parte, serão apresentados e discutidos os resultados relacionados ao modo de solidificação e precipitação na ZF para os processos TIG e ER.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA ZAC

Após a fase de soldagem dos corpos de teste, foram extraídas, preparadas e atacadas as amostras para o ensaio de microscopia ótica da ZAC, visando à caracterização das fases presentes e dimensionamento do tamanho de grão em três seções da RGG junto à LF (raiz, enchimento e acabamento).

Neste momento, também se avaliou a estreita faixa carbonetada junto à LF e a influência deste processo difusional sobre os resultados de dureza Vickers obtidos na região adjacente à faixa carboneta da ZAC.

5.1.1 MICROSCOPIA ÓTICA DA ZAC

O três CP avaliados por microscopia ótica apresentaram estrutura martensítica em toda extensão da ZAC, porém os tamanhos de grão dimensionados junto às LF dos CP nas três regiões de interesse (raiz, enchimento e acabamento), apresentaram variações em relação à sequência e técnica de deposição utilizada, interferindo nos resultados dos ensaios mecânicos de dureza e impacto.

5.1.1.1 DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DA REGIÃO SUPERCRÍTICA

A partir da determinação do tamanho de grão das RGG dos CP, conforme tabela 5.1, foi possível avaliar a eficiência de cada técnica de deposição aplicada e correlacionar às dimensões obtidas aos resultados dos ensaios de dureza e impacto.

Tabela 5.1: Medição de tamanho de grão na ZAC conforme norma ASTM E112 [41]

	Raiz	Enchimento	Acabamento
CP1	6	7	7
CP2	5	6	4
CP3	8	7	7

Analisando a região da ZAC nos gráficos das figuras 5.1 e 5.2, constata-se que o CP2 apresentou na média os valores mais altos de dureza e os menores

valores de energia absorvida, relacionando os resultados obtidos ao insucesso na seleção dos parâmetros de soldagem empregados ou mesmo na ineficiência no modelo da técnica de deposição controlada proposta pelo código ASME na Seção IX [14].

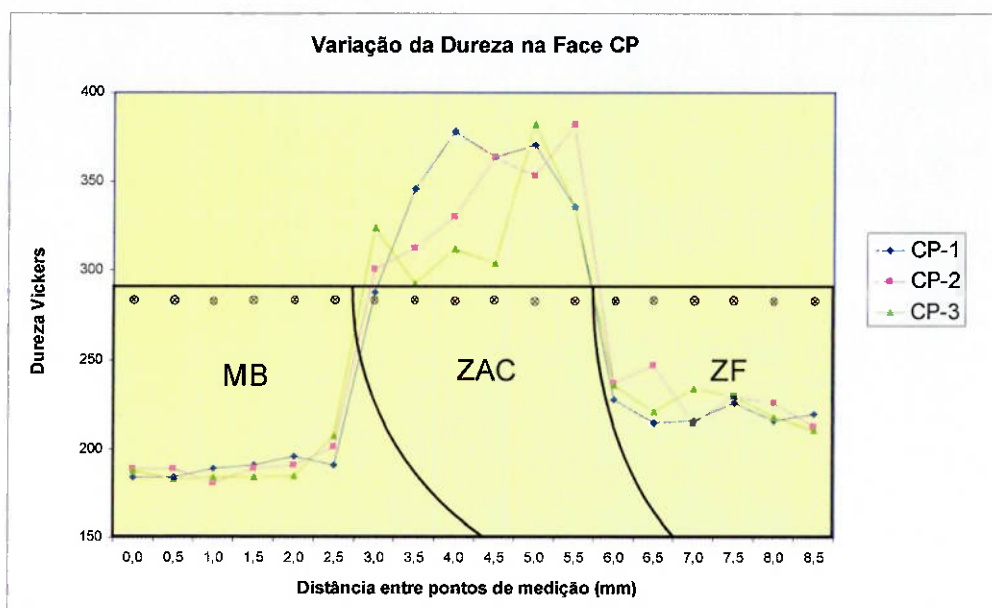


Figura 5.1: Gráfico identificando as durezas medidas a 1mm da fase do CP

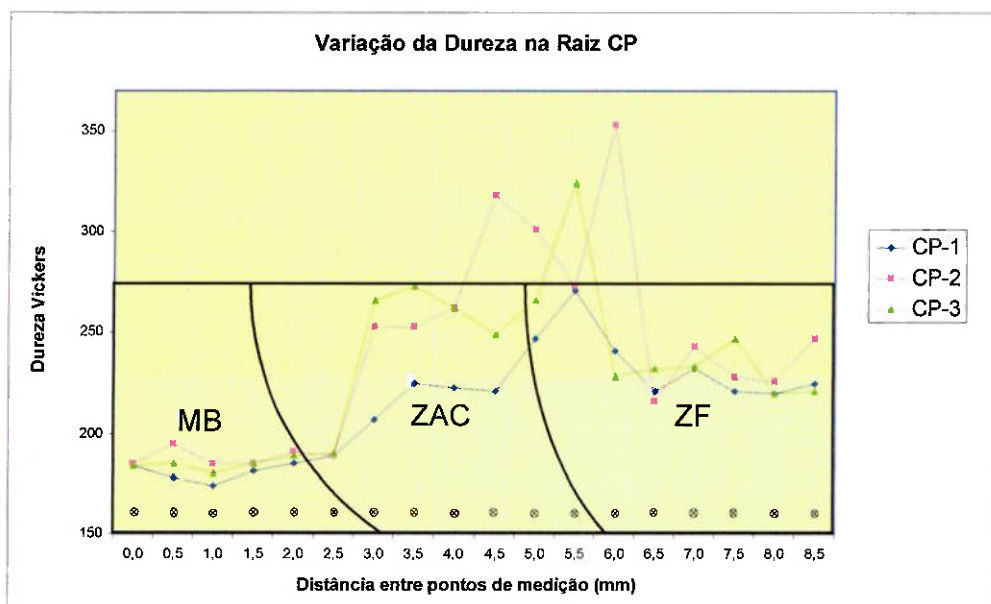


Figura 5.2: Gráfico identificando as durezas medidas a 1mm da raiz do CP.

5.1.1.2 REGIÃO DE MIGRAÇÃO DE CARBONO

Conforme mencionado anteriormente, a soldagem heterogênea apresenta como característica o processo termicamente ativado de difusão de carbono na região parcialmente misturada, formando uma estreita faixa carbonetada de estrutura martensítica, precedida de uma região empobrecida de carbono na ZAC próxima a LF. Quando da utilização de metais de adição de aços inoxidáveis austeníticos esta faixa pode alcançar dimensões da ordem de 30 μ m. A figura 5.3 evidencia a região escurecida, rica em carbono, junto à LF.



Figura 5.3: Imagem identifica região de carbono migrado junto a ZF

A figura 5.4 demonstra os locais das impressões e os gráficos das figuras 5.1 e 5.2 determinam os valores de dureza obtidos para os CP1 e CP3 próximo à LF, os quais podem ser atribuídos ao decréscimo de carbono na faixa que sofreu a impressão na região de raiz e face.

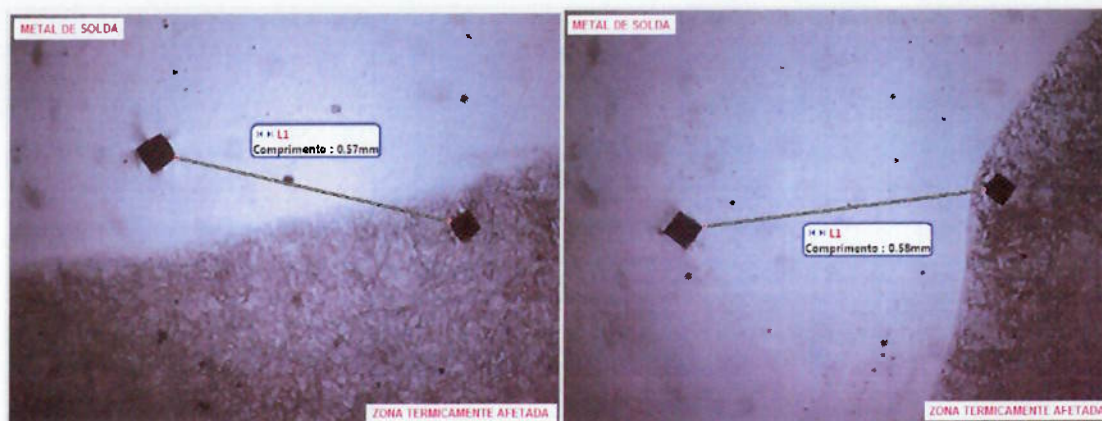


Figura 5.4: Imagem das impressões do ensaio de dureza Vickers – CP1 e CP3

5.1.2 CORRELAÇÃO ENTRE ENERGIA DE SOLDAGEM E REFINO DE GRÃO DA ZAC

Para o estudo dos ciclos térmicos e seus efeitos sobre o refino de grão das RGG, foi utilizado como referência a ZAC que se manteve na parte inferior da junta soldada durante a união. Cabe ressaltar que os corpos de teste foram soldados com o chanfro na posição horizontal.

Como existe a tendência natural da transferência de calor no substrato ser sempre mais efetiva no sentido das regiões localizadas imediatamente acima da região aquecida, ocorre que, quando o tubo está na posição vertical, a região localizada abaixo da linha de centro do chanfro, tende a apresentar taxas de extração de calor mais severas, aumentando a temperabilidade da ZAC.

Logo, é possível concluir, que a ZAC da região inferior das juntas soldadas devem apresentar os piores resultados de dureza e impacto se comparados aos

resultados das ZAC das regiões voltadas para o lado superior do chanfro. Por este motivo, a região adotada como referência para extração dos CP de impacto foi a que se manteve do lado inferior durante o processo de soldagem. A região adotada para as medições de microdureza seguiu a mesma convenção.

5.1.2.1 CÁLCULO PARA EXTENSÃO DA ZAC E ÁREA TOTAL DAS ZFL

Através do cálculo do comprimento das ZAC, foi possível estimar a efetividade do processo de refino de grão das RGG, em virtude do reaquecimento promovido pelo passe de cobertura posterior.

Os parâmetros adotados para determinação da extensão das ZAC e das regiões submetidas às temperaturas de recristalização foram os indicados no item 4.3.1, porém, este cálculo não leva em consideração os tempos de permanência às temperaturas entre 1200° e 900°C, faixa típica para a ocorrência das mudanças de fase no estado sólido (recristalização).

Para avaliação da efetividade dos procedimentos de soldagem adotados, foram analisadas as juntas soldadas com o pior e melhor resultado médio de energia absorvida nos ensaios de impacto. Correlacionando também os resultados de dureza e tamanho de grão da RGG das ZAC, conforme demonstrado na tabela 5.2.

Tabela 5.2: Resultados da medição do tamanho de grão, dureza e Charpy

ZAC	Tamanho de Grão			Dureza Média (HV)		Charpy (J)	Resultados
	raiz	enchim.	acabam.	raiz	acabam.	média	
CT1	6	7	7	223	357	94	Intermediário
CT2	5	6	4	294	366	74	Pior
CT3	8	7	7	279	341	107	Melhor

As Zonas Frágeis Localizadas presentes na ZAC do CP2 estão situadas nas regiões de enchimento e acabamento da solda, em uma faixa contínua, variando de 0,8 a 1,0mm de largura, ocupando aproximadamente 10% da área total da ZAC, conforme a figura 5.5. A presença das Zonas Frágeis Localizadas, associada aos grãos muito grosseiros verificados na ZAC do CP2, contribuiu sensivelmente para a redução dos valores de energia absorvida no ensaio de impacto, estimando aproximadamente 20%.

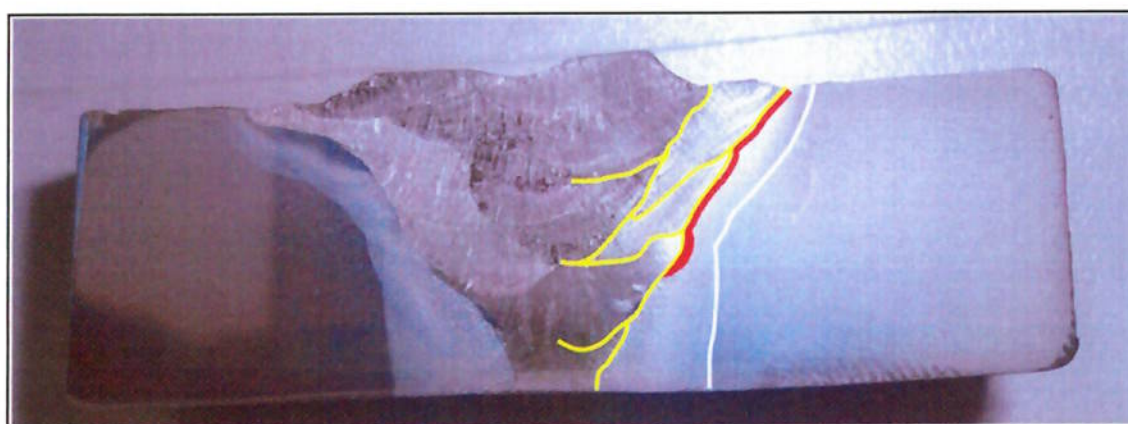


Figura 5.5: CP de macrografia extraído do corpo de teste nº 2 indicando na cor vermelha as ZFL

5.2 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA ZF

A avaliação da microestrutura da ZF nos três CP foi realizada levando em conta os processos utilizados na soldagem da raiz e enchimento/acabamento das juntas soldadas. O modo de solidificação da ZF na soldagem dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos é fortemente influenciado pelas velocidades de resfriamento, que está diretamente relacionada ao aporte térmico (eficiência térmica do processo de soldagem) e ao emprego de pré-aquecimento. Estas variáveis interferem no tipo de transferência de calor, bi ou tridimensional, contribuindo para mudanças no modo de solidificação da ZF.

5.2.1 RESULTADO DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA ZF

A análise química da ZF foi realizada pelo método de Espectrometria de Emissão Óptica conforme norma ASTM A751 [38], conforme apresentado na tabela 5.3.

Tabela 5.3: Composição química da ZF

RESULTADOS OBTIDOS – SOLDA CIRCUNFERENCIAL		
Elementos	Símbolo	% em peso
Carbono	C	0,032
Manganês	Mn	0,871
Silício	Si	0,952
Fósforo	P	0,027
Enxofre	S	0,037
Cromo	Cr	22,738
Níquel	Ni	11,879
Molibdênio	Mo	2,186
Alumínio	Al	0,005
Cobre	Cu	0,121
Titânio	Ti	0,007
Vanádio	V	0,038
Níbio	Nb	0,024

O valor de ferrita obtido através do cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} , fornecido pelo diagrama WRC-1992, indica um número de ferrita igual a 30 na ZF. A Espectrometria de Emissão Óptica é realizada no centro do cordão, baseado nisto, adotou-se os mesmos valores de composição química utilizada para caracterização do metal base, em virtude das subseqüentes diluições ocorridas na soldagem multipasse.

5.2.2 RESULTADO DO PERCENTUAL DE FERRITA COM O FERRITOSCÓPIO

A fração de ferrita medida com o ferritoscópio na face da solda indicou valores entre 21 e 22%. Este resultado se posiciona de forma intermediária quando comparado aos valores indicados no diagrama WRC-1992 de acordo com a figura 5.6, para as seguintes condições da face da solda:

- Junto ao MB – E309LMo (70% diluído) / SA-335 Grau P5 (30% diluído) ► N° de Ferrita 10 (modo de solidificação – ferrita);
- No centro da solda – E309LMo (100% diluído) ► N° de Ferrita 25 (modo de solidificação – ferrita);
- Composição química da ZF (100% diluído) ► N° de Ferrita 30 (modo de solidificação – ferrita).

Os valores obtidos apresentam grande variabilidade não sendo conclusivos. Os resultados obtidos na medição realizada no MEV parecem ser mais confiáveis, mas estes resultados serão abordados no item específico.

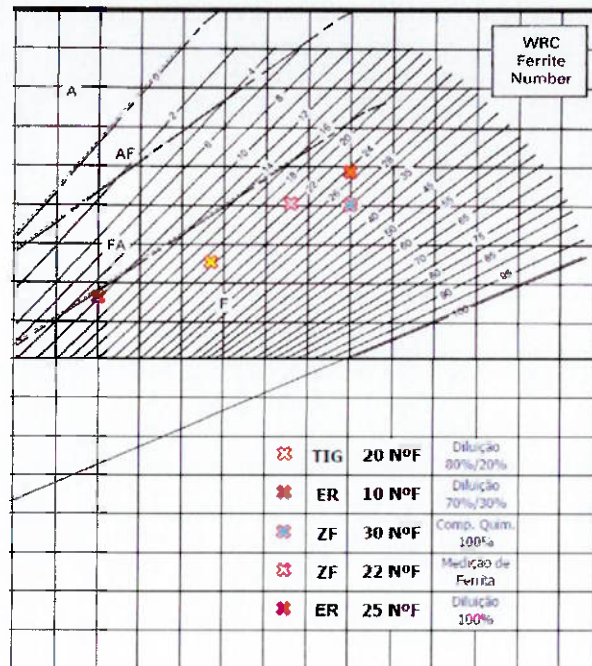


Figura 5.6: Relações de Cr_{eq} / Ni_{eq} indicadas no diagrama WRC-1992

5.2.3 MICROSCOPIA ÓTICA DA ZF

Os resultados da avaliação realizada por microscopia ótica revelaram que a velocidade de resfriamento tem grande influência sobre modo de solidificação dos AIA, em particular os austeno-ferríticos. Foi possível verificar com o auxílio do diagrama de fase pseudo-binário Fe-Cr-Ni, que taxas de resfriamento moderadas e altas tendem a deslocar o modo de solidificação na direção do campo austenítico, mesmo considerando o baixo coeficiente de transmissão de calor dos AIA, quando comparado ao do aço carbono ($AIA = 0,014 \text{ W/mm.}^\circ\text{C}$ – $AC = 0,052 \text{ W/mm.}^\circ\text{C}$).

5.2.3.1 IDENTIFICAÇÃO DA MICROESTRUTURA E MORFOLOGIA DA ZF

Como mencionado anteriormente, os diagramas constitucionais são ferramentas modeladas para auxiliar na previsão do modo de solidificação e problemas vinculados às operações de soldagem. O item 4.1.2.1 deste trabalho descreve a metodologia aplicada para seleção dos metais de adição através da aplicação dos diagramas de Schaeffler e WRC-1992.

O percentual de ferrita prevista no diagrama de Schaeffler foi de aproximadamente 8% e microestrutura de matriz ferrítica com austenita nos contornos de grão, conforme diagrama WRC-1992.

A análise através da microscopia ótica evidenciou variações nas microestruturas da ZF àquelas inicialmente previstas através dos diagramas constitucionais. Isto se deve à velocidade de resfriamento na soldagem, que interfere sensivelmente no modo de solidificação dos AIA, em especial os austeno-ferríticos.

Apesar das variações verificadas, as ZF apresentaram no geral microestruturas FA de morfologias ferrita vermicular e/ou ferrita fina e comprida (lathy), imunes a trincas de solidificação e liquação, defeitos metalúrgicos características dos modos de solidificação Austenita e Austenita+Ferrita. Estas alterações na microestrutura, possivelmente associadas à velocidade de resfriamento, também podem ter contribuído para reduzir a cinética das reações de precipitação de fases intermetálicas fragilizantes (σ e χ), que podem

ocorrer durante os ciclos térmicos de soldagem, em particular na soldagem multipasse.

As menores taxas de resfriamento foram verificadas nas regiões de enchimento e acabamento do CP2. Coincidentemente, este CP apresentou os piores resultados de energia absorvida na ZF entre os três corpos de teste submetidos ao ensaio de impacto Charpy, mesmo assim, os resultados obtidos são melhores que os divulgados pelos fabricantes que produzem eletrodos revestidos classificação E309LMo-16, em torno de 50J a 0°C conforme demonstrado no gráfico da Figura 5.7.

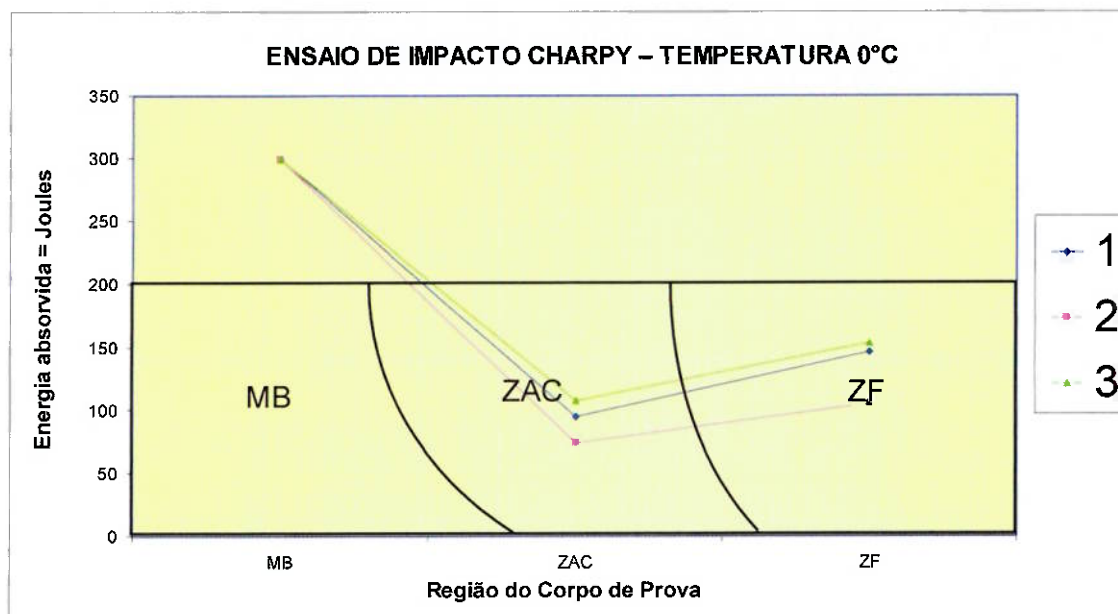


Figura 5.7: Gráfico indicando os valores de energia absorvida no ensaio de Charpy

A seguir estão dispostas as figuras de 5.8 a 5.14 com as imagens das microestruturas obtidas nos três CP destinados à microscopia ótica, demonstrando as regiões de raiz e enchimento / acabamento de cada CP.

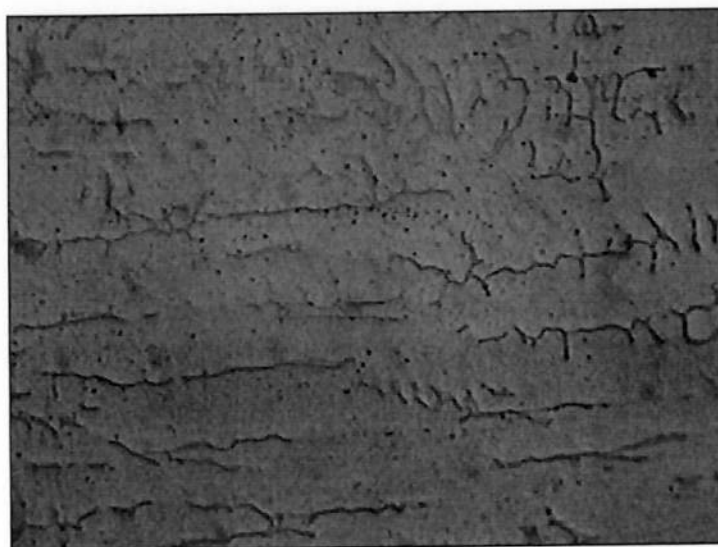


Figura 5.8: Raiz CP1 – solidificação FA e morfologia vermicular

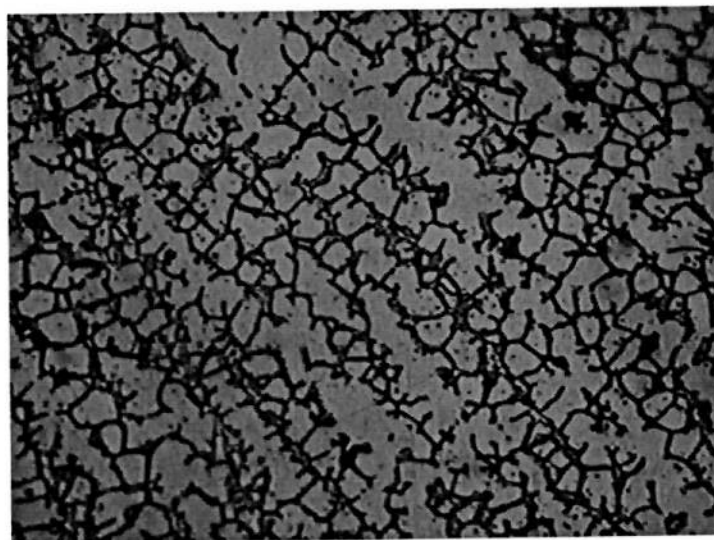


Figura 5.9: Acabamento CP1 – solidificação FA e morfologia fina e comprida (lathy)

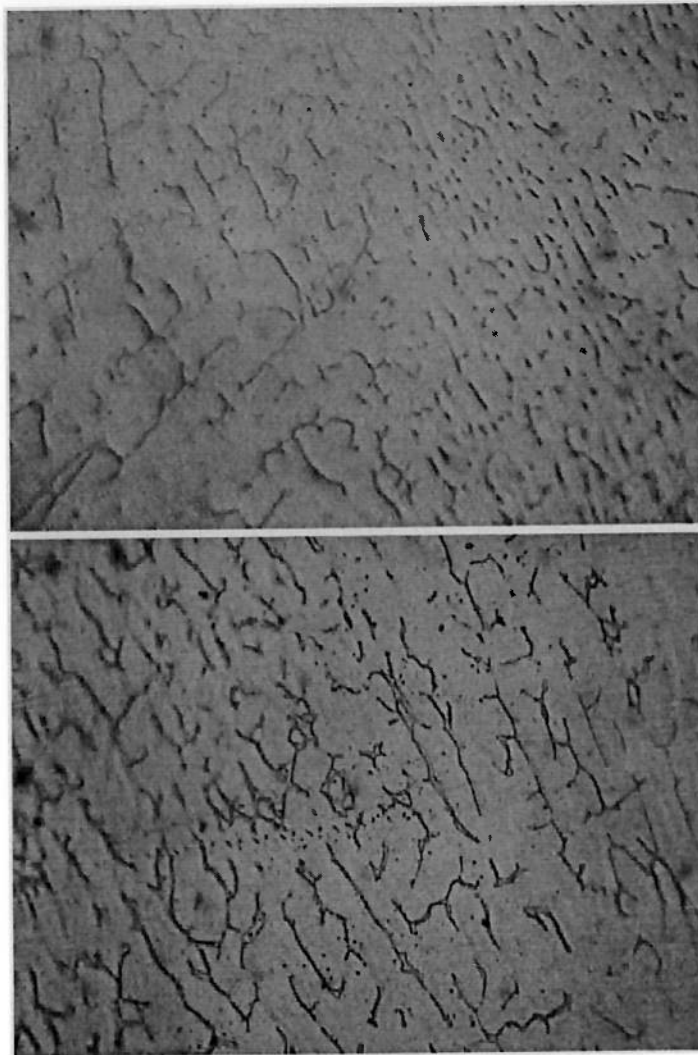


Figura 5.10: Raiz CP2 – solidificação FA e morfologia vermicular

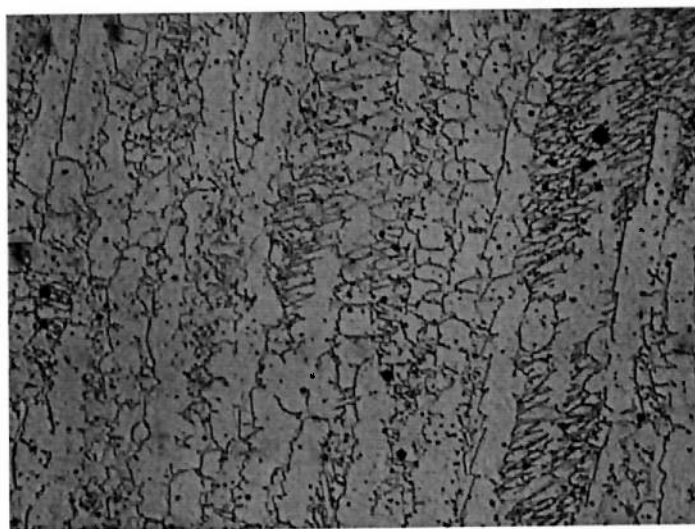


Figura 5.11: Acabamento CP2 – solidificação FA e morfologia fina e comprida

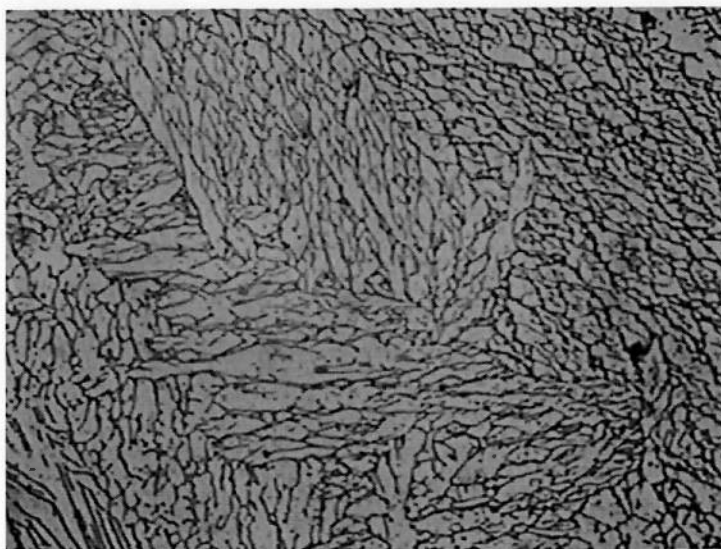


Figura 5.12: Acabamento CP2 – solidificação F e morfologia ferrita acicular + austenita no contorno de grão

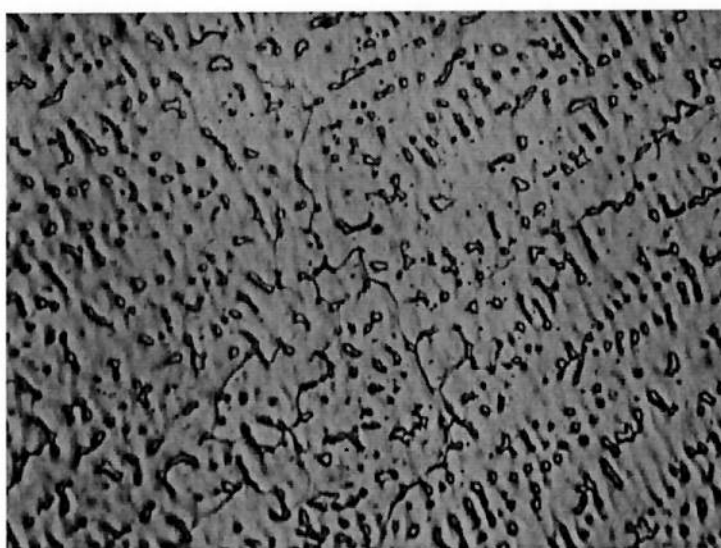


Figura 5.13: Raiz CP3 – solidificação AF e morfologia ferrita de subcontorno de grão

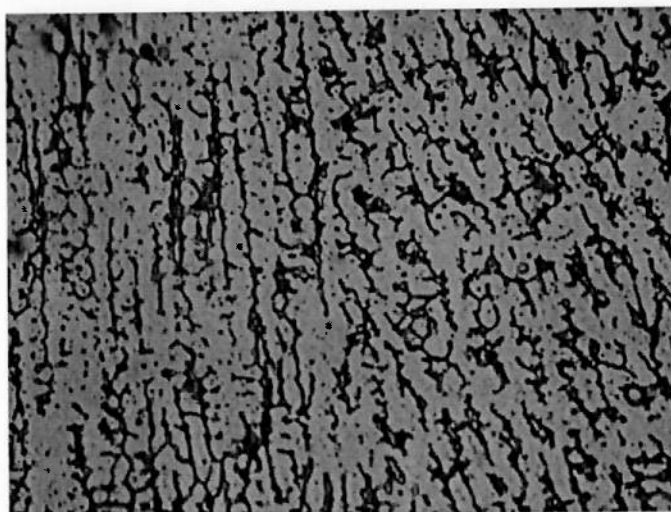


Figura 5.14: Acabamento CP3 – solidificação FA e morfologia fina e comprida

5.2.3.2 EFEITO DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA MICROESTRUTURA DA ZF

A velocidade de resfriamento tem grande influência sobre o modo de solidificação, por conseguinte, também sobre a microestrutura final da ZF.

O experimento demonstrou o efeito causado pela velocidade de resfriamento sobre o modo de solidificação na soldagem com metais de adição austeno-ferríticos, comparando as microestruturas obtidas às previstas através do diagrama WRC-1992, de acordo com figura 5.15, não obstante ao emprego da técnica de soldagem multipasse, incremento do pré-aquecimento (150°C) e controle da temperatura de interpasse (200°C), que contribuem diretamente para redução das velocidades de resfriamento durante o processo de soldagem. Após análise das imagens foi possível tabular as microestruturas por CP e localização (raiz e acabamento) e determinar as mudanças ocorridas,

correlacionando-as ao processo de soldagem, energia de soldagem (E / η), caracterização da chapa (fina ou grossa) e velocidades de resfriamento (R), conforme tabela 5.4.

Tabela 5.4: Microestruturas previstas versus microestruturas obtidas

	CP1 - R (TIG)	CP1 - E/A (ER)	CP2 - R (TIG)	CP2 - E/A (ER)	CP3 - R (TIG)	CP3 - E/A (ER)
DIAGRAMA WRC-1992	F	F	F	F	F	F
F - δ ACICULAR + γ CONTO RNO DE GRÃO				F		
FA - δ FINA E COMPRIDA		FA		FA		FA
FA - δ VERMICULAR	FA		FA			
AF - δ SUBCONTO RNO DE GRÃO					AF	
VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO	▲▲▲	▲▲	▲▲▲	▲▲	▲▲▲▲	▲▲
	130 - 160 °C/s	90 - 120 °C/s	130 - 160 °C/s	90 - 120 °C/s	170 - 200 °C/s	90 - 120 °C/s

TIG - Relação C_{req} / N_{req} (1,9)

ER - Relação C_{req} / N_{req} (1,8)

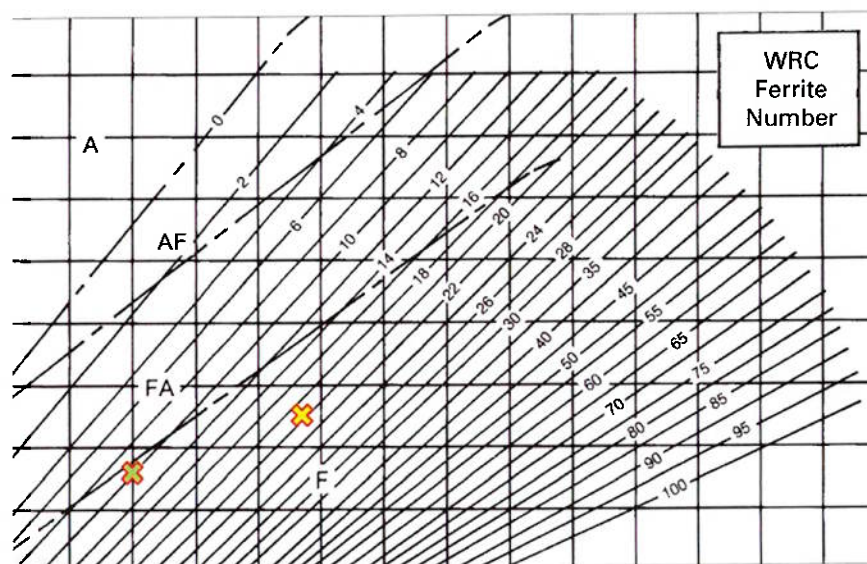


Figura 5.15: Modo de solidificação previsto através do diagrama WRC-1992 – “X” vermelho indica o eletrodo revestido E 309LMO-16 e o “X” amarelo a vareta ER 309LMO, respectivamente utilizadas nos processos ER e TIG.

Todos os modos de solidificação previstos através do diagrama WRC-1992 sofreram alguma alteração, principalmente a região de raiz dos CP. Através dos cálculos das velocidades de resfriamento foi possível observar que as taxas mais elevadas ocorreram nas raízes, soldadas pelo processo TIG. As velocidades de resfriamento mais acentuadas foram verificadas na raiz do CP3, onde foi constatada a mudança mais significativa, ocasionando o deslocamento do modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária, conforme evidenciado na tabela 5.4 e na imagem da microestrutura da figura 5.13.

A região de enchimento e acabamento do CP2 foi a que apresentou as menores mudanças no modo de solidificação e, conseqüentemente, poucas alterações foram evidenciadas na microestrutura prevista (F e FA). Continuando a análise, também foi a região que apresentou a menor taxa de resfriamento entre os três CP, porém mostrando-se mais susceptível à precipitação de fases intermetálicas sigma e chi, principalmente em virtude dos consumíveis de soldagem utilizados, que apresentam baixos percentuais de carbono de 0,03 e 0,04% e percentuais de Cr superiores a 22%.

5.2.3.3 IDENTIFICAÇÃO DE CONTORNOS TIPO 1 E TIPO 2

Foi observado através da microscopia ótica da interface ZF / ZAC a presença de contornos tipo I e tipo II (ZF), característicos da soldagem heterogênea. Como descrito anteriormente, este comportamento se deve ao mecanismo de crescimento de grão que não ocorre por epitaxia.

O fenômeno foi bem evidenciado no CP2, conforme a imagem da figura 5.16.

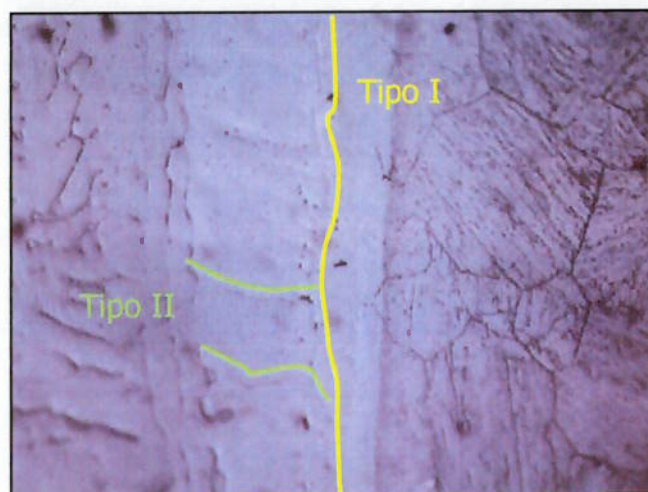


Figura 5.16: Imagem dos contornos Tipo I e Tipo II na interface ZF (lado esquerdo) e ZAC (lado direito)

As leituras de composição química realizada através do MEV nesta região não revelaram a presença de segregações contendo fósforo (P) e enxofre (S), eliminando a possibilidade de trincas de reaquecimento.

5.2.3.4 DETERMINAÇÃO DO GRAU DE SENSITIZAÇÃO

O ensaio foi realizado conforme os critérios estabelecidos na prática A da norma ASTM designação A262 – 10 [40].

As imagens obtidas através das análises realizadas por microscopia ótica do CP2, para as condições “como soldado” e “soldado e sensibilizado” (400°C / 120 horas), foram comparadas às figuras 4 e 5 da norma.

As microestruturas dos CP apresentaram boa resistência à corrosão intergranular e formação de Pits quando atacados pelo Ácido Oxálico, tanto para o CP soldado quanto para o CP soldado e sensitizado.

As imagens da figura 5.17, permitem avaliar que o volume de carbeto de cromo (Cr_{23}C_6) precipitado nos contorno de grão foi pequeno. Este fato deve ser atribuído ao baixo percentual de carbono presente na composição química dos metais de adição aplicados na soldagem.

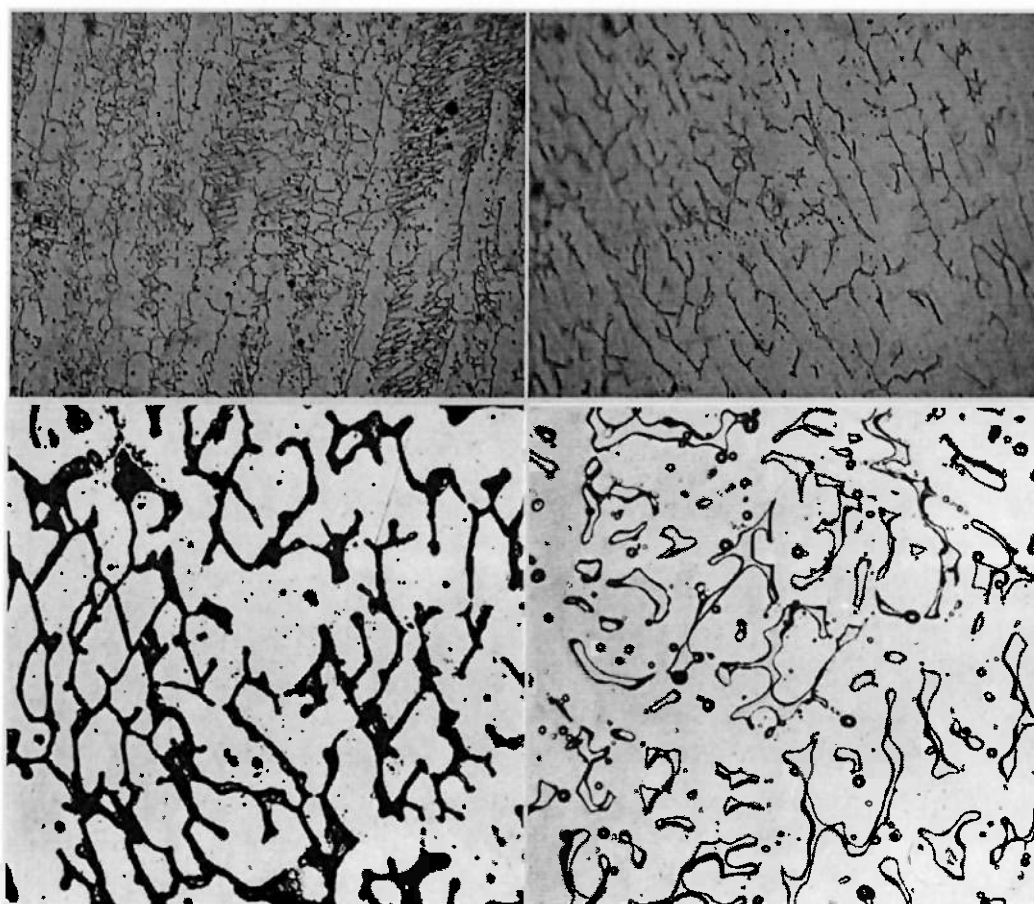


Figura 5.17: Micrografias na condição “como soldado” e “soldado e sensitizado” versus figuras 4 e 5 do ASTM A262 – 10

5.2.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DA ZF

A análise da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura teve por objetivo caracterizar e quantificar as fases presentes na ZF. Somente o CP2 foi submetido a análise, em virtude de ter apresentado os mais baixos valores de energia absorvida no ensaio de impacto entre os três corpos de teste.

Inicialmente, foi tentado evidenciar a presença de compostos intermetálicos fragilizantes (Fe-Cr e Fe-Cr-Mo), que descrevessem o desempenho inferior da ZF do CP2 em relação aos demais, porém, as leituras de composição química efetuadas nas fases presentes na microestrutura não corresponderam aos compostos intermetálicos imaginados.

Como os resultados das análises não atestaram a presença de fases intermetálicas fragilizantes (sigma e chi) na estrutura surgiu à necessidade de avaliar o desempenho da ZF do CP2 através de outros parâmetros. Neste momento, optou-se pela comparação entre os resultados de impacto da ZF e os resultados divulgados pelos fabricantes destes consumíveis, resultando na aprovação dos resultados obtidos, apesar dos indícios convergirem no sentido de confirmar a presença de compostos intermetálicos fragilizantes na estrutura em virtude das seguintes evidências:

- Baixo teor de carbono dos consumíveis de soldagem utilizados;

- Tempos de permanência mais alongados na faixa de temperatura entre 400° e 900°C, por consequência do emprego de pré-aquecimento de 150°C e controle de interpasse de 200°C;
- Presença de teores intermediários de Cr e Mo nos consumíveis de soldagem;
- Modo de solidificação F;
- Soldagem multipasse;
- Um dos CP foi submetido à sensitização a 400°C por 120 horas, porém não apresentando material suficiente para fabricação de um jogo contendo três CP para um ensaio de impacto complementar.

5.2.4.1 QUANTIFICAÇÃO DAS FASES (COMO SOLDADO / SENSITIZADO)

Foi realizada a quantificação da fração das fases presentes na microestrutura através do MEV em dois CP, um na condição como soldado e outro na condição sensitizado a 400°C por 120 horas. Ambos apresentaram diferentes frações de ferrita em relação à posição avaliada na ZF (raiz, enchimento/acabamento), sendo que os valores estão descritos na tabela 5.5 e demonstrados na Figura 5.18.

Tabela 5.5: Percentual de ferrita presente no corpo de teste nº2 para os CP na condição “como soldado” e “soldado e sensitizado”, determinado através do MEV

% Ferrita	como soldado	sensitizado
raiz	5%	9%
acab.	10% - 11%	15%

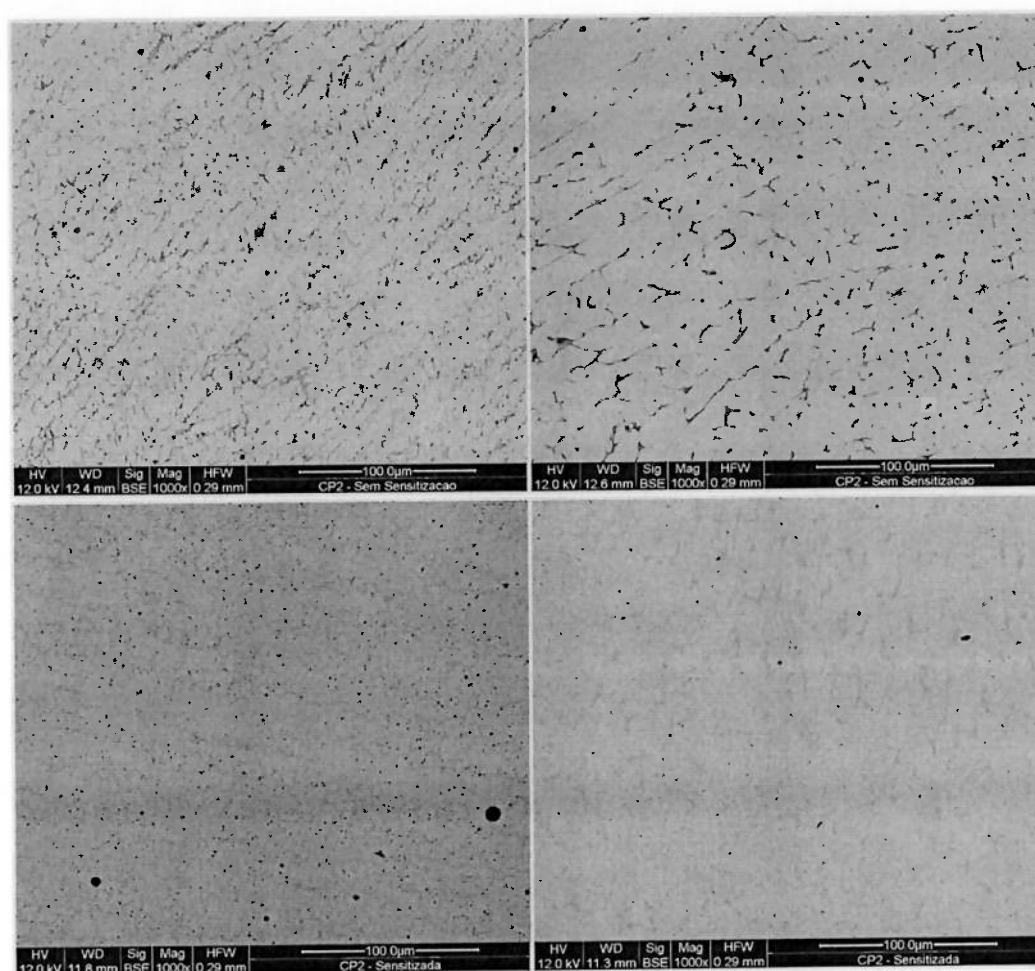


Figura 5.18 - Imagens geradas através do MEV para a condição “como soldado” e “soldado e sensitizado”

Sem um resultado de impacto do CP sensitizado e somente com os percentuais relativos à medição das frações de ferrita, não é possível inferir e descrever que

a aumento das frações está vinculada a formação de compostos intermetálicos, tendo em vista que estes compostos originam-se preferencialmente a partir da ferrita em curtos períodos de tempo.

5.3 ENSAIOS DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO

5.3.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado para confirmar a resistência superior da ZF em aço inoxidável austenítico em relação ao MB. Isto foi confirmado através dos resultados apresentados na Tabela 5.6 para os três CP's.

As amostras também atenderam os requisitos de resistência mecânica para o material ASTM A335 Grau P5 [14].

Tabela 5.6: Resultados do ensaio de tração

			Corpo de Teste 1		Corpo de Teste 2		Corpo de Teste 3	
	Símbolo	Unidade	CP1	CP2	CP1	CP2	CP1	CP2
Limite de Resistência	LR	Kgf	13429	13595	13382	13627	13560	13478
		Mpa	586	589	584	594	589	585
Limite de Escoamento	LE	Kgf	10395	10535	10465	10810	10743	10579
		Mpa	453	456	456	471	467	459
Alongamento	A	%	32	33	34	33	31	34

5.3.2 ENSAIO DE DOBRAMENTO

A ZF e a ZAC apresentaram excelente ductilidade. Após o procedimento de dobramento dos CP as regiões de interesse foram avaliadas não havendo defeitos abertos.

5.3.3 ENSAIO DE IMPACTO

Os ensaios de impacto revelaram que o Corpo de Teste nº 2 obteve os valores mais baixos de energia absorvida tanto na ZF, quanto na ZAC se comparado aos demais CT conforme tabela 5.2 e os gráficos das figuras 5.1 e 5.2.

As possíveis causas para este desempenho estão relacionadas à ineficiência do procedimento de soldagem no refino de grãos, bem como a presença de Zonas Frágeis Localizadas na ZAC, conforme evidenciado anteriormente no item 5.1.2.1

Na ZF, os resultados foram considerados satisfatórios quando comparados aos resultados de impacto divulgados pelos fabricantes para os metais de adição especificados, apesar da discrepância de valores ocorrida entre os conjuntos de impacto dos CP1, CP2 e CP3.

5.3.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de dureza demonstraram a ineficiência dos procedimentos de soldagem destes aços sem o requisito de Tratamento Térmico de Alívio de Tensões posterior à soldagem. Estes aços temperáveis ao ar sempre apresentarão microestrutura martensítica na ZAC após as operações de soldagem, não importando os cuidados tomados, por este motivo, o emprego do TTAT deve ser observado.

O CP2 apresentou na média os piores resultados de dureza para a ZAC e ZF entre os três CP estudados

Os valores de microdureza medidos nos CP inviabilizam a utilização destes procedimentos de soldagem sem requisito de TTAT em equipamentos e tubulações que trabalhem com H_2S . Os valores de dureza não devem ultrapassar 200HB ($\approx 200HV$) para estas condições.

6. CONCLUSÕES.

Com base nos materiais e técnicas experimentais empregadas é possível concluir que:

1. Para os materiais empregados e condições de soldagem propostas, os valores obtidos nos ensaios de dureza, inviabilizam a supressão do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões para os procedimentos de soldagem do metal de base especificado no experimento. Conforme preconizado pelas normas Petrobras e normas internacionais, os valores de dureza apresentados excedem à margem de segurança estabelecida, variando entre 200 e 250HB, para utilização em tubulações que contenham frações de hidrocarboneto ricas em H_2S .
2. A ZAC do corpo de teste nº 2, soldado empregando-se a técnica de deposição controlada de dupla camada, apresentou os piores resultados de energia absorvida no ensaio de impacto (tenacidade), em virtude da ineficiência na seleção dos parâmetros de soldagem para se produzir o adequado refino de grão na região de grãos grosseiros, principalmente no terço superior da junta soldada. Os corpos de prova 1 e 3 apresentaram tamanhos de grão relativamente menores e melhores desempenhos quando comparados ao CP2.

3. A região empobrecida de carbono presente na ZAC, localizada junto à estreita faixa carbonetada adjacente a linha de fusão, apresentou relevante decréscimo nos valores de microdureza, reforçando o efeito do mecanismo de migração de carbono para as regiões próximas à linha de fusão rica em cromo. Este fenômeno foi verificado nos CP 1 e 3.
4. A presença das Zonas Frágeis Localizadas, associada aos grãos muito grosseiros verificados na ZAC do CP2 tabela 5.2, contribuíram para a redução de aproximadamente 20% nos valores de energia absorvida no ensaio de impacto.
5. As relações entre Cr_{eq} / Ni_{eq} entre 1,5 e 2 conferem boa segurança quanto à susceptibilidade a trincas de solidificação e liquação para o modo de solidificação FA.
6. O corpo de prova nº 2, exposto a 400°C durante 120 horas, apresentou baixo grau de sensitização, sendo pouco atacado pelo reagente (Ácido Oxálico 10%). Isto se deve aos baixos percentuais de carbono presentes na composição dos metais de adição empregados durante o experimento.
7. A velocidade de resfriamento tem forte influência sobre o modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeno-ferríticos. Para o processo TIG esta variável torna-se ainda mais representativa para $e \geq 12,7\text{mm}$.

8. O CP2 apresentou os menores valores de energia absorvida no ensaio de impacto na região da ZF, porém, quando comparados aos resultados divulgados pelos fabricantes para as classificações AWS dos metais de adição utilizados no experimento, ainda apresentam melhores resultados.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.

- Ampliar a avaliação da precipitação de compostos intermetálicos em soldas heterogêneas multipasse utilizando metais de adição austeno-ferríticos.
- Descrever teoricamente as áreas críticas sujeitas à precipitação de compostos intermetálicos (σ e χ) na ZF de soldas heterogêneas multipasse, utilizando consumíveis de aço inoxidável austeno-ferríticos tipo 309 LMo. Demarcar inicialmente a área do passe anterior reauecida entre 600° e 900°C a partir da linha de fusão do passe de cobertura e, posteriormente, calcular o tempo de permanência destas áreas nas temperaturas descritas (Δt_{9-6}), determinando a fração de fases intermetálicas formadas durante os ciclos térmicos de soldagem.
- Correlacionar os resultados do desenvolvimento teórico da quantificação de fases intermetálicas aos resultados obtidos através de outra metodologia praticada para quantificação de compostos intermetálicos (σ e χ).

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. BRASIL. PETROBRAS. **Química inorgânica do petróleo:** Série Programa de Formação de Operadores de Produção e Refino de Petróleo e Gás. Rio de Janeiro: Petrobras, 2005. 106p.
2. BRASIL. PETROBRAS. **Coqueamento retardado:** Série Programa de Formação de Operadores de Produção e Refino de Petróleo e Gás, 24. Rio de Janeiro: Petrobras, 2005. 138p.
3. MEYERS, R.A. **Handbook of petroleum refining processes.** New York: Mc Graw-Hill, 2003.
4. TELLES, P. C. S. **Materiais para equipamentos de processo.** Rio de Janeiro: Interciência, 2003. 277p.
5. THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **B31.3:** process piping. New York, 2010. 330p.
6. PETROBRAS. **N-1673:** critérios de cálculo mecânico para tubulação. Rio de Janeiro, 2011. 11p.
7. PETROBRAS. **N-0076:** materiais de tubulação para instalações de refino e transporte. Rio de Janeiro, 2007. 358p.
8. TELLES, P. C. S.; BARROS, D. G. P. **Tabelas e gráficos para projetos de tubulação.** Rio de Janeiro: Interciência, 1998. 192p.
9. PETROBRAS. **N-0133:** soldagem. Rio de Janeiro, 2005. 63p.
10. AMERICAN WELDING SOCIETY. **D10.8:** recommended practices for welding of chromium-molybdenum steel piping and tubing. Miami, 1996. 19p.

11. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Recommended Practice 582:** welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries. Washington, 2009. 28p.
12. Davis, J. R. **Carbon and alloy steels.** USA: ASM International, 1996.
13. ESTADOS UNIDOS DA AMERICA. ASM International. **Welding, brazing, and soldering.** USA: 1993. V.6.
14. THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **BPVC Section IX:** qualifications standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators. New York, 2010. 290p.
15. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem:** processos e metalurgia. São Paulo: Blucher, 1992. 494p.
16. QUITES, A. M. **Metalurgia na soldagem dos aços.** Florianópolis: Soldsoft, 2008. 256p.
17. PETROBRAS. **N-1438:** terminologia soldagem. Rio de Janeiro, 2011. 41p.
18. LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** New Jersey: Wiley-Interscience, 2005. 341p.
19. TALBOT, A. M.; FURMAN, D. E. Transactions of the American Society for Metals, 45, p. 429-440.
20. NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds. Welding Journal, n. 78(10), p. 329-337, 1999.
21. ALMENDRA, A. C. et. al. **Soldagem.** São Paulo: SENAI, 1997. 553p.

22. PETROBRAS. **N-0115**: fabricação e montagem de tubulações metálicas. Rio de Janeiro, 2011. 66p.
23. KATAYAMA, S.; FUJIMOTO, T.; MATSUNAWA, A. Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals. Transactions, 3(11), p. 123, 1985.
24. SCHAEFFLER, A. L. Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals. Welding Journal, 26(10), p. 601-620, 1947.
25. MODANESI, P. J. **Soldagem de ligas metálicas**. Belo Horizonte: UFMG, 2001. 28p. Apostila do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.
26. KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-92 Diagram. Welding Journal, v. 71, n. 5, p. 171-178, 1992.
27. CHARLES, J. **Super duplex stainless steel: structure and properties, in Duplex Stainless Steels**. Les Ulis: Éditions de Physique, 1991. v. 1.
28. TAKALO, T.; SUUTALA, N.; MOISIO, T. Metallurgy Trans. 10A, 1173, 1979.
29. CASTRO, R. J.; CADENET, J. J. **Metallurgy of stainless and heat resisting steels**. London: Cambridge University, 1974.
30. GENTIL, V. **Corrosão**. Rio de Janeiro: LTC, 1996. 345p.
31. KOU, S. **Welding metallurgy**. New Jersey: Wiley-Interscience, 2003. 461p.

32. IKAWA, H.; NAKAO, Y.; NISHIMOTO, K. Technol. Repts. Osaka University, 29(1648), 1979.
33. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Recommended Practice 571:** damage mechanisms affecting fixed equipment in the refining industry. Washington, 2003. 270p.
34. LIPPOLD, J. C. Unpublished research conducted in conjunction with Westinghouse Electric Corporation.
35. DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of steels and cast Irons.** New York: Springer Verlag, 2004.
36. RAMIREZ-LONDOÑO, A. J. **Estudo da precipitação de nitro de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** 1997. 151p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 1997.
37. LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding.** London: Chapman and Hall, 1993.
38. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A751-11:** Standard test methods, practices, and terminology for chemical analysis of steel products. West Conshohocken, 2011. 6p.
39. SÉFÉRIAN, D. **The metallurgy of welding.** London: Chapman and Hall, 1962.
40. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **A262-10:** Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels. West Conshohocken, 2010. 16p.

41. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E112-10:**
Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken,
2010. 26p.

