

CELSO LUIZ MODESTO

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DA JUNTA
DISSIMILAR ENTRE OS AÇOS AISI 4130M (75K) E O
TUBO API 5L X-60, COM UTILIZAÇÃO DE METAL DE
ADIÇÃO DE LIGA DE NÍQUEL 625**

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

São Paulo
MARÇO / 2016

CELSO LUIZ MODESTO

(Eng.^º Metalurgista)

**CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DA JUNTA DISSIMILAR ENTRE OS AÇOS AISI
4130M (75K) E O TUBO API 5L X-60, COM UTILIZAÇÃO DE METAL
DE ADIÇÃO DE LIGA DE NÍQUEL 625**

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

**Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem**

Orientador:
Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi

**São Paulo
MARÇO / 2016**

"Mantenha seus sonhos vivos. Compreendendo que para conseguir qualquer coisa requer fé e crença em si mesmo, visão, trabalho duro, determinação e dedicação. Lembre-se de que todas as coisas são possíveis para aqueles que acreditam".

Gail Devers.

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha família, especialmente a minha esposa, pelo constante estímulo e incansável apoio, aos professores, em particular ao meu orientador, pelo direcionamento e orientação transmitida durante a elaboração do trabalho, aos profissionais que atuaram de forma a simular todas as etapas do processo de fabricação e soldagens, aos técnicos dos laboratórios de ensaio e teste e aos amigos pela contribuição para elaboração deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo dom da vida e o suporte constante durante a jornada, que possibilitam todas as nossas realizações.

Agradeço ao Professor Dr. Sérgio Duarte Brandi que foi fundamental para a realização deste estudo, orientando e contribuindo em todas as etapas de sua elaboração, tornando possível o seu desenvolvimento de forma mais ampla e conclusiva.

Agradeço a colaboração dos amigos do curso e do trabalho, que contribuíram de forma direta ou indireta para a realização deste trabalho, agradeço a contribuição dos profissionais de soldagem e aos técnicos dos laboratórios de ensaios, pela presteza no atendimento e pela forma que conduziram os ensaios e testes realizados neste trabalho.

Meu agradecimento final fica para minha família, pelo suporte e auxílio durante todo meu curso, pelo apoio em momentos difíceis, além da paciência e da ausência durante as incontáveis horas dedicadas a este trabalho.

RESUMO

Este trabalho de caracterização propõe avaliar as variações microestruturais e as propriedades mecânicas de uma junta soldada entre metais dissimilar, com a utilização solda heterogênea. A junta entre metais dissimilares é utilizada em diversos componentes de equipamentos de aplicação submarina, pela indústria de petróleo e gás, como em conectores de linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso.

A metodologia adotada neste trabalho consiste da soldagem da junta entre metais dissimilares, com utilização de liga de níquel 625, considerando todas as etapas de fabricação aplicáveis. Para simulação do processo de fabricação, inicialmente foi realizada a soldagem de amanteigamento do aço forjado AISI 4130M, com utilização do processo de soldagem PGTAW, automático com arame quente, seguido do tratamento térmico de alívio de tensão. Em uma etapa posterior efetuou-se a soldagem da junta de topo entre o aço AISI 4130M amanteigado e o tubo API 5L X-60, com a utilização dos processos de soldagem GTAW e SMAW.

Para caracterização microestrutural foram realizadas análises por microscopia ótica objetivando a verificação das variações microestruturais na junta solda e observação do comportamento microestrutural da interface da solda de amanteigamento com aço AISI 4130M e da solda de topo com o aço API 5L X 60. Complementarmente foi realizada a análise por MEV para investigação do comportamento das interfaces de solda e análise dos gradientes composticionais através de mapeamento por EDS, nas interfaces das soldas de amanteigamento e de topo.

A caracterização das propriedades mecânicas da junta foi obtida com a realização de ensaios mecânicos, conforme requisitos normativos aplicáveis e complementares, visando verificar o atendimento aos requisitos normativos e de projeto aplicáveis para este tipo de junta, além de ensaios complementares para análise da solda de amanteigamento (*buttering weld*) do aço baixa liga, por este tipo de solda ser considerado como elemento estrutural da junta. Adicionalmente foram realizados análises químicas e teste de corrosão dos metais de solda depositados para verificação de suas características quanto à resistência a corrosão.

Palavras-chave: Solda de metais dissimilares, Solda de Amanteigamento, Superligas e Liga de Níquel 625.

ABSTRACT

This characterization work proposes to assess the microstructural variations and mechanical properties of a welded joint between dissimilar metals, using heterogeneous welding. The joint between dissimilar metals is used in several application components of underwater equipment, the oil and gas industry, such as connectors of the gooseneck flow lines.

The methodology used in this work consists of welding the joint between dissimilar metals, with use of nickel alloy 625, considering all applicable manufacturing steps. For the simulation of the production process was initially carried out at buttering welding of forged steel AISI 4130M, using the PGTAW welding process, automatic with hot wire, followed by heat treatment for stress relief. At a later stage we performed the welding of the butt joint between the steel AISI 4130M, with buttering weld, and API 5L X-60 pipe, with the use of the GTAW and SMAW welding processes.

For microstructural characterization were performed by optical microscopy analysis aiming at the verification of microstructural variations in weld joint and microstructural behaviour observation of buttering weld interface with steel AISI 4130M and the butt weld with steel API 5L X-60. In addition analyses by SEM for investigation of behaviour of weld interfaces and analysis of compositional gradients, through mapping by EDS, the interfaces of the buttering and butt welds.

The characterization of the mechanical properties of the joint was obtained with mechanical trials as applicable and complementary code requirements, in order to verify the compliance with regulatory requirements and applicable design for this type of joint, plus additional tests for analysis of buttering weld of Low Alloy Steel, by this type of welding to be considered as a structural element of the joint. Additionally were carried out, chemical and corrosion testing of weld metals deposited for verification of its characteristics for corrosion resistance.

Keywords: Dissimilar Metals Weld, Buttering Weld, Superalloys and Nickel Alloy 625.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1 – Fotografia de um conector de linhas de fluxo, do tipo pescoço de ganso (Gooseneck Connector), durante o processo de fabricação	2
Figura 2-2 – Aplicação de conectores de linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso (Gooseneck Connectors) em equipamento Árvore de Natal Molhada (ANM)	3
Figura 2-3 – Ilustração com o conceito de controle da microestrutura por TMCP	7
Figura 2-4 – Diagrama de transformação com resfriamento contínuo do Aço AISI 4130 – Adaptação	9
Figura 2-5 – Ilustração com as diferentes regiões em uma junta com metais dissimilares - Adaptação	12
Figura 2-6 – Ilustração mostrando as microestruturas formadas na ZAC - Adaptação	15
Figura 2-7 – Ilustração com comparação de microestruturas em soldagem com passe único (a) e soldagem com passes múltiplos (b)	16
Figura 2-8 – Ilustração do processo de soldagem GTAW (TIG) - Adaptação	18
Figura 2-9 – Ilustração das características do arco elétrico no processo GTAW....	19
Figura 2-10 – Ilustração com o princípio da soldagem PGTAW com sistema de Arame Quente (<i>TIG – Pulsed, Hot Wire</i>) - Adaptado.	21
Figura 2-11 – Diagrama esquemático mostrando os parâmetros relacionados com a corrente pulsada em função do tempo	22
Figura 2-12 – Equipamento de soldagem PGTAW - Arame Quente, modelo vertical com capacidade de armazenamento de programações de soldagem.....	23
Figura 2-13 – Ilustração do processo de soldagem SMAW.....	24
Figura 2-14 – Ilustração das conexões elétricas e os efeitos da polaridade, em corrente contínua, na penetração e taxa de fusão – Adaptação.....	25
Figura 2-15 – Desenho esquemático da formação dos contornos de grão do Tipo II	29
Figura 2-16 – Representação microestrutural da interface dissimilar do aço AISI 4130M, com solda de amanteigamento de liga de níquel 625	30

Figura 2-17 – Ilustração típica, em microescala, das regiões típicas da interface de amanteigamento entre o aço AISI 8630 e a solda de Inconel 625.....	31
Figura 2-18 – Representação esquemática da variação no modo de solidificação em toda a zona de fusão.....	33
Figura 2-19 – Vista esquemática dos caminhos de solidificação das ligas de níquel 625	34
Figura 2-20 – Micrografia obtida por MET da amostra de Inconel 718, no estado bruto de fusão, mostrando a fase γ' de morfologia esférica (a) e micrografia obtida por MEV mostrando a fase γ' , com morfologias cuboidal e elipsoidal (placas) na superliga B1914 no estado bruto.....	36
Figura 2-21 – Micrografia em MET da Liga 718, mostrando as fases γ' e γ'' , dispersas na matriz, em (a) e micrografia em MET em alta resolução, evidenciando as diferentes morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado) em (b)	37
Figura 2-22 – Imagens TEM obtida da amostra da interface da junta AISI 8630 – Liga de níquel 625, com uma visão geral da linha da fusão dentro de uma ZPM contínua (a), e a imagem, com maior ampliação, da região indicando o crescimento do carboneto do tipo M_7C_3 , dentro da zona planar, na fronteira da região livre de carboneto (b)	41
Figura 2-23 – Microestruturas do metal de solda de ligas de níquel 625, após tratamento térmico a temperaturas indicadas para oito horas e o diagrama TTT de precipitação para esta liga	44
Figura 2-24 – Representação esquemática dos tipos de degradações provocadas pelo hidrogênio.....	45
Figura 2-25 – Diagrama ilustrando a ação de interação sinérgica para ocorrência de CST	47
Figura 4-1 – Imagem do equipamento de soldagem PGTAW, automático com arame quente (a), detalhe da soldagem pelo processo PGTAW (b), imagem da região amanteigada do aço AISI 4130M, após TTAT e execução de usinagem para preparação do bisel (c) e imagem da junta dissimilar com a solda de topo (d).....	52
Figura 4-2 – Imagem com detalhe de retirada das amostras para microscopia eletrônica de varredura (MEV) com identificação de locais de análise	55

Figura 4-3 – Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura com a respectiva especificação técnica / Marca SEM-FEG JSM-6701F – JEOL.....	55
Figura 4-4 – Desenho esquemático com as regiões avaliadas por ensaio de impacto (Adaptado do ASME – Seção VIII – Divisão 1, Ed. 2013) / Figure UG-84.5)	56
Figura 5-1 – Micrografia do metal de base do aço API 5L X-60.....	59
Figura 5-2 – Micrografia da ZAC do aço API 5L X-60	60
Figura 5-3 – Micrografia do metal de solda depositado da junta de topo (500X)	61
Figura 5-4 – Micrografia do metal de solda depositado da junta de topo (1000X)	61
Figura 5-5 – Micrografia da solda de amanteigamento	62
Figura 5-6 – Micrografias da interface da solda de amanteigamento com a solda de topo	62
Figura 5-7 – Micrografia da ZAC do aço AISI 4130M.....	63
Figura 5-8 – Micrografia do metal de base do aço AISI 4130M.....	64
Figura 5-9 – Micrografia ótica da interface da solda de topo, com ataque de Nital 2% para revelação do lado aço API 5L X-60	65
Figura 5-10 – Micrografia ótica da interface da solda de topo com aço API 5L X-60, com ataque eletrolítico com Água Régia para revelação do metal de solda	66
Figura 5-11 – Micrografia ótica da interface da solda de amanteigamento com o aço AISI 4130M, com ataque por Nital 2%, para revelação do lado do aço AISI 4130....	66
Figura 5-12 – Micrografia ótica da interface da solda de amanteigamento com o aço AISI 4130M, com ataque eletrolítico com Água Régia para revelação do metal de solda.....	67
Figura 5-13 – Imagens MEV da interface de soldas da junta dissimilar com liga de níquel 625, mostrando a solda da junta de topo com o aço API 5L X-60 (a, b) e a solda de amanteigamento com o aço forjado AISI 4130M (c, d)	69
Figura 5-14 – Imagem obtida por MEV, com o mapeamento dos elementos químicos ao longo da interface da solda, por meio de EDS, entre o aço API 5L X-60 e o metal de solda de liga de níquel 625.....	71

Figura 5-15 – Imagem por MEV da interface da solda de amanteigamento com o aço forjado AISI 4130M.....	73
Figura 5-16 - Imagem obtida por MEV, com o mapeamento dos elementos químicos ao longo da interface da solda entre o aço AISI 4130M e o metal de solda de liga de níquel 625.....	75
Figura 5-17 – Fotografia dos corpos de prova após o teste de tração	76
Figura 5-18 – Fotografia mostrando as regiões das soldas e da ZAC das seções transversais dobradas dos corpos de prova, após o ensaio de dobramento	78
Figura 5-19 – Figura e gráfico dos valores de ensaio de dureza Vickers (HV-10) nas diversas regiões da junta dissimilar, conforme requisitos da Norma API 6A.....	82
Figura 5-20 – Macrografia da seção transversal da solda com os valores dimensionais da junta de topo dissimilar	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 – Efeitos dos elementos de liga Nb, Ti e V na microestrutura dos aços de alta resistência e baixa liga	6
Tabela 2-2 – Valores de análise química e propriedades mecânicas requeridas para aços API 5L X-60 para aplicação em conector para linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso.....	7
Tabela 2-3 – Valores de composição química e propriedades mecânicas requeridas para aços forjados AISI 4130 (75K) para aplicação em conector para linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso	10
Tabela 2-4 – Fórmulas para cálculo para carbono equivalente e respectivas aplicações	11
Tabela 2-5 – Tabela demonstrativa do sistema de identificação e das principais características dos eletrodos de tungstênio utilizados na soldagem GTAW.....	20
Tabela 2-6 – Efeitos dos elementos de liga nas superligas – Adaptação	35
Tabela 2-7 – Principais carbonetos em ligas de níquel e suas respectivas características	40
Tabela 2-8 – Valores máximos aceitáveis de dureza para soldas de aços carbono, aços carbono-manganês e aços baixa liga, conforme Tabela A1 da NACE MR-0175 / ISO 15156	48
Tabela 4-1 – Composição química e propriedades mecânicas do tubo de aço API 5L X-60 utilizado na soldagem do teste	50
Tabela 4-2 – Composição química e propriedades mecânicas do aço forjado AISI 4130M utilizado na soldagem do teste.....	50
Tabela 4-3 – Composição química do metal de adição ER NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.14M) utilizado na soldagem PGTAW	51
Tabela 4-4 – Parâmetros da soldagem de amanteigamento do aço AISI 4130M...	52
Tabela 4-5 – Gráfico com registro de resultado do tratamento térmico de alívio de tensão do tratamento térmico do aço AISI 4130M (75K), com solda de amanteigamento.....	53

Tabela 4-6 – Composições químicas dos metais de adição ER NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.14M) e E NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.11M).....	53
Tabela 4-7 – Parâmetros de soldagem da junta da junta de topo dissimilar entre o aço forjado AISI 4130M (75K) e o tubo de aço API 5L X-60	54
Tabela 4-8 – Composição química do gás de proteção utilizados nos processos de soldagem PGTAW e GTAW.....	54
Tabela 5-1 – Tabela com os valores de ensaio de tração da junta entre metais dissimilares.....	75
Tabela 5-2 – Tabela com os resultados de ensaio de dobramento guiado da junta dissimilar	77
Tabela 5-3 – Tabela com os valores de energia (individual e média), expansão lateral e análise de fratura dúctil no ensaio de impacto.....	79
Tabela 5-4 – Tabela com os valores de análise química do metal de solda depositado nas regiões de solda de topo e da solda de amanteigamento.....	85
Tabela 5-5 – Tabela com os resultados de ensaio de susceptibilidade a corrosão por pites.....	86

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

A:	Amperes;
AISI:	American Iron and Steel Institute;
API:	American Petroleum Institute;
ARBL:	Alta Resistência Baixa Liga;
ASME:	American Society of Mechanical Engineers;
ASTM:	American Society for Testing Materials;
AWS:	American Welding Society;
CA:	Corrente Alternada;
CC (-):	Corrente Continua com Polaridade Direta;
CC (+):	Corrente Continua com Polaridade Inversa;
CRA:	Corrosion-Resistant Alloys (Revestimento resistente à corrosão);
CST:	Corrosão Sob Tensão;
EDS:	Energy Dispersive Spectroscopy;
EL:	Elementos de liga;
EPS:	Especificação de Procedimento de Soldagem (WPS);
ES:	Energia de Soldagem;
Fases γ :	Fase Gama;
Fases γ' :	Fase Gama linha;
Fases γ'' :	Fase Gama duas linhas;
Fases δ :	Fase Delta;
Fases η :	Fase Eta;
Fases μ :	Fase Mü;
Fases σ :	Fase Sigma;
GTAW:	Gas Tungsten Arc Welding;
H:	Hidrogênio;
HB:	Dureza Brinell;
HBW:	Dureza Brinell com esfera de tungstênio;
HRC	Dureza Rockwell C;
HSLA:	High Strength Low Alloy;
HV:	Dureza Vickers;

ISO:	International Organization for Standardization;
J:	Joule;
LE:	Limite de Escoamento;
LRT:	Limite de Resistência a Tração;
Máx.:	Máximo;
Mín.:	Mínimo;
MEV:	Microscopia Eletrônica de Varredura;
NACE:	National Association of Corrosion Engineers;
PGTAW:	Pulsed Gas Tungsten Arc Welding;
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number;
PWHT	Postweld Heat Treatment;
SCC:	Stress Corrosion Cracking;
SMAW:	Shielding Metal Arc Welding;
SSC:	Sulfide stress cracking;
TIG:	Tungsten Inert Gas;
TTAT:	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões;
V:	Unidade de tensão, Volts;
ZAC:	Zona Afetada pelo Calor;
ZF:	Zona Fundida;
ZPM:	Zona Parcialmente Misturada;

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	ii
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	iv
ABSTRACT	v
LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE TABELAS	x
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS.....	xii
SUMÁRIO.....	xiii
1.0. INTRODUÇÃO	1
2.0. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1. CONSIDERAÇÕES SOBRE CONECTORES DE LINHA DE FLUXO DO TIPO PESCOÇO DE GANSO (GOOSENECK CONNECTORS).....	2
2.2. CARACTERÍSTICAS DOS METAIS DE BASE UTILIZADOS NA PESQUISA.	4
2.2.1. Características dos Aços API 5L X-60.....	4
2.2.2. Características dos Aços AISI 4130M (UNS 41300).	8
2.3. JUNTAS COM METAIS DISSIMILARES.....	11
2.3.1. Considerações sobre a soldabilidade de aços	11
2.3.2. Soldagem de juntas com metais dissimilares	12
2.3.3. Efeitos da soldagem na microestrutura da ZAC	14
2.3.4. Efeitos da soldagem com passes múltiplos	16
2.4. PROCESSOS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NO TRABALHO.....	18
2.4.1. Conceitos do processo de soldagem GTAW (TIG)	18
2.4.2. Conceito do processo de soldagem PGTAW.....	21
2.4.3. Conceito do processo de soldagem por Eletrodos Revestidos (SMAW).....	24
2.5. SOLDAGEM COM LIGA DE NÍQUEL 625	27
2.5.1. Soldabilidade de ligas de níquel 625	27
2.5.2. Considerações sobre aplicação de Soldas de Amanteigamento.....	28
2.5.3. Considerações sobre a formação de Zonas Parcialmente Misturadas	29

2.6. METALURGIA DAS SUPERLIGAS DE NÍQUEL.....	33
2.6.1. Considerações gerais.....	33
2.6.2. Considerações sobre a solidificação das ligas de níquel	33
2.6.3. Microestruturas das ligas de níquel.....	35
2.6.3.1. Fases endurecidas por solução sólida	36
2.6.3.2. Fases topologicamente compactadas (FTC).....	38
2.6.3.3. Carbonetos.....	40
2.7. CONTROLES DE TEMPERATURAS NA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT)	42
2.7.1. Controle de Temperaturas de Pré-Aquecimento	42
2.7.2. Controle de Temperaturas de Interpasse	43
2.7.3. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)	43
2.8. CONSIDERAÇÕES REFERENTES À CORROSÃO NA APLICAÇÃO DE JUNTAS COM METAIS DISSIMILARES EM APLICAÇÕES SUBAQUÁTICAS.....	45
2.8.1. Considerações gerais.....	45
2.8.2. Considerações sobre corrosão sob tensão (CST).....	47
3.0. OBJETIVO E RELEVÂNCIA DA PESQUISA.....	49
4.0. MATERIAIS E MÉTODOS.....	50
4.1. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	50
4.2. ENSAIOS, TESTES E ANÁLISES.....	55
4.2.1. Ensaios Não Destrutivos	55
4.2.2. Análise Microestrutural.....	55
4.2.3. Ensaio de Tração e Ensaio de Dobramento.....	56
4.2.4. Ensaio de Impacto.....	57
4.2.5. Ensaio de Dureza.....	57
4.2.6. Ensaio Macrográfico.....	57
4.2.7. Análises Químicas.....	58
4.2.8. Teste de Corrosão.....	58
5.0. RESULTADOS DE ENSAIOS E TESTES	59
5.1. RESULTADOS DE ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS	59

5.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA SOLDADA	59
5.2.1. Análise microestrutural por microscopia ótica da junta soldada	59
5.2.2. Análise microestrutural por microscopia ótica das interfaces das soldas	65
5.2.3. Análise microestrutural das interfaces das soldas por Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)	69
5.3. CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	76
5.3.1. Ensaio de Tração	76
5.3.2. Ensaio de Dobramento Guiado	78
5.3.3. Ensaio de Impacto Charpy	79
5.3.4. Ensaio de Dureza	82
5.4. ENSAIO MACROGRÁFICO	84
5.5. ANÁLISE QUÍMICA.....	85
5.6. TESTE DE CORROSÃO.....	86
6.0. CONCLUSÕES	87
7.0. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.	89
8.0. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

1.0 INTRODUÇÃO

À medida que as industriais petroleiras expandem suas fronteiras exploratórias, as condições operacionais nas atividades de exploração e prospecção de petróleo e de gás natural são cada vez mais delicadas em função das condições operacionais, como no caso do de exploração em águas profundas, exigindo dos setores de engenharia pesquisa e desenvolvimento de novos produtos, bem como desenvolvimento novas técnicas de fabricação, de forma a prover um desenvolvimento tecnológico seguro e eficaz para estas operações.

Dentro dos sistemas subaquáticos de exploração de petróleo e gás, vários materiais podem ser selecionados, com propriedades específicas para atendimento aos requisitos de projeto em ambientes operacionais severos, onde os requisitos normativos, geralmente, consideram a necessidade da utilização de materiais com maiores valores de propriedades mecânicas e mais resistentes à corrosão em ambiente agressivo. Ao longo dos anos, as condições operacionais severas dos ambientes submarinos têm provocado falhas de diversos níveis em componentes e equipamentos e componentes utilizados, como ocorrência de trincas por corrosão sob tensão. Como resultado destas falhas, observou-se a necessidade de substituição por materiais mais adequados, utilização de componentes com revestimento resistente a corrosão com ligas de níquel.

A soldagem de juntas entre metais dissimilares com soldas heterogêneas, com a utilização de técnica de amanteigamento (*buttering weld*), são amplamente utilizadas em equipamentos para operações em ambientes submarinos, onde diversos estudos são realizados objetivando a seleção de melhores materiais e técnicas, de forma a evitar a formação de fases frágeis e consequentemente ocorrência de trincas, principalmente na interface da solda.

Neste trabalho de caracterização foi realizada a simulação do processo de fabricação, com a soldagem de uma junta com metais dissimilares com metal de adição de liga de níquel 625, de forma a reproduzir a junta utilizada em conectores para linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso (*Flowline Connector Type Gooseneck*).

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CONSIDERAÇÕES SOBRE CONECTORES DE LINHA DE FLUXO DO TIPO PESCOÇO DE GANSO (*Gooseneck Connector*)

O surgimento novas unidades de produção e exploração devido ao avanço das fronteiras exploratórias de petróleo e gás, principalmente em águas profundas, tem feito com que as empresas do setor direcionem suas pesquisas para um desenvolvimento contínuo de novos materiais e novas tecnologias operacionais, como o desenvolvimento dos navios plataformas e as linhas de fluxo flexíveis (*flowlines*) que são produtos essenciais nas condições operacionais de produção submarina em águas profundas, por altamente [1].

Como vimos às condições operacionais têm direcionado as empresas do setor, para o desenvolvimento novas técnicas e projetos para instalações submarinas, entre os quais se destacam o desenvolvimento de equipamentos e acessórios para operação em ambientes agressivos, alguns equipamentos, como os conectores do tipo pescoço de ganso, utilizados em sistemas submarinos de exploração de petróleo e gás, para interligação das linhas de fluxo. O conector do tipo pescoço de ganso para linhas de fluxo, mostrado na Figura 2-1, são compostos de aço forjado baixa liga (ABL) e aços carbono ou aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).



Figura 2-1 – Fotografia de um conector de linhas de fluxo, do tipo pescoço de ganso (*Gooseneck Connector*), durante o processo de fabricação.

As juntas entre metais dissimilares, presentes nos conectores do tipo pescoço de ganso, podem possuir diversas configurações, dependendo de sua aplicação, basicamente consiste de um tubo curvado de aço carbono ou ARBL com conector de aço baixa liga forjado (ABL).

Uma consideração técnica relevante é a necessidade de tratamento térmico de alívio de tensões dos aços baixa liga, devido as propriedades da microestrutura formada na ZAC, de forma a evitar trincas induzidas pelo hidrogênio. O mesmo ciclo térmico, se aplicado a junta de metais dissimilares, em geral, pode resultar em degradação das propriedades do aço carbono ou aço ARBL, portanto a necessidade de adoção de técnica de amanteigamento, seguido da aplicação de tratamento térmico de alívio de tensão, antes da execução da soldagem final da junta dissimilar. No caso de componentes com revestimentos resistentes a corrosão, utilizando metais de adição de liga de níquel 625, também são, comumente, utilizados para as soldagens de amanteigamento e de fechamento (topo) [53].

Os conectores do tipo pescoço de ganso são utilizados em diversos equipamentos subaquáticos, como Árvore de Natal Molhada (ANM), mostrada na Figura 2-2, para conexões de linhas de fluxo e umbilicais, tendo por característica à aplicabilidade, resistência às condições operacionais e desempenho confiável.

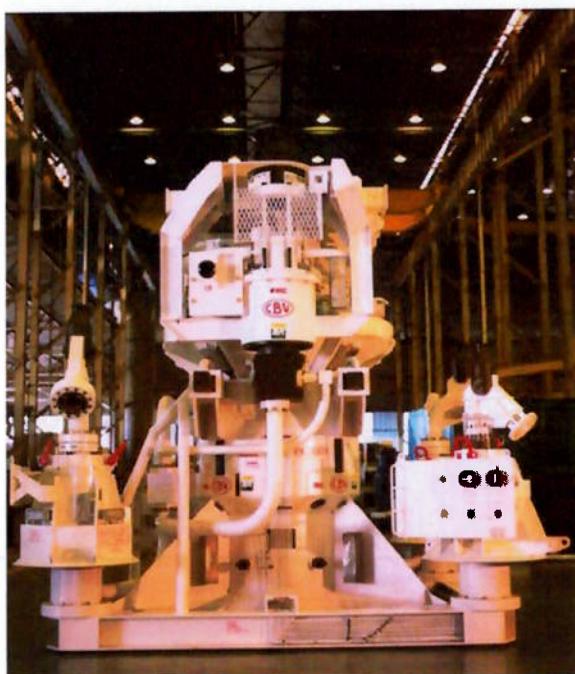


Figura 2-2 – Aplicação de conectores de linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso (*Gooseneck Connectors*) em equipamento Árvore de Natal Molhada (ANM) [1].

2.2. CARACTERÍSTICAS DOS METAIS DE BASE UTILIZADOS NA PESQUISA

Nesta pesquisa foram utilizados o tubo de aço API 5L X-60 e o aço forjado AISI 4130M (75K), simulando as operações de fabricação do conector de linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso.

O tubo de aço API 5L X-60 tem como principal característica de projeto atender aos requisitos de fabricação, envolvendo conformação e soldabilidade, associado às propriedades mecânicas requeridas, no caso do aço AISI 4130M (75K), tem como característica de projeto o atendimento aos requisitos de propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade elevadas.

2.2.1. Características dos Aços API 5L X-60

Os tubos API 5L X-60 são aços microligados ou aços Alta Resistência e Baixa Liga, denominados de aços ARBL (em inglês, *HSLA* ou *High-Strenght Low-Alloy Steel*), sendo materiais extremamente importantes em operações de transporte e beneficiamento de petróleo e gás, devido a sua versatilidade de aplicação, o que permite a sua utilização tanto em equipamentos que trabalham em altas temperaturas, equipamento que operam em baixas temperaturas e em equipamentos que operam com altas pressões, estes aços são amplamente utilizados em diversos equipamentos industriais como: reatores, vasos de pressão, tubulações e dutos, e também em estruturas oceânicas [2].

Os aços ARBL, ou aços microligados, são definidos por teores de carbono entre 0,05% e 0,025%, objetivando uma melhor conformabilidade e soldabilidade, e teores de manganês de até 2,0%, assegurando boas propriedades mecânicas. Pequenas quantidades de elementos de liga como o cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio podem ser adicionados em variadas composições, proporcionando alterações no aço, principalmente em suas propriedades mecânicas e à resistência a corrosão [3]. As propriedades mecânicas dos aços ARBL, garantidas pela adição de elementos de liga, podem eliminar a necessidade de tratamentos térmicos posteriores à sua fabricação, mas alguns tratamentos térmicos como a normalização, têmpera e revenimento ainda podem ser aplicados para obtenção de melhores características.

Com o desenvolvimento de aços microligados, onde há a adição de baixos teores de elementos de liga, foi possível obter aumentos consideráveis nos valores de propriedades mecânicas (ductilidade e dureza), onde a temperaturas de transição dúctil-frágil foram reduzidas, devido ao melhor controle de tamanho de grão, assim como a fina precipitação de carbonetos garante uma maior dureza.

A norma API (*American Petroleum Institute*) classifica os aços para dutos conforme Especificação API 5L, composição química e o seu limite de escoamento [3]. Na classificação é utilizada a designação de letras A, B e X, que no caso é seguido de dois algarismos representando o limite mínimo de escoamento em ksi (lb/in²) e a especificação adiciona ainda dois níveis distintos para especificação de características do produto, sendo PSL 1 e PSL 2, onde os tubos enquadrados como PSL 2 apresentam um controle mais estreito de composição química e valores definidos de tenacidade e resistência à tração [3].

Os tubos de aço API 5L tem ampla aplicação em processamento e transporte de petróleo e gás, onde são requeridos aços de alta resistência, onde o aumento de resistência mecânica destes aços ocorre sem as perdas de outras propriedades como a ductilidade, dureza e soldabilidade. Apesar do escopo da norma API 5L ser de fabricação de tubos para transporte, ou seja, para a condução de fluidos; muitas vezes, os tubos API são também utilizados em aplicações estruturais, como por exemplo, em tubo de revestimento de poço (“casing” e “risers”) de perfuração de petróleo, em aplicações submarinas com proteção, em operações em altas pressões ou em meios corrosivos, contendo H₂S [4].

Os aços API 5L são aços ARBL, também chamados de aços microligados, por possuírem pequenas quantidades de carbono e de elementos de liga, geralmente, nióbio, titânio e vanádio, que possibilitam alterações microestruturais e, consequentemente, melhores propriedades mecânicas.

Os elementos de liga destes aços também podem proporcionar endurecimento por precipitação, aumentando a resistência mecânica da chapa, esse efeito é causado pela precipitação interfásica de partículas extremamente finas durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento que é feito após a laminação a quente ou o tratamento térmico, contudo, há alguma perda de tenacidade. [4]

Os estudos sobre os efeitos de micro adições de nióbio, titânio e vanádio nas propriedades mecânicas revolucionaram a siderurgia, já que viabilizaram o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos, que levam à obtenção de aços que apresentam microestrutura com alto grau de refino [5]. Essa intensa redução no tamanho de grão permite aumentar, simultaneamente, a resistência mecânica e a tenacidade, diminuindo os teores de elementos de liga do aço, especialmente o teor de carbono [6].

Os efeitos dos elementos de liga Nb, V e Ti na microestrutura dos aços de alta resistência e baixa liga são descritos resumidamente na Tabela 2-1.

Tabela 2-1 - Efeitos dos elementos de liga Nb, V e Ti na microestrutura dos aços ARBL. [6, 7]

ELEMENTO DE LIGA	CARACTERÍSTICAS
NIÓBIO (Nb)	Atua no controle do tamanho de grão austenítico durante o processamento, esse elemento, tanto na forma solubilizada, constituindo precipitados, possui a capacidade de retardar a recristalização da austenita entre os passes de laminação.
TITÂNIO (Ti)	Atua principalmente pelo refino do tamanho de grão austenítico durante o reaquecimento da placa antes de sua laminação a quente, os precipitados desse elemento possuem baixa solubilidade, particularmente o TiN, que se mantém estável mesmo no aço líquido.
VANÁDIO (V)	Vanádio possui alta solubilidade na austenita e, por esse motivo, endurece o material por precipitação interfásica na ferrita, principalmente, é o elemento cujos carbo-nitretos apresentam maior solubilidade. O vanádio é adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação.

Os requisitos de resistência mecânica dos aços ARBL são desenvolvidos pelo efeito combinado do tamanho de grão fino que ocorre durante laminação controlada a quente e reforçada pelo efeito dos elementos microligados (especialmente nióbio) e o aumento de resistência por precipitação, devido à presença de vanádio, nióbio e titânio na composição.

Para o processo de laminação controlada, os elementos de liga, como Nb, V e Ti, são adicionados com o objetivo de evitar o crescimento de grão em altas temperaturas e retardar a recristalização da austenita nos estágios finais do processo de laminação, sendo objetivo do processamento termomecânico controlado a produção de um tamanho de grão tão pequeno quanto possível, grãos finos proporcionam melhor ductilidade e um aumento na resistência do aço. [7]

A laminação controlada ou processamento termomecânico controlado (TMCP) confere aos aços microligados propriedades superiores aos aços convencionais, além de excelente soldabilidade e boa tenacidade [7]. O método para obtenção de aços ARBL, ilustrado na Figura 2-3, consiste, basicamente, da adição de elementos microligantes e um controle muito cuidadoso de temperaturas, durante o processo TMCP.

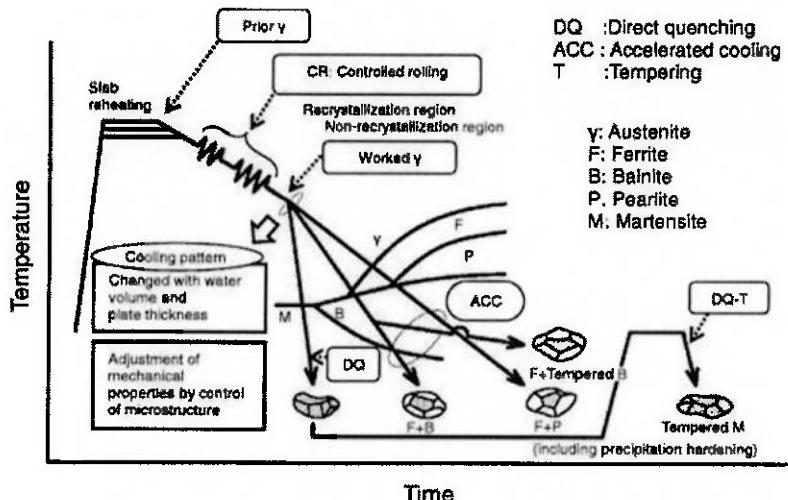


Figura 2-3 – Ilustração com o conceito de controle da microestrutura por TMCP [8].

Os requisitos de composição química e propriedades mecânicas para os tubos de aço API 5L X-60, para fabricação de conectores do tipo pescoço de ganso são definidos pelas Especificações API 5L e API 6A e especificação de projeto e são apresentados, resumidamente na Tabela 2-2.

Tabela 2-2 – Valores de análise química e propriedades mecânicas requeridas para aços API 5L X-60 para aplicação em conector para linhas de fluxo do tipo pescoco de ganso.

2.2.2. Características dos Aços AISI 4130 (UNS 41300)

Os aços AISI 4130 são aços cromo-molibdênio, denominado de aços baixa liga (*Low-Alloy Steels - LAS*), sendo aços temperados e revenidos com médio carbono contendo tipicamente, carbono na faixa de 0,25% a 0,50% e não mais que 5% de elementos de liga, sendo, amplamente utilizados na produção de petróleo e gás devido as suas boas propriedades mecânicas e seu baixo custo. O uso desses materiais em ambientes contendo H₂S é regido pelas normas API 6A e a NACE MR-0175-ISO15156-2. Aços de baixa liga com adições de cromo, molibdênio e níquel combinam alta resistência com uma boa resistência ao impacto [9].

Estes elementos de liga presentes nos aços AISI 4130 têm por objetivo principal aumentar a temperabilidade desses aços, o efeito geral dos elementos de liga na têmpera é o retardamento da taxa de amolecimento, em temperaturas de têmpera elevadas, assim, para poder atingir uma determinada dureza em um dado período de tempo, os aços liga requerem temperaturas de têmpera mais elevadas do que os aços de carbono [9].

O elemento de liga, comumente, adicionado aos aços baixa liga [9], cromo, manganês, molibdênio, níquel e vanádio, às vezes são individualmente, mas geralmente em combinações, estes elementos normalmente formam soluções sólidas com ferro e compostos metálicos com carbono (carbonetos) proporcionando para estes aços propriedades mecânicas superiores ao dos aços carbono convencionais.

O tratamento térmico é frequentemente necessário para alcançar as propriedades mecânicas adequadas e desejáveis para estes materiais, onde o tratamento térmico de têmpera consiste no aquecimento do aço a temperatura de austenitização, seguido de resfriamento rápido, com o objetivo de transformar a austenita em martensita, que é uma fase com maior dureza [9].

Como a microestrutura final obtida depende da taxa de resfriamento, o teor de carbono e outros elementos de liga têm um papel importante na determinação dos constituintes a serem formados, logo a temperabilidade de um aço é a capacidade deste aço ser transformado completamente de austenita para martensita a uma dada profundidade, quando resfriado em determinadas condições [9].

Os aços AISI 4130 são frequentemente submetidos a tratamento térmico de revenimento, para remoção algumas fragilidades da microestrutura martensítica e introduzir outras fases mais dúcteis, este procedimento também serve para diminuir a resistência, mas aumenta a tenacidade à fratura do material.

No diagrama de tratamento térmico dos aços AISI 4130, mostrado na Figura 2-4, são indicadas as temperaturas, tempos de resfriamento e as regiões de transformações em ferrita, perlita e bainita, assim como a temperatura "Ms" de transformação martensítica, observando que a temperatura "Ms" não é constante, quando a formação de martensita é precedida pela formação de bainita, mas geralmente diminui, com tempos mais longos [9].

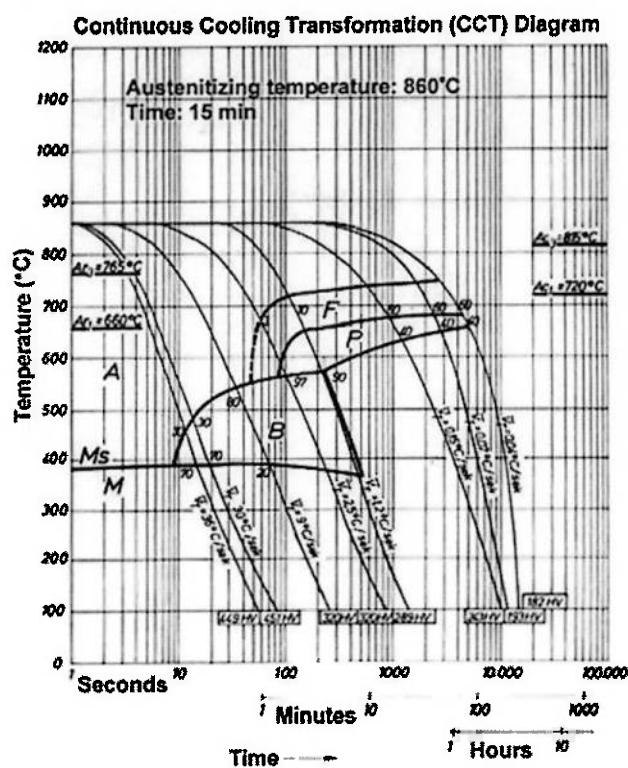


Figura 2-4 – Diagrama de transformação com resfriamento contínuo do Aço AISI 4130 – Adaptação. [10]

Na microestrutura dos aços AISI 4130 muitas fases podem coexistir, em função da temperatura do tratamento térmico, muitas vezes é difícil distinguir de forma precisa a microestrutura em aços baixa liga. Martensita é a microestrutura típica para grande faixa de aços AISI 4130M para os níveis de alta resistência, e a combinação de martensita revenida, bainita e cementita para níveis mais baixos de resistência [9].

Os aços AISI 4130 usualmente, apresentam valores de limite de escoamento na faixa de 415 a 560 MPa (60 a 80 ksi) e os valores de carbono equivalente (CE) quantificam, empiricamente, o efeito dos principais elementos de liga sobre a soldabilidade, onde valores de carbono equivalente são limitados em 0,42 para assegurar a adequada capacidade de soldagem. [11]

Os requisitos de composição química e propriedades mecânicas para os aços AISI 4130M (75K), utilizados na fabricação de conectores do tipo pescoço de ganso são definidas pela Especificação API 6A e especificação de projeto, e apresentadas, resumidamente, na Tabela 2-3.

Tabela 2-3 – Valores de composição química e propriedades mecânicas requeridas para aços forjados AISI 4130 (75K) para aplicação em conector para linhas de fluxo do tipo pescoço de ganso. [13]

2.3. JUNTAS COM METAIS DISSIMILARES

2.3.1. Considerações sobre a soldabilidade de aços

O termo soldabilidade tem sido utilizado para descrever uma ampla variedade de características, quando um material é submetido à soldagem, pode ser definida como a capacidade de um metal ou combinação de metais a serem soldado adequadamente em uma estrutura projetada, e a junta soldada resultante possuir a requerida propriedade metalúrgica para desempenhar satisfatoriamente o serviço intencionado [12]. Uma boa soldabilidade é caracterizada pela facilidade com que o processo de soldagem é realizado, ausência de defeitos na solda e provendo propriedades mecânicas aceitáveis na junta soldada.

O termo soldabilidade também é utilizado para descrever a susceptibilidade à trinca, considerando susceptibilidade a trincas a quente e os efeitos de endurecimento na ZAC, que está diretamente relacionada com a susceptibilidade a trincas induzida pelo hidrogênio, portanto, uma boa soldabilidade significa também, uma ZAC menos endurecida. [13] A soldabilidade de um aço pode ser estimada através da utilização de uma das expressões desenvolvidas para essa finalidade, chamada de carbono equivalente (CE) [14]. Várias fórmulas para cálculo de carbono equivalente foram desenvolvidas, destas três fórmulas têm sido comumente utilizadas, que incluem as fórmulas CE_{IIW} , P_{cm} e C_{EN} , conforme Tabela 2-4.

Tabela 2-4 – Fórmulas para cálculo para carbono equivalente e suas aplicações. [13, 14 e 15]

P_{cm}	$P_{cm} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \left(\frac{\%Mn + \%Cu + \%Cr}{20} \right) + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5\%B$
CE_{IIW}	$CE_{IIW} = \%C + \left(\frac{\%Mn}{6} \right) + \left(\frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right) + \left(\frac{+ \%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right)$ CE_{IIW} é uma das mais utilizadas, porque é uma boa avaliação dos valores de dureza dos aços convencionais, sendo esta fórmula preferível para aços carbono comum e aços carbono – manganês.
C_{EN}	$C_{EN} = \%C + A(C) \times \left[\frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%Ni}{20} + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%Nb + \%V}{5} \right) + 5\%B \right]$ $A(C) = 0.75 + 0.25(gb) \times [20(\%C - 0.12)]$ C_{EN} é a fórmula mais recente de carbono equivalente. Esta fórmula se aplica tanto para aços carbonos convencionais como para aços ligados. Essa última fórmula é uma combinação das fórmulas de CE_{IIW} e P_{cm} .

2.3.2. Soldagem de juntas com metais dissimilares

Atualmente a união de metais dissimilares tornou-se indispensável para fabricação de equipamentos e componente para indústrias de petróleo e gás, onde juntas entre metais dissimilares se referem à união de dois diferentes sistemas de liga, atualmente existem diversas aplicações, onde diferentes propriedades são requeridas para os componentes ou equipamento.

A dissimilaridade de metais, em uma junta soldada por fusão, pode surgir devido à diferença na composição química, considerando que a composição química do aço afeta a soldabilidade e as propriedades físicas e mecânicas da junta soldada. Outro fator a ser considerado na união de metais dissimilares é a possibilidade de ocorrência de trincas, em função das diferenças na condutibilidade e expansão térmica, que são fatores geradores de tensões, tornando-se então, de fundamental importância à estimativa da composição química de uma solda dissimilar, a partir do conhecimento da diluição imposta pelo processo e dos parâmetros de soldagem adotado. [16]

Considerando a não coincidência da solubilidade ou dos coeficientes de expansão térmica dos metais a ser soldados, a única forma de fazer uma junção bem sucedida, é a utilização de um material de transição entre os dois metais dissimilares, que pode ser feito usando uma peça intermediária entre os metais, ou usando a técnica de aplicação de camada amanteigamento (*buttering weld*), mostrada na Figura 2-5, que consiste em um depósito com várias camadas de um metal de transição entre os diferentes metais de base [17]. É importante considerar que a camada amanteigamento, atua de forma a impedir a diluição do metal de base no metal de solda, que em determinadas condições pode ter um efeito nocivo na microestrutura.

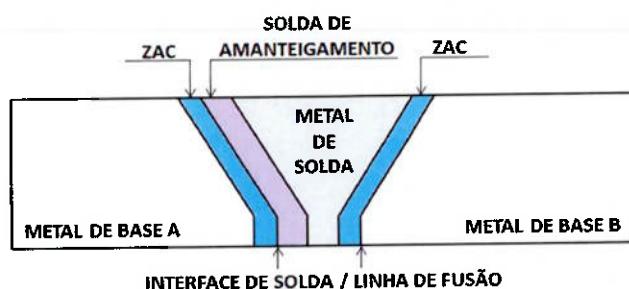


Figura 2-5 – Ilustração com as diferentes regiões em uma junta com metais dissimilares – Adaptação [18].

A soldagem de metais dissimilares apresentam problemas específicos na sua soldagem, considerando suas propriedades físicas e mecânicas, que são

substancialmente diferentes, onde a diferença na temperatura de fusão é um problema óbvio e as diferenças na resistência ou nos coeficientes de expansão térmica podem resultar em elevadas tensões residuais.

A zona de fusão é a região onde efetivamente houve fusão e subsequente solidificação e a ZAC é a região do metal de base, adjacente a zona de fusão, onde um ciclo rápido de aquecimento, seguido de rápido resfriamento foi causa pela fonte de energia utilizada. É importante ressaltar que durante o ciclo térmico, o tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperaturas influenciará muito no desempenho da junta soldada, principalmente no que se refere às fraturas [19].

Em princípio um grande número de composições de metal de solda pode ser obtido na soldagem de metais dissimilares, dependendo da combinação de metal de base e metal de adição, processo e procedimento de soldagem, portanto uma questão de relevante em juntas dissimilares a seleção do metal de adição, que é fundamental para minimizar o risco de falhas na solda, o metal de adição deve aceitar a diluição dos metais de base, sem ocorrência de trincas ou formação de fases indesejáveis, ele também deve ter resistência mecânica suficiente, ductilidade e resistência à corrosão em serviço em meios corrosivos [20].

A diluição do metal de solda com o metal de base, que ocorre durante processos de soldagem, resulta em uma variação de composição química nas regiões adjacentes a interface de solda, portanto, há uma variação no comportamento de solidificação e microestrutural, desde que estas sejam sensíveis à composição química. O nível de diluição é, por sua vez, fortemente afetado pelos parâmetros de soldagem, assim, muitas aplicações de soldagem entre metais de diferentes composições requerem um controle cuidadoso dos parâmetros de soldagem e do nível de diluição correspondente a fim de produzir soldas com a microestrutura e propriedades apropriadas para o serviço pretendido [21].

Durante a soldagem de uma liga 625 com um aço, aumenta o teor de Fe, C e Si na composição do metal de solda da liga 625. No caso dos elementos de liga molibdênio e nióbio, apresentam fortes tendências a segregar para regiões interdendríticas, onde a sua segregação é equilibrada pela segregação inversa de Ni e Fe para os núcleos dendríticos. Acredita-se que a fração de fase Laves aumenta com um aumento do teor de elementos como Fe e Si na liga de níquel 625 e a formação de

partículas de NbC e nas regiões interdendríticas as fases Laves diminuem a dureza do metal de solda [22].

A velocidade de Resfriamento, que é mais importante dos parâmetros na determinação da microestrutura em materiais, suscetíveis a transformações de fase durante o resfriamento. Alternativamente, pode-se caracterizar a taxa de resfriamento, na soldagem de aços, pelo tempo necessário para a solda se resfriar de uma temperatura T_2 até uma temperatura T_1 , onde as temperaturas geralmente consideradas são 800°C e 500°C, denominado como tempo de resfriamento Δt_{8-5} . A faixa de temperaturas entre 800°C e 500°C, aproximadamente, representa o intervalo de temperatura de transformação dos aços e têm sido amplamente utilizados para caracterizar os efeitos de uma solda na ZAC [23].

Na soldagem com metal de adição de liga de níquel 625, de revestimento de resistente a corrosão, a energia de soldagem é um parâmetro importante, que pode afetar a microestrutura resultante, exames metalográficos indicaram que a formação das fases secundárias depende da energia de soldagem. Constatou-se em estudos, na soldagem com ligas 625, que baixos valores de energia de soldagem resultam em um resfriamento mais rápido, com menos tempo disponível para a segregação, portanto, resfriamento rápido promove um menor grau de segregação. Com o aumento da taxa de resfriamento não se observou efeitos sobre o tipo de carboneto formado, mas observaram-se alterações na distribuição de partículas de carboneto, que mudaram relativamente de poucas partículas grandes para muitas partículas precipitadas, quando a taxa de resfriamento é maior [24].

2.3.3. Efeitos da soldagem na microestrutura da ZAC

Os campos de temperatura produzida pela distribuição de calor da fonte através da superfície do metal podem criar morfologia microestrutural complexa na zona afetada de calor (ZAC) dos metais. As mudanças microestruturais na ZAC dependem das taxas de aquecimento e de resfriamento, que por sua vez, são determinadas pela Energia de Soldagem, onde também são consideradas importantes à espessura e geometria da peça a ser soldada e a temperatura interpasso [25].

Os campos de temperatura produzidos pelo calor podem criar uma complexa morfologia microestrutural na ZAC, com a formação de diversas regiões distintas,

portanto a ZAC, de um material ferrítico, pode ser dividida em várias regiões ou subzonas, dependendo do material a ser soldado, conforme mostrado na Figura 2-6.

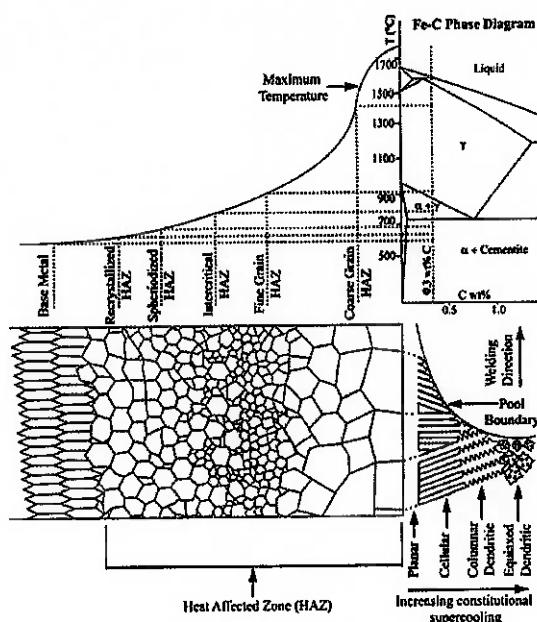


Figura 2-6 – Ilustração mostrando as microestruturas formadas na ZAC – Adaptação [26].

- Região de grãos grosseiros (CGHAZ) apresenta temperatura de pico acima da temperatura de dissolução dos precipitados, permitindo assim o crescimento dos grãos de austenita, sendo caracterizada por uma microestrutura grosseira, com placas de ferrita, podendo conter perlita, bainita ou martensita.

É considerada a região mais problemática da ZAC de um aço, por apresentar uma dureza maior e, geralmente, valores baixos de tenacidade.

- Região de grãos finos (FGHAZ), as temperaturas máximas são mais baixas, para aços estruturais, pode ocorrer entre "A₃" e 1100°C, onde o crescimento de grão austenítico é relativamente lento e o tamanho de grão austenítico é pequeno.

Esta região é similar à dos aços normalizados, não é considerada problemática para a maioria dos aços, exceto para os aços temperados e revenidos, onde pode apresentar menor resistência mecânica que o metal de base.

- Região intercritica (ICHAZ), a temperatura alcançada pela ZAC está entre as temperaturas "A₁" e "A₃". Esta região é caracterizada por um tamanho de grão pequeno e, geralmente, apresenta os valores de dureza mais baixos e mostra maior susceptibilidade a trincas.

- Região recristalizada (revenida) (SCHAZ), também chamada de região subcritica, com temperaturas abaixo dos "A₁".

Nesta região normalmente não existem modificações microestruturais, com exceção da degradação de perlita lamelar a partículas esferoidizadas de cementita, que podem ocorrer.

- Região não afetada pelo calor, com microestrutura original do metal de base, onde não ocorre qualquer transformação de fase, mas pode ser revenida localmente, como resultado pode ocorrer um aumento de precipitados que podem aumentar a resistência, devido a um maior coeficiente de difusão nesta temperatura.

2.3.4. Efeitos da soldagem com passes múltiplos

Na soldagem com passe único a poça de fusão e as regiões adjacentes do metal de base são submetidas a ciclos térmicos cujas temperaturas de pico diminuem à medida que se afastam do eixo central da solda, causando alterações microestruturais em relação ao material original [9]. As microestruturas formadas na ZAC podem gerar problemas na junta, que somente podem ser solucionados através de tratamentos térmicos após a soldagem.

A ZAC de uma solda com passe único apresenta microestruturas típicas onde estão incluídas, a região de granulação grosseira, região refinada e região intercritica. Na soldagem com passes múltiplos o ciclo térmico efetivamente atua refinando os grãos de uma parte do passe de metal de solda anterior, resultando em regiões de grãos grosseiros recristalizados e regiões de grãos finos [28].

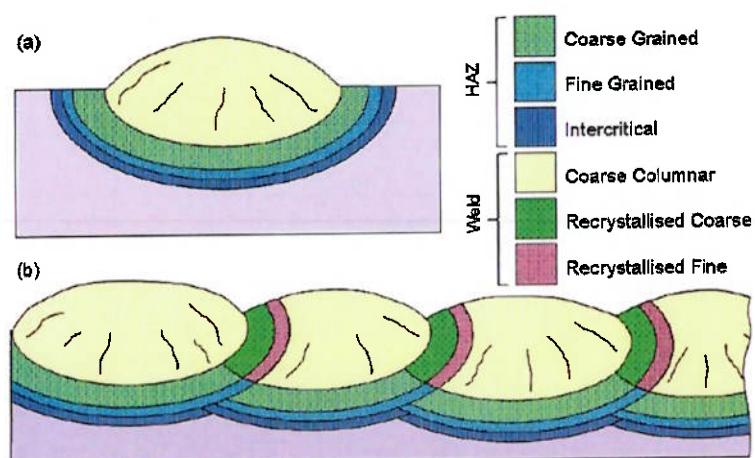


Figura 2-7 – Ilustração com comparação de microestruturas em soldagem com passe único (a) e soldagem com passes múltiplos (b) [73].

O uso de passes múltiplos proporciona refinamentos na microestrutura, reduções nas tensões residuais e melhorias na resistência. Uma ilustração de uma seção transversal de um cordão de solda é mostrada na Figura 2-7(a). A ZAC da solda mostra as microestruturas típicas, incluindo grãos grosseiros, granulação fina e zona intercrítica [73].

Com cada passe de solda subsequente, mostrado na Figura 2-7(b), o ciclo térmico efetivamente refina o grão (normaliza), parte do metal de solda anterior, resultando em grãos grosseiros recristalizados, e zonas de grãos finos recristalizados. Como resultado, com cada passe de soldagem, a energia de soldagem é reduzida a fim de reduzir o crescimento de novo grão. O efeito de recozimento dos passes subsequentes estende o tempo de resfriamento pela ação como do pré-aquecimento de solda, o qual também atua para reduzir a tensão residual [73].

Com passes múltiplos, apenas uma pequena quantidade da ZAC é exposta maiores picos temperaturas, durante ambos os passes de solda, portanto, soldagem com passes múltiplos atua como um método ameno de tratamento térmico. Se um grande número de cordões de solda é utilizado, há uma maior fração do metal de solda reaquecido, considerando que menos passes (maiores) tende a aumentar a quantidade de solda recristalizada [13]. Ao aumentar o volume do metal de solda com grãos refinados, uma resistência ao impacto maior é alcançada, possivelmente como resultado da remoção dos efeitos de segregação, como os carbonetos em contorno de grão colunar [29].

Alterações microestruturais na ZAC é dependente das taxas de aquecimento e resfriamento, que por sua vez, são determinadas pela energia de soldagem. A geometria e espessura do componente a ser soldada e temperatura interpasse também são considerações importantes. Nas soldas de amanteigamento, aplicada em componentes de juntas entre metais dissimilares (aços baixa liga), a ZAC é ainda mais complicada com a aplicação de soldagem com passes múltiplos. O uso de passes múltiplos, o refinamento da microestrutura, reduções de tensão residual e melhorias na resistência ao impacto são possíveis [73].

2.4. PROCESSOS DE SOLDAGEM UTILIZADOS NO TRABALHO

2.4.1 Conceitos do processo de soldagem GTAW (TIG)

No processo de soldagem GTAW o fornecimento de metal de adição é separado do arco, a poça de fusão pode ser controlada da melhor maneira possível, uma vantagem que garante a qualidade da execução da solda, mas implica uma velocidade de soldagem e taxa de deposição relativamente baixa. No caso de se aumentar a velocidade de soldagem, o arco pode perder um pouco de sua estabilidade e a diminuir a penetração [30].

A Figura 2-8 mostra a ilustração do processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), também chamada de TIG (*Tungsten Arc Welding*).

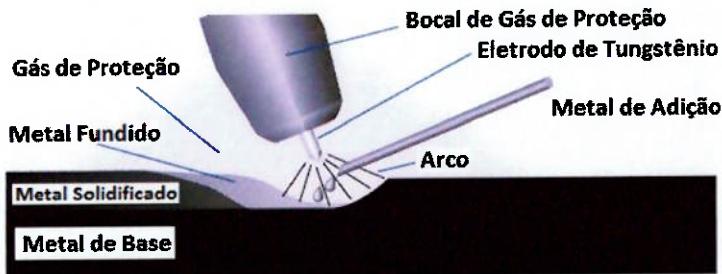


Figura 2-8 – Ilustração do processo de soldagem GTAW (TIG) - Adaptação [26].

O processo GTAW é materializado pelo estreito balanço de energia entre o cátodo, coluna de arco e a poça de fusão, onde existem reações físicas e químicas muito complexas em cada região. Sendo um dos mais simples dos processos de soldagem por fusão, os elétrons são emitidos a partir do eletrodo de tungstênio (cátodo) colidem com um metal de base, algumas partes dos átomos de argônio, presente no gás de proteção inerte atua de forma a evitar a oxidação do metal fundido e têm participação importante na ionização da coluna de arco [26].

A coluna do arco é um canal de corrente entre o cátodo e o ânodo e que inclui o mesmo número de íons e elétrons, na soldagem uma luz forte é irradiada pela reação de recombinação dos íons e elétrons. A compreensão da distribuição da densidade de corrente é importante para se conhecer o transporte térmico e a distribuição desta radiação que sugere a temperatura da coluna do arco [31].

A Figura 2-9 mostra o conceito fundamental da soldagem GTAW, onde a coluna do arco é um canal de corrente entre o cátodo e o ânodo, e que inclui o mesmo número de íons e elétrons. A luz forte durante a soldagem é irradiada pela reação de recombinação de íons e elétrons, para a compreensão da distribuição de densidade de corrente é importante conhecer o transporte térmico e a distribuição das referidas radiações que sugerem a temperatura da coluna do arco [31].

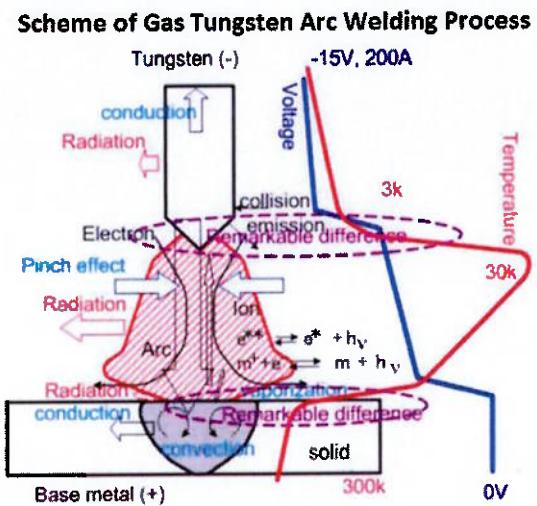


Figura 2-9 – Ilustração das características do arco elétrico no processo GTAW [31].

O processo GTAW, bem como outros processos de soldagem arco, pode ser operado em diferentes formas de corrente, incluindo a corrente contínua (CC), com polaridade direta, polaridade inversa ou com utilização de corrente alternada, estes diferentes correntes resultam em características distintamente diferentes do arco elétrico e consequentemente, nas características das soldas [25].

A energia de soldagem alta na peça de trabalho pode ou não ser desejável, dependendo de fatores, tais como, a penetração e largura de solda requerida, a massa da peça a ser soldada, susceptibilidade a defeitos induzidos pelo calor ou degradação e a preocupação com ocorrência de distorção ou tensões residuais [25].

Os gases de proteção mais comuns para o processo GTAW são o argônio e o hélio e outras misturas, com H₂, N e O₂, utilizadas em aplicações especiais. O gás argônio é o mais utilizado em relação ao gás hélio, sendo aceitável para a maioria dos metais, com exceção daqueles reativos ou refratários, sendo mais aplicado devido à disponibilidade, baixo custo, melhor abertura de arco, boa proteção com baixos fluxos e ação de limpeza quando da soldagem de Al ou Mg [31].

Os eletrodos para a soldagem GTAW não são consumíveis e são compostos de tungstênio ou ligas de tungstênio, que podem contribuir com os seguintes benefícios: facilitar a abertura do arco, aumentar a estabilidade do arco, melhorar a capacidade de transporte de corrente, reduzir o risco de contaminação da solda e aumentar a vida útil do eletrodo [32]. A identificação e características dos eletrodos de tungstênio são dadas pela Especificação AWS A 5.12M, onde as características e principais propriedades são mostradas na Tabela 2-5.

Tabela 2-5 – Tabela demonstrativa do sistema de identificação e das principais características dos eletrodos de tungstênio utilizados na soldagem GTAW [33].

COR DA PONTA	CLASSE AWS	TIPO	ABERTURA DE ARCO (Ignição)	ESTABILIDADE DO ARCO	RESISTÊNCIA AO DESGASTE DA PONTA	RESISTÊNCIA A CONTAMINAÇÃO DE TUNGSTÊNIO	CORRENTE	
							CC	CA
VERDE	EWP	PURO (99,5%)	●	●	●	●	●	●
AMARELO	EWTh-1	TÓRIO 1%	●●	●●	●●	●●	●●	●
VERMELHO	EWTh-2	TÓRIO 2%	●●	●●	●●●	●●	●●●	●
MARROM	EWZr-0,3	ZIRCÔNIO 0,3%	●	●●	●●	●●●	●	●●
BRANCO	EWZr-0,8	ZIRCÔNIO 0,8%	●	●●	●●	●●●	●●●	●●●
CINZA	EWCe-2	CÉRIO 2%	●●●	●●●	●●●	●●	●●●	●●●
OURO	EWLa-1,5	LANTÂNIO 1,5%	●●●	●●●	●●●	●●	●●●	●●●
AZUL	EWLa-2	LANTÂNIO 2%	●●●	●●●	●●●	●●	●●●	●●●

LEGENDA: ● Ruim / ●● Bom / ●●● Ótimo

A letra "E" significa eletrodo e a letra "W" significa o elemento químico tungstênio. Logo em seguida a identificação do elemento adicional, onde "P" para eletrodo de tungstênio puro, ou segundo elemento, como "Th", "Zr", "Ce" e "La", acrescido de um número no final, representativo da porcentagem aproximada deste segundo elemento.

O tungstênio (W) é o elemento químico com as melhores propriedades termiônicas, por isso sua utilização no processo, podendo ser puro ou uma combinação com outros elementos, requer cuidados especiais por ser ligeiramente radioativo, o óxido de tório é um material de baixo nível radioativo, não havendo qualquer liberação de material radioativo durante o arco, mas há risco de radiação, no caso de ingestão ou inalação de partículas com tório, quando a ponta do eletrodo é esmerilhada, durante a sua utilização na soldagem [34].

As vantagens do processo GTAW é o arco concentrado, sem respingo, isento de escória, com boa penetração da solda sendo excelente para passes de raiz, sem respingo, isento de escória e com baixa emissão de fumos e vapores. O processo de soldagem GTAW apresenta como desvantagem a baixa taxa de deposição e a exigência de boa habilidade em operação manual, no processo de soldagem uma das descontinuidades mais comuns são as inclusões de tungstênio, onde ocorrem fragmentos de tungstênio na poça de fusão, esse problema é associado à imersão do eletrodo na poça de fusão [35].

2.4.2. Conceito do processo de soldagem PGTAW

O processo de soldagem GTAW com corrente pulsada, ou PGTAW, é um processo de soldagem que envolve correntes de soldagem cíclicas, de um nível de corrente mais alto para um nível de corrente mais baixo e com uma frequência regular, previamente selecionada. Com crescente demanda para taxas de alta produção e alta precisão, os processos de soldagem totalmente mecanizados ou automatizados tomaram um lugar de destaque no campo da soldagem [36].

Os avanços tecnológicos aumentaram a capacidade e a aplicação para os sistemas de soldagem, por exemplo, as fontes de alimentação do processo foram automatizadas, possibilitando a prévia programação e proporcionando um controle mais exato dos parâmetros de soldagem [36].

O esquema de funcionamento do processo PGTAW pelo método automático, com utilização de arame quente, é mostrado na Figura 2-10.

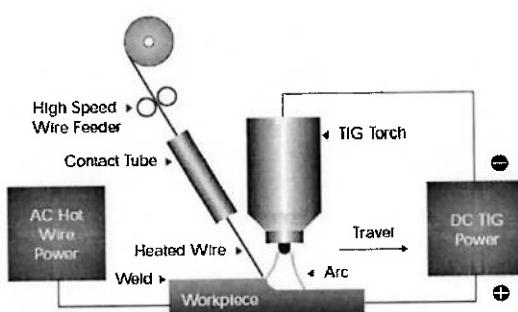


Figura 2-10 – Ilustração com o princípio da soldagem PGTAW com sistema de Arame Quente (TIG – Pulsed, Hot Wire) – Adaptado [37].

No processo de soldagem PGTAW durante os pulsos de corrente elevada (I_P) uma grande quantidade de calor é gerado na área de soldagem, resultando na fusão da peça de trabalho, quando em pulso de baixa corrente (I_G), onde o valor de corrente é predefinido antes do início da soldagem, só uma parte do calor é transmitida para a peça de trabalho, portanto a corrente de base objetiva a manutenção do arco elétrico, evitando interrupções e dificuldades de ignição [38].

A soldagem PGTAW é usada principalmente para processos de soldagem mecanizados e automáticos, com corrente pulsada, onde a corrente de soldagem oscila, periodicamente, entre uma corrente elevada, chamada de corrente de pulso (I_P – Peak or Pulse Current) e uma corrente baixa, chamado de corrente de base (I_G – Background or Base Current) [36], conforme mostrado na Figura 2-11.

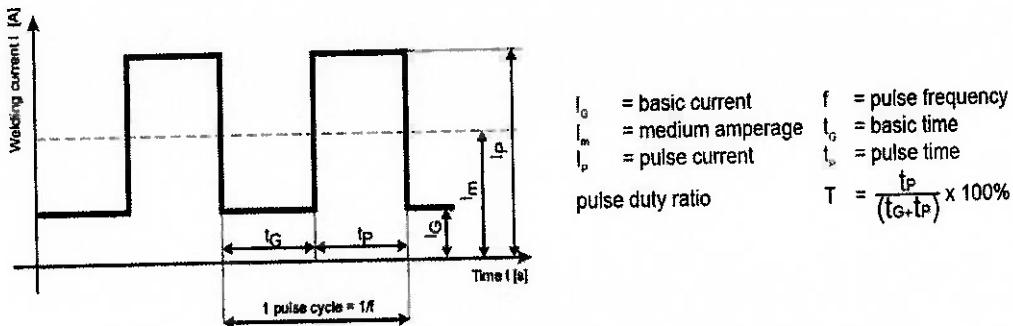


Figura 2-11 – Diagrama esquemático mostrando os parâmetros relacionados com a corrente pulsada em função do tempo [40].

Quanto às vantagens metalúrgicas da soldagem corrente pulsada, frequentemente relatada nas literaturas, incluem refinamento da zona de fusão e no tamanho de grão, redução da largura da ZAC, controle de segregação entre outras, onde todos esses fatores auxiliarão na melhoria das propriedades mecânicas da junta soldada [36, 39].

Na soldagem com arame quente, o arame é aquecido por resistência até uma temperatura próximo da fusão e é alimentado, na borda da poça de fusão, disponibilizando quase toda a energia do arco para gerar a poça, possibilitando uma soldagem com maior velocidade de deslocamento, portanto, maiores taxas de deposição, melhorando a produtividade e com o benefício adicional de melhor qualidade da solda [37].

Na soldagem convencional têm o arame à temperatura ambiente é introduzido na poça de fusão consumindo parte da energia do arco para fundi-lo e com isso, reduzindo a eficiência do processo [36]. A utilização de PGTAW, com arame quente, vem algum tempo preenchendo a lacuna de produtividade do processo e mantendo a qualidade, apresentando melhores contornos de solda, maior tolerância a variações na dissipação de calor, menores energias de soldagem, redução de tensões residuais e distorção [42].

Modernos sistemas de automação são projetados de forma a fornecer a qualidade repetível e minimizar os defeitos nas operações de soldagem, permitindo aos operadores novos recursos operacionais, como inserir dados de geometria básica, tais como diâmetros e locais de furação na peça, possibilitando ao sistema parar e retomar a operação de soldagem do revestimento em ponto de furação, o que maximiza o trabalho ou tempo de arco e aumenta a significativamente a produtividade.

O processo também permite um maior controle da poça de fusão e possibilita um aumento da penetração de soldagem, velocidade de soldagem e da qualidade da solda [42].

Os recentes desenvolvimentos em equipamentos e tecnologia do processo GTAW, conforme mostrado na Figura 2-12 resultou em um crescente número de novas aplicações em diversos setores industriais.



Figura 2-12 – Equipamento de soldagem PGTAW - Arame Quente, modelo vertical com capacidade de armazenamento de programações de soldagem [42].

Os avanços tecnológicos aumentaram a capacidade e a aplicação para os sistemas de soldagem em geral, com isso proporcionou um controle mais exato dos parâmetros de soldagem, com a aplicação de microprocessadores e dispositivos de memória no sistema permite aos usuários armazenar um grande número de programas de soldagem na memória das máquinas, como os parâmetros dos procedimentos de soldagem qualificados [36].

A utilização de controle automático de tensão (*Automatic Voltage Control - AVC*) permite manter o comprimento do arco constante durante toda a operação de soldagem e os controles de operação, por algoritmos computadorizados, melhoraram de forma expressiva o controle do processo [42].

2.4.3 Conceito do processo de soldagem por Eletrodos Revestidos (SMAW)

Processo de soldagem SMAW (Eletrodo Revestido), conforme ilustrado na Figura 2-13, é um processo em que se funde a junta pelo aquecimento gerado com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo revestido e os metais de base. O núcleo do eletrodo revestido, chamado de alma, conduz a corrente elétrica ao arco e fornece metal de adição para deposição na junta [26].

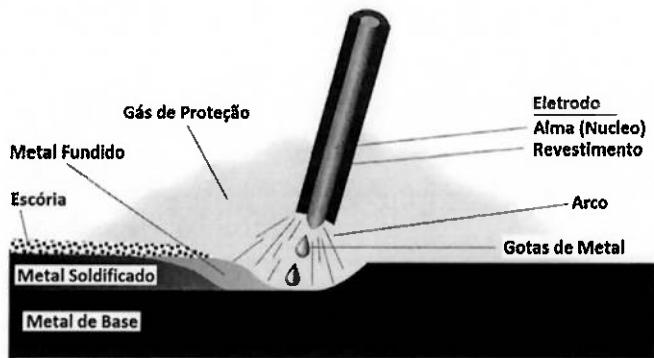


Figura 2-13 – Ilustração do processo de soldagem SMAW – Adaptação [26].

O equipamento de soldagem é relativamente simples, portátil e de baixo custo, em comparação com outros processos de soldagem, por esta razão, o processo por eletrodo revestido é muitas vezes utilizado em serviços de manutenção, reparação e construção de campo [26].

Atualmente são fabricados equipamentos cada vez menores e mais versáteis, e também começaram a surgir fontes de soldagem denominadas de multiprocessos, que permitem soldar com vários processos de soldagem e tipos de corrente, devido a sua complexidade seu custo é mais elevado.

O revestimento do eletrodo revestido tem papel importante no processo de soldagem SMAW, além de estabelecer o arco e fornecer metal de adição para o depósito de solda, os eletrodos revestidos introduzem outros materiais na solda. Dependendo do tipo de eletrodo revestido a ser utilizado, o revestimento executa uma ou mais das seguintes funções, como fornecer um gás para proteger o arco e evitar a contaminação atmosférica excessiva do metal depositado fundido, fornecer desoxidantes e agentes fundentes para purificar a solda e prevenir o crescimento excessivo de grão no metal de solda. (37)

O revestimento também apresenta funções de estabelecimento das características elétricas do eletrodo, com o fornecimento de estabilizadores de arco,

fornecer uma cobertura de escória para proteger o metal de solda quente melhorando as propriedades mecânicas, promover a limpeza da superfície do metal de solda, adição de elementos de liga para a poça de fusão, ajudando a controlar a composição do metal de solda e a aumentar a taxa de deposição [43].

No processo de soldagem com corrente contínua pode-se ter eletrodo negativo (CC-) ou eletrodo positivo (CC+), dependendo das características do revestimento do eletrodo. A utilização decorrente alternada (CA), que é uma corrente elétrica que tem um valor positivo e um valor negativo de metade do ciclo alternadamente, apresentam menos problemas de sopro magnético, sendo melhor para a soldagem com eletrodos e correntes maiores [37]. Na Figura 2-14, mostra as características de taxa de fusão e de penetração com utilização de fonte com corrente contínua para as diferentes polaridades.

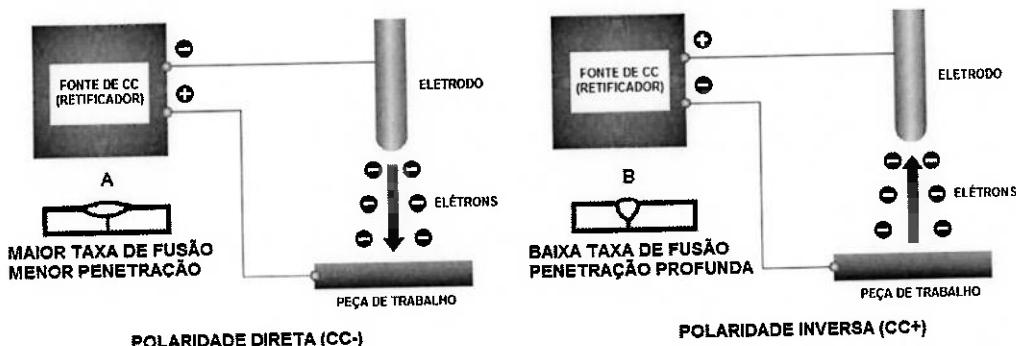


Figura 2-14 – Ilustração das conexões elétricas e os efeitos da polaridade, em corrente contínua, na penetração e taxa de fusão – Adaptação [37].

As trincas induzidas por hidrogênio, também conhecidas como trincas a frio que ocorrem nas soldas de aços ferríticos, e a presença de hidrogênio é um dos fatores para ocorrência de trincas a frio. O hidrogênio pode ser introduzido na solda através de vários fatores podendo ocorrer devido a fatores com a presença de umidade no metal de base ou consumíveis de soldagem, presença de compostos de hidrocarbonetos (óleo, graxa, tinta e etc.), decomposição de óxidos hidratados, umidade da atmosfera, umidade absorvida pelo revestimento do eletrodo ou fluxo e a umidade cristalina nas matérias-primas dos fluxos [43].

As trincas induzidas pelo hidrogênio na ZAC dos aços ferríticos podem ser controladas por vários métodos, como o controle da composição química de revestimentos e fluxos, condições de condicionamento, controle do processo de soldagem em aços de temperabilidade relativamente alta (combinação de adequado

pré-aquecimento e energia de soldagem) e a adição de tratamento térmico de alívio de tensões após aços com alta temperabilidade [44].

Quanto às vantagens e limitações do processo SMAW, em termos de requisitos de equipamentos de soldagem é o mais simples, mas é, talvez, o mais difícil em termos de formação de soldador, devido aos requisitos de habilidade requeridos, os investimentos em equipamentos são relativamente pequenos e os eletrodos de solda (exceto os utilizados em metais muito reativos) estão disponíveis para praticamente todas as aplicações de fabricação e manutenção [37].

O processo SMAW permite obter soldas em locais de acessibilidade restrita, isto significa que ainda há uso considerável em determinadas situações onde há inviabilidade de outros processos ou outras necessidades específicas, o processo tem ciclo de trabalho geralmente baixo, por causa do intervalo ocasionado pela interrupção do arco, para substituição do eletrodo e da necessidade de limpeza para remoção da escória entre os passes de solda [37].

2.5. SOLDAGEM COM LIGA DE NÍQUEL 625

2.5.1. Soldabilidade de ligas de níquel 625

Os procedimentos para soldagem das ligas de níquel são similares aos procedimentos utilizados para a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, exceto pelo fato de que o metal fundido na poça de fusão ter menos fluidez, requerendo maiores cuidados na deposição do metal de solda. As ligas de níquel possuem coeficiente de dilatação aproximadamente igual ao do aço carbono, portanto, é uma condição mais favorável de soldagem do que ocorre com os aços inoxidáveis austeníticos [45].

As ligas de níquel são sensíveis a elementos residuais como enxofre (S), fósforo (P), zircônio (Zr), boro (B), bismuto (Bi) e chumbo (Pb), sendo estes elementos praticamente insolúveis nestas ligas, podendo levar a formação de reações eutéticas, que apresentam grande susceptibilidade a trincas a quente, durante a solidificação das soldas. O elemento magnésio (Mg) é adicionado em pequenas quantidades nos produtos trabalhados e consumíveis de soldagem, a fim de inibir os efeitos indesejáveis do enxofre [45].

As ligas de níquel podem ser susceptíveis a ocorrência de trincas de solidificação, que é típica em ligas com solidificação na forma de austenita primária e estão associadas à presença de fases líquidas em contornos de grãos ao longo da solidificação, provocando diminuição da tensão de escoamento. Na solidificação da solda, em consequência da diferença de solubilidade formam-se fases segregadas, e estas fases podem ter baixo ponto de fusão, aumentando a possibilidade de ocorrer trincas durante a solidificação [46].

Os elementos como P e S aumentam a possibilidade de ocorrência de trincas de solidificação em ligas de níquel série 600, devido à tendência de expandir o intervalo de temperatura de solidificação. A adição de elementos de liga como Mn, Si, Al e Ti reduzem a suscetibilidade de trincas durante a solidificação [46]. Em ligas que apresentam grande concentração de Nb, Cr e Mo, que são fortes formadores de carbonetos e fases intermetálicas, estes elementos favorecem a formação de trincas durante o processo de solidificação [47].

Na soldagem entre metais dissimilares, que apresentam uma grande diferença de composição química, pode ocorrer o transporte de elementos de liga na interface entre o metal de solda e o metal de base, tal como a presença de fases intermetálicas e a precipitação de carbonetos, e este fenômeno também pode ocorrer em função dos tratamentos térmicos após a soldagem [46].

A interface entre o metal de solda austenítico e o metal de base ferrítico é uma região muito complexa, pois dependendo da composição química dos metais a serem soldados, nas faixas de microestrutura existe a possibilidade de formação de microestrutura martensítica, por uma larga extensão, que é função do teor de carbono difundido do metal de base. A extensão de martensita pode variar de acordo com a composição química do aço utilizado [46].

Outra consideração relevante é o fato da interface entre o metal de solda com liga de níquel 625 e o metal de base de aço carbono ou aços baixa liga poderem apresentar uma estrutura martensítica não revenida frágil, que pode afetar as propriedades mecânicas e resistência à fragilização por hidrogênio, onde o TTAT é recomendável para melhorar a microestrutura na região de interface [48].

2.5.2. Considerações sobre aplicação de Soldas de Amanteigamento

A união de metais dissimilares é inherentemente mais difícil do que a união de metais similares, devido às diferenças nas propriedades físicas, mecânicas e metalúrgicas, onde as dificuldades são associadas à união de metais cujas propriedades físicas (temperatura de fusão, coeficiente de expansão linear, condutividade térmica e calor específico) diferem.

Quando a solubilidade ou os coeficientes da expansão térmica dos materiais a serem soldados não coincidirem, uma forma de realizar uma união bem-sucedida é a utilização de um material de transição entre os dois metais dissimilares, isto pode ser feito usando uma peça intermediária entre os diferentes metais de base, ou usando uma camada de amanteigamento que consiste de um depósito com várias camadas de um metal de transição entre os metais de base dissimilares [49].

A aplicação de camadas de amanteigamento (*buttering weld*) em juntas com metais dissimilares é, também, a solução adotada para problemas devido às diferenças de temperatura de fusão dos metais dissimilares, a técnica de amanteigamento

consiste da aplicação de uma ou mais camadas de um metal de solda, com temperatura intermédia, em um dos componentes da junta, o qual possui temperatura fusão mais elevada, de forma a reduzir a diferença entre as temperaturas de fusão dos dois metais de base dissimilares [49].

Entre outras finalidades, a camada de amanteigamento pode ser aplicada como depósitos intermediários em juntas soldadas de revestimento resistentes ao desgaste, com a finalidade de garantir uma boa união entre o metal depositado e o metal de base e com isso evitar o surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio sob o revestimento aplicado e descontinuidades [39].

2.5.3. Considerações sobre a formação de Zonas Parcialmente Misturadas

Nas juntas com metais dissimilares do tipo austeníticos e ferríticos, um dos principais problemas é de ordem metalúrgica, decorrente da grande variação na composição química do metal de solda depositado, próximo à linha de fusão, o que resulta em regiões com microestrutura e propriedades mecânicas significativamente diferentes de outras regiões da zona fundida [50].

Nelson e Lippold [39] em estudos sobre a linha de fusão de soldas dissimilares durante o resfriamento, propuseram uma teoria para suplementar as possíveis causas da fragilização na soldagem de metais dissimilares, com a descrição da existência de contornos de grão Tipo II, que consistem de contornos de grãos orientados de forma paralela à linha de fusão, com faixa de espessura máxima de 100 micrônios, de morfologia contraria a observada em soldas de metais similares, onde os grão são extensão dos contornos de grão da ZAC, com orientação normal à linha de fusão, conforme mostrado na Figura 2-15 [39].

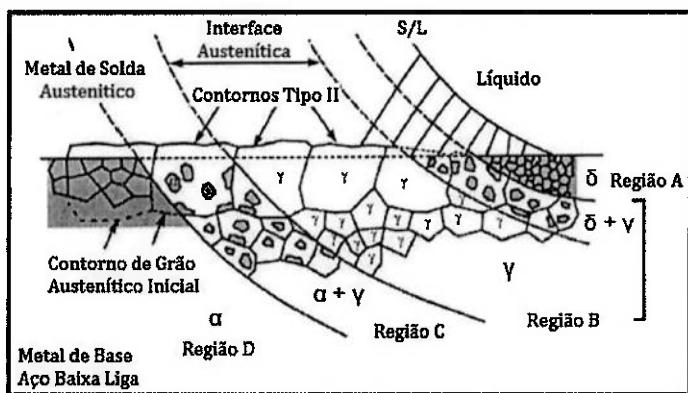


Figura 2-15 – Desenho esquemático da formação dos contornos de grão do Tipo II [39].

Na soldagem dissimilar, a interface zona fundida com a ZAC não é mais uma simples linha delimitando a transição entre a porção não fundida (MB) e a porção fundida (MS), como nos casos de solda homogênea envolvendo crescimento epitaxial. De acordo com Easterling [51], os contornos de grão do tipo II não ocorrem somente durante a solidificação, mas com a exposição da junta soldada às altas temperaturas, como nas execuções de tratamentos térmicos de alívio de tensões ou em serviço, podem resultar na formação destes contornos, de forma bastante pronunciada, com potencial para ocorrência de falhas.

A interface de soldas dissimilares apresenta zonas com características distintas, no entanto, onde uma delas tem merecido uma atenção especial, devido à formação de microestrutura martensítica, tendo por consequência um aumento significativo de dureza. Os aspectos de composição química da desta zona são complexas, resultantes da incorporação de pequenas quantidades de elementos de liga como cromo, molibdênio e principalmente o níquel, quantidade essa que não é suficiente para estabilizar a estrutura austenítica, mas suficiente para elevar a temperabilidade, proporcionando a transformação martensítica [51].

A zona de transição, conforme mostrado na Figura 2-16, tem recebido diversos termos distintos para denominar a interface de soldas entre aços ferríticos e ligas de níquel, como Zona Parcialmente Misturada, Zona Parcialmente Diluída, Zonas Frágeis e recentemente, Zona de Alta Diluição.

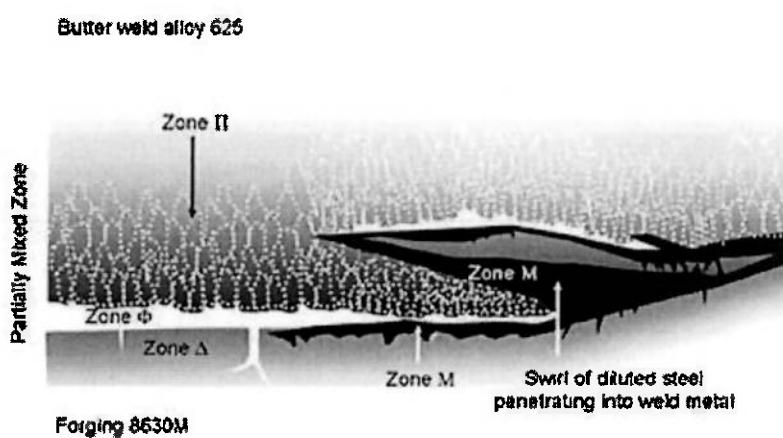


Figura 2-16 – Representação microestrutural da interface dissimilar do aço AISI 4130M, com solda amanteigamento de liga de níquel 625 - Adaptado [53].

Beaugrand *et. al.* [53], propôs a classificação para as diferentes regiões na solda, conforme características da microestrutura de cada região, sendo:

- “Zona Δ” é a região descarbonetada estreita, localizada no aço imediatamente adjacente a linha de fusão;
- “Zona M” é a região com microestrutura martensítica e rica em ferro, localizada na linha de fusão e estende-se em direção ao aço não fundido;
- “Zona Φ” é denominada de região “inexpressiva” do lado da solda de amanteigamento, imediatamente adjacente à interface de fusão e exibindo uma microestrutura aparentemente monofásica e homogênea (*featureless zone*), em escala microscópica;
- “Zona π” é a região observada após a Zona Φ, contendo inúmeras partículas precipitadas com distribuição interdendrítica.

A classificação das regiões de interface, segundo Doddy [54], da constituição da zona parcialmente diluída (ZPM) se dá pela sua forma, considerando os conceitos geográficos, onde:

- “Praias” que é composta de faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão,
- “Ilhas” que são regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda,
- “Baías” que é região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base e,
- “Península” que é a região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda.

Na Figura 2-17 pode ser observada uma ZPM descontínua (*península*) de metal de base diluído que penetrou no metal de solda, resultando em uma península com microestrutura martensítica, que constitui um distúrbio na interface [55].

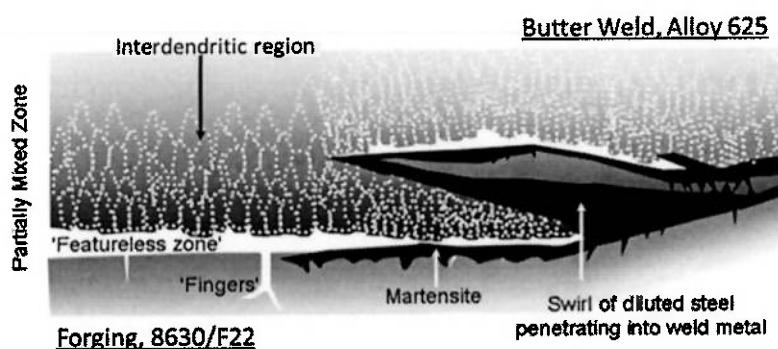


Figura 2-17 - Ilustração típica, em microescala, das regiões da interface de amanteigamento entre o aço AISI 8630 e a solda de Inconel 625 [53].

A região de microestrutura martensítica pode também se formar como regiões localizadas, que são regiões de metal de base original arrastado para o metal de solda onde se solidifica quanto com a forma como "ilhas" ou "penínsulas".

A ZPM é uma região estagnada na interface formada pela fusão completa e re-solidificação do metal de base, onde a mistura entre o metal base e metal de adição é incompleta, onde, geralmente, uma variação da composição química pode ser observada, esta zona é susceptível a trinca a quente, perda de ductilidade e trincas induzidas pelo hidrogênio [56].

As trincas induzidas pelo hidrogênio podem ocorrer em aços com altos limites de escoamento, este fato é atribuído à formação a de filmes liquefeitos nos contornos de grão e o fornecimento de caminhos fáceis para difusão do hidrogênio do metal de solda através da linha de fusão [57].

Atualmente estudos são desenvolvidos para solução da susceptibilidade a trincas das juntas dissimilares utilizando aços baixa liga e consumíveis de ligas 625, que incluem a utilização de materiais forjados com diferentes composições químicas, a substituição do metal de adição aplicado na solda de amanteigamento e a adoção tratamento térmico após a soldagem, no entanto, é importante observar que a utilização de um tratamento térmico excessivo pode ocasionar a precipitação de fases secundárias e de carbonetos, sendo que as precipitações de fases e carbonetos podem afetar as propriedades mecânicas da junta soldada [58].

2.6. METALURGIA DAS SUPERLIGAS DE NÍQUEL

2.6.1. Considerações gerais

As superligas podem ser definidas como ligas que apresentam uma ou mais propriedades mecânicas ou de resistência à corrosão, muito acima das ligas convencionais, estas ligas foram desenvolvidas para uso em aplicações em altas temperaturas, combinando alta resistência mecânica e alta resistência à corrosão e a oxidação [59]. A principal razão para a existência de uma grande variedade de superligas é a sua resistência mecânica, em diversas condições de temperaturas. O níquel e suas ligas podem ser classificados, conforme American Welding Society, em quatro grupos conforme descritos a seguir [60]: Níquel comercialmente puro (Ni), Ligas endurecidas por solução sólida (Ni-Cu, Ni-Cr, Ni-Fe-Cr, Ni-Mo, Ni-Cr-Mo), Ligas endurecidas por precipitação de intermetálicos (Ni-Cu, Ni-Cr e Ni-Fe-Cr) e Ligas endurecidas por dispersão de óxidos (Ni e Ni-Cr).

2.6.2. Considerações sobre a solidificação das ligas de níquel

Na soldagem de materiais dissimilares, de acordo com a literatura, o início da solidificação da zona fundida pode ocorrer por meio do crescimento epitaxial, onde diversos estudos sobre a soldagem de metais dissimilares confirmam que, o início da solidificação ocorre por meio do crescimento epitaxial, a partir do metal de base (sólido) e prossegue com o crescimento competitivo dos grãos em direção à região central da solda. O crescimento epitaxial é um fenômeno, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZAC [25].

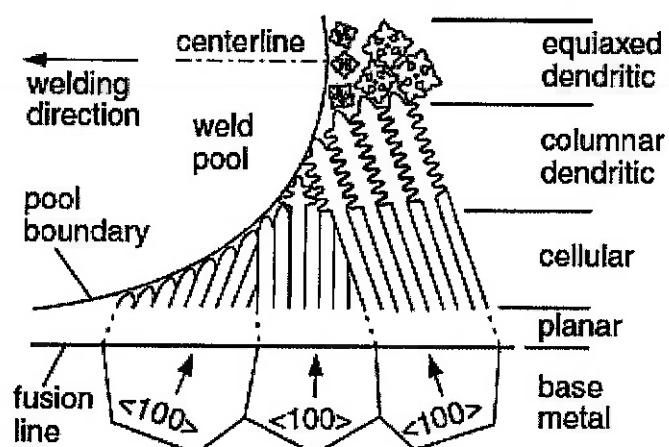


Figura 2-18 - Representação esquemática da variação no modo de solidificação em toda a zona de fusão [26].

Diferentes modos de solidificação podem ocorrer na zona fundida, tais como: planar, celular, celular dendrítico, colunar dendrítico e dendrítico equiaxial, conforme mostrado na Figura 2-18, onde podemos observar as várias morfologias de crescimento, em relação, ao gradiente de temperatura imposto no resfriamento e a velocidade de avanço da interface sólido-líquido, correlacionados com a microestrutura da liga à base de níquel [25].

O super-resfriamento constitucional é praticamente nulo no crescimento planar, mas seu valor vai aumentando, do crescimento celular para o dendrítico, o modo de crescimento planar é totalmente epitaxial e replicando completamente a estrutura cristalina e orientação, do grão do metal de base do qual se originou. Somente os contornos de grão presentes no metal de base aparecem na estrutura de crescimento planar. Geralmente na solidificação da poça de fusão de uma solda, em relação aos tipos de estruturas primárias, tem-se uma pequena região de crescimento planar, seguido de crescimento celular e celular dendrítico e, em alguns casos, uma região dendrítica [25].

Outra forma de se ilustrar a solidificação é um “pseudo” diagrama de equilíbrio ternário onde esta apresentação esquemática é baseada nos dados da liga de níquel 718 e modificada para liga 625 [27]. A Figura 2-19 mostra os três caminhos de solidificação disponíveis considerando a proporção de $[C/Nb]$ que afetam a microestrutura resultante na liga [27]:

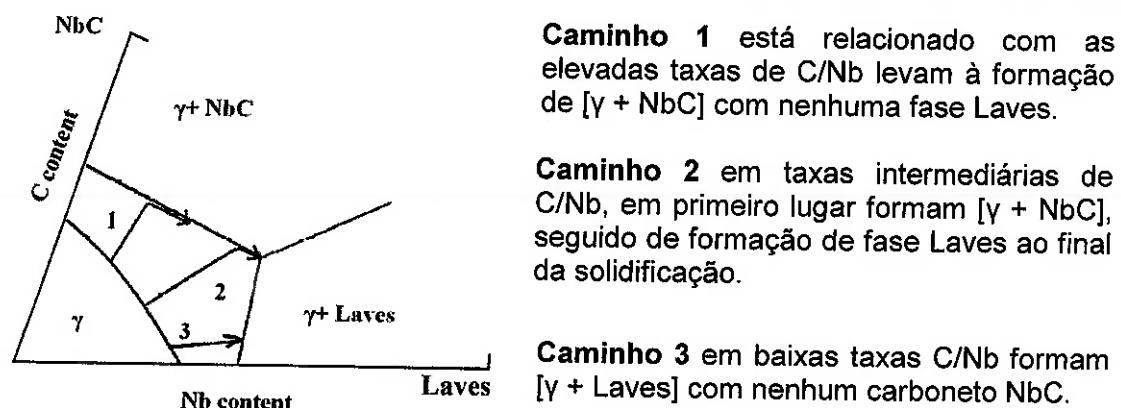


Figura 2-19 - Vista esquemática dos caminhos de solidificação das ligas de níquel 625 [27].

Investigações nas microestruturas típicas de Ligas 625 revelam a ocorrência de microestruturas no Caminho 1 ($\gamma + NbC$) ou no Caminho 2 ($\gamma + NbC + Laves$).

A reação de solidificação dominante nas ligas de níquel 625 é o enriquecimento em nióbio do líquido interdendrítico remanescente, com a formação de dendrítas gama (γ) do líquido, isto provoca a formação de fase Laves que são ricas em nióbio e/ou carbonetos de nióbio nessas regiões, durante os estágios finais da solidificação [27].

A estrutura CFC da matriz de níquel possui uma alta solubilidade para muitos elementos de liga substitucionais, mas as ligas de níquel comercial, geralmente contêm um grande número de partículas de fase menores como os carbonetos, nitretos, boretos e compostos intermetálicos, na condição como solidificado. Isto reflete o fato de que a taxa de solidificação e elementos de liga como N e B também afetam a microestrutura [63].

2.6.3. Microestruturas das ligas de níquel

O níquel e ligas de níquel apresenta fase gama (γ) com estrutura CFC, portanto não sofre alterações alotrópicas até o seu ponto de fusão, apresenta alta solubilidade, de modo que alguns elementos de liga, como o Fe, Co, Cr, W e Mo, tendem a se solubilizar em sua estrutura, promovendo o endurecimento por solução sólida [61]. Uma grande variedade de elementos é adicionada as superligas, em diferentes combinações, para obtenção de determinadas propriedades, conforme Tabela 2-6.

Tabela 2-6 – Efeitos dos elementos de liga nas superligas – Adaptação [62].

EFEITO	LIGAS A BASE DE FERRO	LIGAS A BASE DE COBALTO	LIGAS A BASE DE NÍQUEL
Estabilizadores da matriz CFC	C, W, Ni	Ni	---
Endurecedores por solução sólida	Cr, Mo	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formadores de Fase γ' [Ni ₃ (Al, Ti)]	Al, Ni, Ti	---	Al, Ti
Endurecimento por precipitados e/ou intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti, W, Ta	Al, Ti, Nb
Formadores de Carbonetos	Tipo MC	Ti	Ti
	Tipo M ₆ C	Mo	Mo, W
	Tipo M ₇ C ₃	---	Cr
	Tipo M ₂₃ C ₆	Cr	Cr, Mo, W
Formadores de Carbo-nitretos [M(CN)]	C, N	C, N	C, N

2.6.3.1. Fases endurecidas por solução sólida

As superligas de níquel geralmente apresentam uma matriz austenítica (fase γ), capaz de dissolver quantidades significativas de elementos de liga em solução sólida. O endurecimento por solução sólida se dá pela adição dos elementos como o Cr, Mo, W, Co, Fe, Ti, e Al e elementos minoritários, como o C e B, podem ser adicionados para formar carbonetos e boretos [61].

a. **Fase gama linha (γ')** - é um precipitado que se forma durante o resfriamento da liga ou por meio de tratamento térmico de solubilização seguido por envelhecimento no estado sólido, exercem um importante papel de endurecedor, sendo responsável pela grande resistência, em elevadas temperaturas e à fluência dessas ligas [64].

Os precipitados gama linha (γ') são responsáveis pelo endurecimento por precipitação, nas ligas 718 a fase gama linha (γ'), mostrado na Figura 2-20, normalmente apresenta composição química $[Ni_3(Al, Ti \text{ ou } Nb)]$ e no caso de ligas com cobalto, este pode substituir o Ni, tendo composição $[Co_3(Al \text{ ou } Ti)]$ [64].

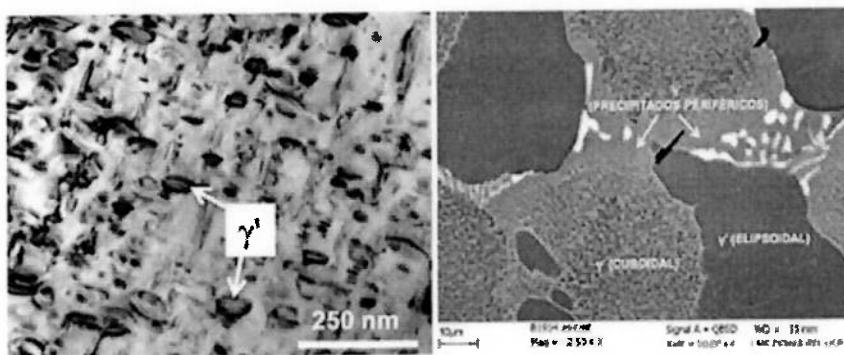


Figura 2-20 - Micrografia obtida por MET da amostra de Inconel 718, no estado bruto de fusão, mostrando a fase γ' de morfologia esférica (a) e micrografia obtida por MEV mostrando a fase γ' , com morfologias cuboidal e elipsoidal (placas) na superliga B1914 no estado bruto [61].

b. **Fase gama duas linha (γ'')** - são precipitados de composição química $[Ni_3(Nb, Ta)]$ ocorre em ligas ricas em nióbio ou tântalo, sendo a principal fase endurecedora das ligas 718, 706 e 725. Os precipitados gama duas linha (γ'') de composição de composição química $[Ni_3(Nb, Ta)]$, onde esta fase pode ser observada em ligas ricas em nióbio ou tântalo, sendo a principal fase endurecedora das ligas do tipo 718 e 725 [65], conforme mostrado na Figura 2-21.

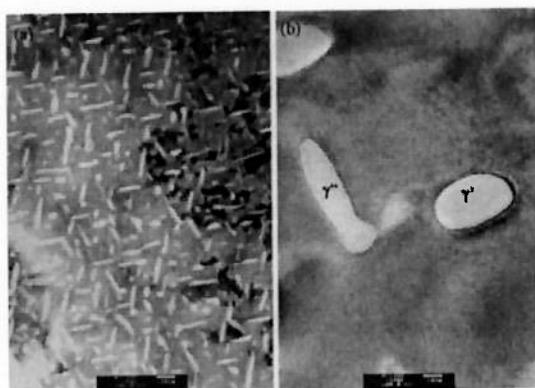


Figura 2-21 – Imagem micrográfica em MET da Liga 718, mostrando as fases γ' e γ'' , dispersas na matriz, em (a) e imagem em MET em alta resolução, evidenciando as diferentes morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado), em (b) [72].

O aumento de resistência por precipitação de gama duas linhas (γ''), de composição $[Ni_3(Nb, Al, Ti)]$, que confere ao material um aumento expressivo de resistência [65]. Investigações de fases mostraram que o endurecimento em liga 625 ocorre temperaturas intermediárias (entre 600 a 700°C), pela precipitação da fase metaestável γ'' , onde alguns pesquisadores acreditam que a fase metaestável γ'' se forma em envelhecimento com temperaturas acima de 600°C e transforma-se para a fase δ $[Ni_3(Nb, Mo)]$ após envelhecimento prolongado

c. **Fase delta (δ)** - fase que apresenta composição química $[Ni_3Nb]$, sua formação está associada à exposição a temperaturas acima de 650°C por longo período de tempo, onde ocorre à dissolução da fase metaestável gama duas linhas (γ'') e forma-se a fase estável delta (δ), com a morfologia em forma de placas [66].

A fase delta apresenta alta dureza, onde várias morfologias podem ser encontradas, sendo que algumas são bastante prejudiciais às propriedades das ligas de níquel, como na forma de placas, que podem levar a ocorrência de trincas e nos contornos de grãos, entretanto na forma de precipitados globulares intragranulares aumentam à resistência a fluência [66].

d. **Fase eta (η)** – fase que se formam em ligas a base de Fe-Ni, Ni e Co, especialmente em níveis elevados de Ti e Al, expostas a altas temperaturas, podendo ser encontrada de duas formas em ligas de níquel, a primeira surge em contorno de grão e a segunda forma surge intragranularmente, parecida com placas, na forma de agulhas de Widmanstätten. A forma celular prejudica a tenacidade e a ductilidade em alta temperatura, já o padrão do tipo Widmanstätten, afeta a tenacidade, mas não afeta a ductilidade em alta temperatura [60].

2.6.3.2. Fases Topologicamente Compactadas (FTC)

As fases topologicamente compactadas ocorrem em ligas de níquel que possuem uma composição química não controlada de forma apropriada e estas fases podem se formar durante as aplicações de tratamento térmico e/ou em condições de serviço. As fases topologicamente compactadas podem diminuir a resistência mecânica, além das alterações na composição na matriz da liga, com a remoção de elementos de liga como Cr, Mo, W, diminuindo o efeito de endurecimento por solução sólida [66].

- a. **Fase sigma (σ)** - é uma fase tetragonal intermetálica formada com várias morfologias e apresenta uma variada composição das quais algumas são bastante prejudiciais para as propriedades mecânicas das ligas de níquel; por exemplo, na forma de placas ou em contorno de grão. Em baixas temperaturas, as ligas com a presença de fase sigma, são suscetíveis a fratura frágil, embora não afete o seu limite de escoamento [60].

A fase sigma na forma de placas pode levar a formação de trincas, e no caso de temperaturas elevadas, é prejudicial devido à perda de elementos de liga da matriz, provocando uma diminuição da resistência do material, além da possibilidade de uma fratura preferencial ao longo das placas de fase sigma, entretanto, na forma de precipitados globulares intragranulares, contribui com o aumento a resistência à fluência da liga [68].

- b. **Fase Laves** - é uma fase topologicamente compacta, apresentando uma estrutura cristalina Hexagonal Compacta. Exemplos típicos de fase Laves incluem, Fe_2Ti , Fe_2Nb e Fe_2Mo , e como fórmula geral, $[(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn}, \text{Si})_2(\text{Mo}, \text{Ti}, \text{Nb})]$ [60].

Nas ligas 625, a fase Laves tem variações compostionais perceptíveis, que refletem as diferenças na história de processamento da liga. Independentemente do processamento, fase Laves é encontrado geralmente em enriquecido significativamente de Nb (12 a 27%), Mo (12 a 23%) e Si (2 a 9%), enquanto os níveis Fe, Cr, são 3 a 5% e 13 a 22% respectivamente, que não são visivelmente diferentes, em comparação com a composição nominal da liga 625 [69].

A fase Laves são mais comuns em ligas Fe-Ni, apresentando partículas grosseiras e precipitados intragranulares, afetam a ductilidade a baixas temperaturas sem afetar significativamente as propriedades de fluência [60].

c. **Fase Mu (μ)** – é uma fase, em ligas à base de níquel, expressa como “B₇A₆”, com largo alcance composicional, portanto, é uma fase intermetálica [W₆Fe₇], que se precipita de forma grosseira e irregular na forma de agulhas de Widmanstatten, e geralmente com pouca influência nas propriedades mecânicas [70].

A fase Mu, é distribuída de forma heterogênea e concentra-se na área interdendrítica, devido à microsegregação dos seus principais constituintes Mo e W, apresentando dois diferentes comportamentos de segregação, como precipitado primário que se forma durante a solidificação e secundária que se forma durante o tratamento de envelhecimento ou em serviço a altas temperaturas [70].

d. **Ni₂M** - é um composto intermetálicos com estrutura do tipo Pt₂Mo, sendo relatado por precipitar em ligas 625, após prolongado serviço em temperaturas na faixa aproximada de 600°C [114, 115]. Esta fase precipita-se em grãos de austenita, é conhecida como Ni₂M ou Ni₂(Cr, Mo), e tem seis variantes.

Estas partículas apresentam uma morfologia como “floco de neve” e são distribuídas uniformemente na matriz. Existem outras fases menores na matriz da liga 625, no entanto, não são significativas devido a suas frações insignificantes [45].

2.6.3.3. Carbonetos

Os carbonetos frequentemente encontrados nas ligas de níquel são os MC, M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$, onde a letra “M” significa um elemento de liga ou metálico, que são formadores de carbonetos. Os tipos de carbonetos formados durante o tratamento térmico dependem da temperatura. Em temperaturas mais altas, cerca de 870° para 1040°C, ambos os carbonetos do tipo MC (NbC) e do tipo M_6C (onde M é, principalmente, Ni, Cr e Mo) formam-se como finos filmes nos contornos de grão. Em temperaturas na faixa de 700°C a 870°C, os carbonetos de contornos de grão são principalmente $M_{23}C_6$ (onde M é quase inteiramente Cr), após temperaturas intermediárias de tratamentos térmicos, geralmente podem ser encontrados todos os três tipos de carbonetos [59].

Dependendo da aplicação da liga de níquel, os carbonetos presentes na matriz de níquel, podem ser benéficos ou prejudiciais, considerando que há quase uma unanimidade no que diz respeito à importância dos carbonetos, como partículas que contribuem para aumentar o limite de resistência em altas temperaturas [59]. Os principais tipos de carbonetos encontrados nas ligas de níquel 625 e as suas respectivas características são mostrados na Tabela 2-7 a seguir.

Tabela 2-7 – Principais carbonetos em ligas de níquel e suas respectivas características [65].

FÓRMULA	CARACTERÍSTICAS
MC	Carbonetos do tipo MC, são normalmente largos e em forma de bloco, são compostos estáveis e ocorrem como partículas discretas, distribuídos heterogeneamente pela matriz, tanto na forma transgranular como intergranular. Altos teores de Nb e Ta favorecem a formação destes carbonetos.
M_6C	Carbonetos do tipo M_6C se formam em temperaturas mais elevadas, na faixa aproximada de 815 a 980°C, e esses carbonetos controlam o tamanho de grão e a precipitação em placas de Widmanstätten, assim possuem uma função de controle da ductilidade e de resistência.
$M_{23}C_6$	Carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ que são encontrados em grande quantidade nas superligas que apresentam elevados teores de cromo. Formam-se durante serviço ou em tratamento térmico, com temperaturas entre 760 a 980°C. Os carbonetos de forte influência na determinação das propriedades mecânicas, devido às partículas pequenas formadas ao longo do contorno de grão, que melhoraram a resistência mecânica da liga.
Cr_7C_3	Carbonetos Cr_7C_3 apresentam-se como partículas volumosas, com formato irregular em ligas com baixos teores de cromo e de elementos reativos e refratários. De forma geral, não são muito estáveis nas superligas mais complexas.

Na interface fusão, do lado do aço ferrítico baixa liga (aço Cr-Mo), é rica em carbonetos precipitados do tipo $M_{23}C_6$, com regiões martensíticas e no lado da liga de níquel 625, após TTAT prolongado uma faixa rica em cromo, na forma carboneto M_7C_3 pode ser observada, conforme mostrado na Figura 2-22.

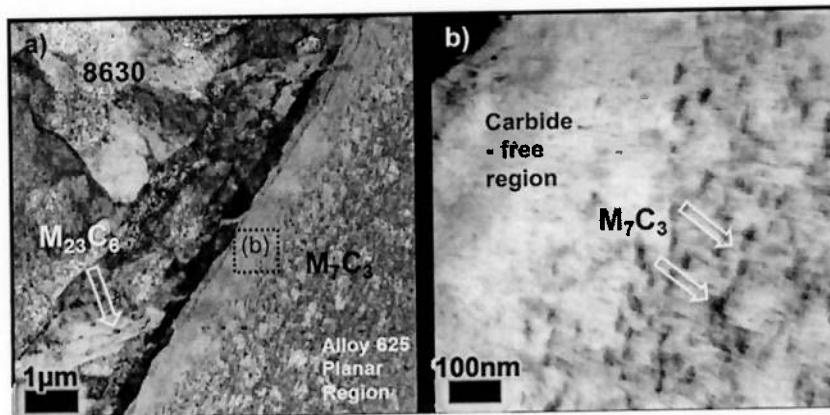


Figura 2-22 - Imagens TEM obtida da amostra da interface da junta AISI 8630 – Liga de níquel 625, com uma visão geral da linha da fusão dentro de uma ZPM contínua (a), e a imagem, com maior ampliação, da região indicando o crescimento do carboneto do tipo M_7C_3 , dentro da zona planar, na fronteira da região livre de carboneto (b) [73].

Os carbonetos M_7C_3 merece uma atenção especial, devido ao fato de que têm sido associados como fator de fragilização em juntas entre metais dissimilares, onde a sua presença pode afetar o desempenho na condição de envelhecimento, podendo atuar como armadilhas para o hidrogênio, fornecendo caminhos para fratura de baixa energia, que une falha ao longo da ZPM descontínua e frágil [47].

A inibição da formação da zona de solidificação austenítica planar é desejada na soldagem dissimilar com aços baixa liga, para evitar a formação de carboneto do tipo M_7C_3 , no entanto, avaliações mostram que as soldagens com baixos valores de energias reduzem a quantidade de regiões de crescimento planar, mas a adoção desta técnica tem sido acompanhada por um significativo aumento na quantidade de regiões martensíticas em forma de ilhas [71].

2.7. CONTROLES DE TEMPERATURAS NA SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES (TTAT)

2.7.1. Controle de Temperaturas de Pré-Aquecimento

Muitos aços ferríticos são suscetíveis às trincas induzidas pelo hidrogênio, e as taxas de resfriamento rápidas não só promovem a formação de microestruturas duras e frágeis, susceptíveis a trincas, mas também podem reter o hidrogênio dentro do metal de solda na solidificação [74].

Aplicação de pré-aquecimento consiste no aquecimento localizado do metal de base a ser soldado, objetivando a redução da taxa de resfriamento da junta soldada, onde a temperatura de pré-aquecimento depende de vários fatores como a composição química do aço, as propriedades dos metais de base e do processo de soldagem empregado [75].

O pré-aquecimento que consiste da operação de aquecimento do metal de base, antes do início da soldagem, a uma temperatura pré-estabelecida, objetiva uma diminuição da velocidade de resfriamento, o que produz microestrutura dúctil que aumenta a resistência às trincas e contribui na difusão do hidrogênio [59]. A temperatura mínima de pré-aquecimento especificada deve ser atingida e mantida durante a soldagem, independentemente do grau de restrição ou variação na composição química do metal de base [76].

Se um código é utilizado para projeto e fabricação de um determinado componente soldado, este código deve ser seguido durante o processo de fabricação, e geralmente, o código irá especificar os valores de temperatura mínima de pré-aquecimento para um determinado metal de base, considerando a espessura, carbono equivalente e processo de soldagem [77].

Uma ressalva importante é o fato de que o pré-aquecimento excessivo representa um significativo aumento de custo e produz defeitos, tais como distorção térmica no componente soldado, em algumas ligas, notadamente aços com alto teor de carbono e aços baixa liga, quando soldados, resfriam rapidamente, podendo desenvolver fases duras ou frágeis na ZAC, que podem tornar as ligas suscetíveis a trincas ou podem resultar em baixa tenacidade na ZAC [78].

2.7.2. Controle de Temperaturas de Interpasse

Temperatura de interpasse é definida pela American Welding Society da seguinte forma, "*Em uma solda com passes múltiplos, a temperatura da área de solda entre passes de solda*", embora esta definição seja geral, é de extrema importância na soldagem, ou seja, na soldagem de ligas ferrosas o controle da temperatura de interpasse possibilita retardar a taxa de resfriamento, evitando a ocorrência defeitos na soldagem multipasse e afetando as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada [26].

Dependendo do metal a ser soldado, a temperatura de interpasse pode ser especificada como um valor mínimo ou máximo, onde uma temperatura mínima de interpasse é especificada para evitar um resfriamento rápido da solda, que pode causar transformações na microestrutura e resultar em trincas. A temperatura mínima de interpasse deve ser no mínimo a temperatura de pré-aquecimento mínima especificada, mas é importante, também, impor o controle sobre a máxima temperatura interpasse, quando certas propriedades são requeridas [73].

A intenção de uma temperatura máxima de interpasse é evitar a precipitação de fases intermetálicas e carbonetos indesejáveis na ZAC, onde maiores valores de energia de soldagem tendem a expor o metal a temperaturas maiores, por longos períodos, e reações indesejáveis podem ocorrer na ZAC, como a precipitação de fases, carboneto, crescimento de grão e liquação em contornos de grão [79].

2.7.3. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)

O tratamento térmico de alívio de tensões é usado para reduzir as tensões residuais que permanecem retidas em uma microestrutura ou componente em consequência de processos de fabricação, existem muitas fontes de tensões residuais, no caso da soldagem, são de magnitude, aproximadamente, igual ao limite de escoamento do metal de base [80].

Com o tratamento térmico de alívio de tensões as possibilidades de ocorrência de trincas induzidas pelo hidrogênio são reduzidas, embora este benefício, não deve ser a única razão para aliviar as tensões. A temperatura elevada associada ao alívio de tensões, frequentemente, promoverá a migração de hidrogênio do metal de solda e da ZAC [81].

A temperatura de tratamento térmico de alívio de tensões é mais efetiva do que o tempo de permanência para alívio de tensões, onde as características microestruturais do metal e as propriedades mecânicas tais como o limite de escoamento e a resistência ao impacto que também podem ser afetados pelo tratamento térmico aplicado. Importante considerar que TTAT em temperaturas muito altas e/ou tempos de permanência mais longos que o especificado, pode tornar o componente mais frágil do que o requerido pelo projeto [82].

As ligas 625 apresentam boa resistência mecânica, soldabilidade e resistência à corrosão, mas as ligas 625 exibem um comportamento complexo em relação à precipitação de fases em temperaturas elevadas, devido ao elevado teor de elementos de liga como Nb, Mo e Ti. Em soldas de ligas base níquel, significativas tensões residuais podem se desenvolver particularmente em altas espessuras em soldas com passes múltiplos, isto pode ser indesejável, desde que estas ligas são aplicadas frequentemente em temperaturas elevadas e onde o alívio de tensão residual pode levar à instabilidade dimensional [83]

A figura 2-23 mostra a influência na microestrutura do metal de solda da liga 625 após tratamento térmico de alívio de tensão (*temperatura x tempo*) e o comportamento da temperatura de precipitações para esta liga na condição de recozimento. Nenhuma grande mudança microestrutural é observada entre 600° e 700°C [84].

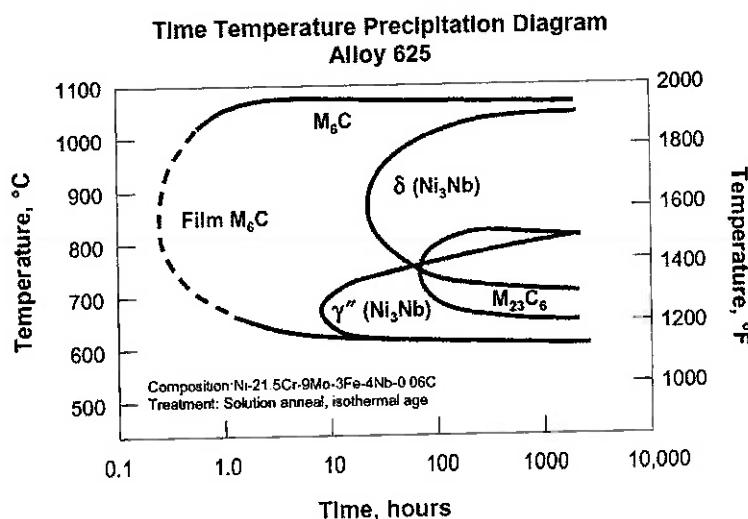


Figura 2-23 – Microestruturas do metal de solda de ligas de níquel 625, após tratamento térmico a temperaturas indicadas para oito horas e o diagrama TTT de precipitação para esta liga [84].

2.8. FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO EM JUNTAS COM METAIS DISSIMILARES EM APLICAÇÕES SUBAQUÁTICAS

2.8.1. Considerações gerais

As operações de extração e processamento de petróleo bruto e o gás natural são meios altamente corrosivos, devido à presença de dióxido de carbono (CO_2), sulfeto de hidrogênio (H_2S) e a água livre. A presença de CO_2 , H_2S e água livre, por meio de componentes de petróleo e gás, ao longo do tempo, podem submeter às superfícies internas destes componentes aos efeitos da corrosão com ocorrência de degradações ao longo do tempo, resultando na perda de propriedades mecânicas, redução de espessura e por vezes ocorrência de trincas [85].

Ação sinergética, conforme, de tensões e ambiente pode resultar em vários tipos de degradação de materiais metálicos, onde o termo genérico trinca ambientalmente assistida, engloba termos mais específicos, que são mostrados na Figura 2-24.

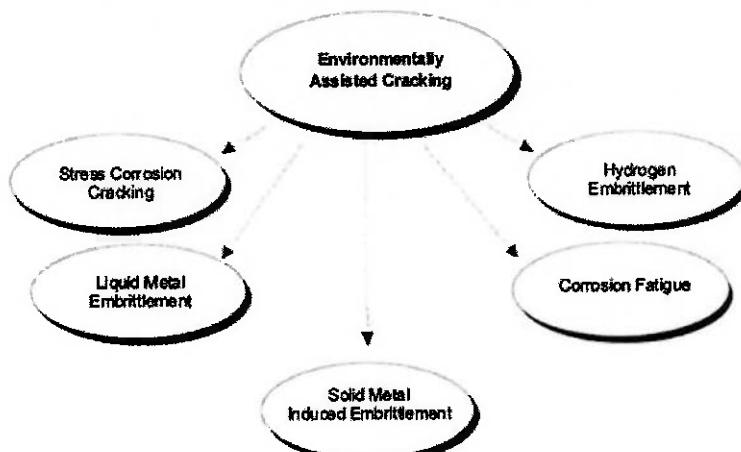


Figura 2-24 – Representação esquemática dos tipos de degradações provocadas pelo hidrogênio - Adaptação [86].

As teorias sobre a ocorrência de trincas ambientalmente assistida é uma das mais ativas em pesquisas de corrosão e são alteradas continuamente, sendo que não existe nenhuma teoria satisfatória que explique todos os mecanismos de comportamentos observados em condições de laboratório ou de campo. A fragilização por hidrogênio é uma forma de falha ambientalmente assistida causada pela ação do hidrogênio, muitas vezes em combinação com tensões residuais ou aplicadas, resultando na redução da capacidade suportar cargas [87].

Geralmente, uma pequena quantidade de hidrogênio é suficiente para causar falhas, porque o hidrogênio tem a capacidade migrar para regiões com altas tensões e aumentar o seu efeito, basicamente, para ocorrência de trincas induzidas por hidrogênio, três principais condições são necessárias: um teor alto de hidrogênio, microestrutura suscetível e tensões tração atuando na solda. Os efeitos de fragilização por hidrogênio são mais pronunciados em aços, com efeito de redução da ductilidade, facilitando o início, propagação de trincas ou o desenvolvimento de outros danos induzidos pelo hidrogênio, tais como: bolhas ou trincas superficiais e vazios internos, e em certos casos, podem ocorrer alterações nas propriedades de mecânicas, especificamente, no limite de escoamento do material [88].

Pesquisadores observaram reduções significativas de alongamento e nos valores de redução de área em aços carbono, aços baixa liga, aços inoxidáveis, ligas de níquel-base, ligas de alumínio e ligas de titânio quando exposta ao hidrogênio. Estes modos de falhas são frequentemente mais observados em ligas com baixa resistência, e a extensão da perda de ductilidade é função do teor de hidrogênio no material [89].

As trincas induzidas por hidrogênio, também conhecidas como trincas a frio, trincas defasadas, é um dos defeitos que mais ocorrem nas soldas de aços ferríticos, estas trincas muitas vezes ocorrem algum tempo após o término da solda e podem também ocorrer em aços durante o processo de fabricação ou durante sua utilização em serviço [90].

Em geral, as trincas induzidas pelo hidrogênio estão associadas à combinação quatro fatores que são a alta concentração de hidrogênio no interior da peça de trabalho ou metal de solda, tensões que atuam sobre a solda, onde as tensões residuais podem surgir devido à contração térmica durante o resfriamento onde as tensões existentes podem ser agravadas por tensões externas de serviço, microestruturas sensíveis, onde há regiões na ZAC que experimentam temperaturas suficientemente elevada para se transformar em mais microestruturas mais duras, susceptíveis ao hidrogênio, tais como martensita e baixas temperaturas são um risco elevado de ocorrência de trincas é observada em temperaturas próximas a ambiente, por vezes várias horas após a soldagem [26].

2.8.2. Considerações sobre corrosão sob tensão (CST)

O termo corrosão sob tensão é usado frequentemente para descrever qualquer tipo de propagação de trincas induzidas ambientalmente, as trincas de corrosão sob tensão é um fenômeno causado pela ação conjunta de uma tensão de tração e a presença de um ambiente corrosivo específico. As trincas induzidas por hidrogênio estão associadas com a absorção de hidrogênio e são defasadas no tempo, durante o qual hidrogênio difunde-se em regiões de altas tensões, portanto a corrosão sob tensão é um processo dependente do tempo, em que um material é suscetível metalurgicamente, a trincas iniciam-se devido à interação sinérgica com um ambiente corrosivo e tensões de tração na superfície metálica susceptível [92], conforme mostrado na Figura 2-25.

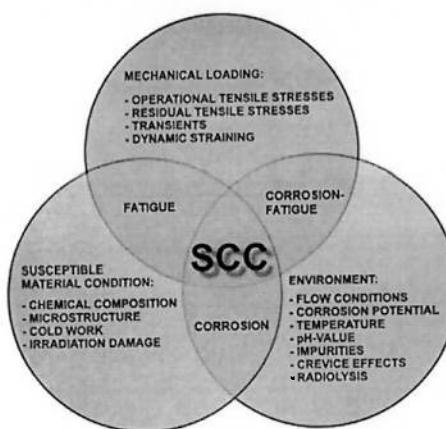


Figura 2-25 – Diagrama ilustrando a ação de interação sinérgica para ocorrência de CST [93]

Em ambiente agressivo, um dos principais componentes que influenciam corrosão de aços, principalmente aços de alta resistência, é o sulfeto de hidrogênio (H_2S), que pode causar fortes danos em componentes e equipamentos, onde a presença de H_2S em um ambiente promove a absorção de hidrogênio no aço, tornando o ambiente mais severo e, portanto, mais propenso a causar fragilização pelo hidrogênio observa-se que quanto maior concentração o problema torna-se mais grave [94].

Corrosão por pites ocorre em uma superfície de metal, confinado a um ponto ou uma pequena área, e refere-se à formação de pequenas cavidades ou perfurações na superfície do material, e são perigosos na medida em que podem permitir a formação de trincas de CST, podendo ocasionar falhas catastróficas [92].

A deterioração de metais devido ao contato com H₂S e a umidade é conhecida como corrosão ácida, nas formas de corrosão uniformes, corrosão por pites e corrosão sob tensão, muito prejudicial para os aços ferríticos, embora o H₂S não seja corrosivo por si só, torna-se um agente corrosivo severo na presença de água, que conduz a fragilização, onde a corrosão ácida ocorre. As trincas de corrosão sob tensão, geralmente, se iniciam através da formação de uma corrosão localizada, mesmo em pequenas dimensões, atua como um micro concentrador de tensões, a partir destes pites, que são regiões que apresentam níveis de tensões muito maior do que o restante do material, podendo ocasionar uma nucleação e consequentemente, a propagação de trincas [95].

Na qualificação de procedimentos de soldagem de uma junta soldada, para aplicação em instalações submarinas em ambientes agressivos, além dos requisitos do Código ASME IX, são considerados os requisitos das Normas API 6A e da NACE MR-0175 / ISO 15156, principalmente os referentes aos valores de dureza, conforme mostrados na Tabela 2-8.

Tabela 2-8 - Valores máximos aceitáveis de dureza para soldas de aços carbono, aços carbono-manganês e aços baixa liga, conforme Tabela A1 da NACE MR-0175 / ISO 15156-2 [96].

Hardness test methods	Hardness test locations for welding procedure qualification	Maximum acceptable hardness
Vickers HV 10 or HV 5 or Rockwell HR 15N	Weld root: Base metal, HAZ and weld root metal as shown in Figures 2, 3 or 4	250 HV 70.6 HR 15N
	Base metal and HAZ for weld overlays as shown in Figure 6; see also A.2.1.5 b)	260 HV 70.6 HR 15N
	Weld cap: Base metal, HAZ and weld metal of unexposed weld cap as shown in Figures 2 or 4	275 HV ^a 73.0 HR 15N
Rockwell HRC; see 7.3.3.2	As shown in Figure 5	22 HRC
	Base metal and HAZ for weld overlays as shown in Figure 6; see also A.2.1.5 b)	22 HRC

^a The maximum shall be 250 HV or 70.6 HR 15N unless

- the equipment user agrees the alternative weld cap hardness limit, and
- the parent material(s) are over 9 mm thick, and
- the weld cap is not exposed directly to the sour environment.

O níquel e suas ligas são suscetíveis a danos pelo hidrogênio em ambientes aquosos e gasosos de hidrogênio e os mesmos fatores que afetam a susceptibilidade a fragilização por hidrogênio em ligas ferrosas, são igualmente predominantes em ligas de níquel, embora em menor grau. Em geral, metais de estrutura CFC, devido à sua maior facilidade de deslizamento e difusividades de soluto reduzidas, em comparação com os materiais de estrutura CCC, são menos suscetíveis a danos de hidrogênio [87].

3.0. OBJETIVO E RELEVÂNCIA DO TRABALHO

O objetivo deste trabalho é caracterizar a microestrutura e das propriedades mecânicas de uma junta soldada entre metais dissimilares ferríticos utilizando liga de níquel 625, com a investigação e análise das microestruturas formadas na junta soldada, principalmente nas interfaces das soldas, devido à grande variação composicional e a formação de fases secundárias e de zonas parcialmente misturadas. Este trabalho também propõe avaliar dos resultados de ensaios mecânicos, para verificar o atendimento aos requisitos normativos de qualificação de procedimentos de soldagem, enfatizando a análise da solda de amanteigamento, considerando o seu caráter na composição da integridade estrutural da junta soldada.

A relevância deste trabalho consiste da avaliação dos efeitos das técnicas de fabricação e soldagem de aços dissimilares, com aplicação de amanteigamento e utilização de liga de níquel 625, que são aplicadas, pelas empresas de extração e processamento de petróleo e gás natural, em diversos componentes estruturais subaquáticos, de forma a contribuir para alcançar uma melhor compreensão do comportamento destas soldas em ambientes agressivos, com a caracterização microestrutural que ocorre na junta, principalmente nas interfaces das soldas, quanto a formação de microestruturas duras e frágeis.

A justificativa para este trabalho é a necessidade de uma melhor avaliação das juntas entre metais dissimilares ferríticos com a utilização de metal de adição de liga de níquel 625, entre outros fatores, deve-se a complexidade dos gradientes compostionais e as propriedades mecânicas na interface de solda, principalmente a solda de amanteigamento dos aços baixa liga, regiões estas susceptíveis a falhas devido ao ambiente agressivo a que estão submetidas, podendo dessa forma acarretar altos custos administrativos e financeiros, que são extremamente significativos tanto de ordem operacionais, quanto ao meio ambiente. Análises das microestruturas formadas, bem como a sua correlação com as propriedades mecânicas, permitem a adoção de melhores técnicas de fabricação, de forma a conferirem a este tipo de junta uma melhor confiabilidade, versatilidade e uma maior vida útil.

4.0. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O tubo de teste experimental utilizado nesta pesquisa consiste da soldagem de uma réplica do processo de fabricação das juntas dissimilares ferríticas entre um aço forjado AISI 4130M (75K) e um tubo de aço API 5L X-60, com utilização de metal de solda de liga de níquel 625, aplicadas em conectores do tipo pescoço de ganso (*Gooseneck Connectors*). Os metais de base utilizados no trabalho possuem revestimento interno resistente à corrosão, objetivando a simulação das condições reais de fabricação.

O tubo de aço API 5L X-60 utilizado no trabalho tem sua análise química e propriedades mecânicas apresentadas na tabela 4-1.

Tabela 4-1 – Composição química e propriedades mecânicas do tubo de aço API 5L X-60 utilizado na soldagem do teste.

ELEMENTOS DE LIGA (% MÁXIMA)									
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	
0,110	1,28	0,28	0,018	0,002	0,09	0,01	0,08	0,029	
Ti	Nb	Cu	V	Ca	B	Fe		Outros	
0,001	0,034	0,004	0,083	0,0028	0,0002	Balanço		---	
CARBONO EQUIVALENTE:			Ceq:	0,375		Pcm:	0,200		
PROPRIEDADES MECÂNICAS		LRT (MPa)		LE (MPa)		ALONG. (%)		LE/LR	
		641		520		25		0,81	

O material aço forjado AISI 4130M (75K), utilizado na soldagem do teste, tem a sua análise química e propriedades mecânicas mostrada na Tabela 4-2, sendo os valores de carbono equivalente obtidos por cálculo.

Tabela 4-2 – Composição química e propriedades mecânicas do aço forjado AISI 4130M utilizado na soldagem do teste.

ELEMENTOS DE LIGA (% MÁXIMA)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	
0,29	0,25	0,81	0,008	0,015	1,07	0,85	0,20	0,029	
V	Cu	W	N		Fe			Outros	
0,07	0,06	< 0,01	0,0045		Balanço			---	
CARBONO EQUIVALENTE:			CE _{lw} :	0,795		Pcm:	0,429		
PROPRIEDADES MECÂNICAS		LRT (MPa)		LE (MPa)		ALONG. (%)		LE/LR	
		687		563		23,2		0,85	

Para a simulação das condições reais de fabricação das juntas entre metais dissimilares com solda heterogênea, com liga de níquel 625, o procedimento de soldagem do teste consistiu das seguintes etapas:

- 1^a Etapa: Execução da solda de amanteigamento do aço forjado AISI 4130M, com metal de adição de liga de níquel 625, pelo processo de soldagem PGTAW, automático com utilização de arame quente;
- 2^a Etapa: Execução de Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT), conforme requisitos do Código Normas ASME VIII – Divisão 1 (2013) e Norma API 6A (2010), seguida da operação de usinagem para preparação do bisel.
- 3^a Etapa: Execução da soldagem da junta de topo entre o aço forjado AISI 4130M amanteigado e o tubo de aço API 5L X-60, com metal de adição de liga de níquel 625, utilizando os processos de soldagem manuais GTAW e SMAW.
- 4^a Etapa: Após a soldagem de fechamento pelos processos de soldagem GTAW e SMAW, referente a junta de topo entre os aços dissimilares, foi executada a inspeção por END na junta soldada.
- 5^a Etapa: Execução dos ensaios e testes em laboratórios para caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada.

Na etapa inicial realizou-se inicialmente a soldagem de amanteigamento (*buttering weld*) no bisel do aço forjado AISI 4130M, com a utilização do processo de soldagem PGTAW e utilização de metal de adição de liga de níquel 625.

Na soldagem de amanteigamento do aço forjado AISI 4130M, pelo processo de soldagem PGTAW, foi utilizado o consumível de classificação ERNiCrMo-3, conforme Especificação AWS A 5.14M, com valores de composição química dos metais de adição, conforme certificados de qualidade, mostrados na Tabela 4-3.

Tabela 4-3 – Composição química do metal de adição ER NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.14M) utilizado na soldagem PGTAW.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,013	0,01	0,02	0,005	0,001	21,98	65,00	8,74
Fe	Al	Ti	Nb+Ta	Cu	Co	OUTROS	
0,040	0,224	0,192	3,680	0,01	---	---	

O equipamento de soldagem PGTAW, detalhes da junta de amanteigamento e da junta de topo são mostrados na Figura 4-1.

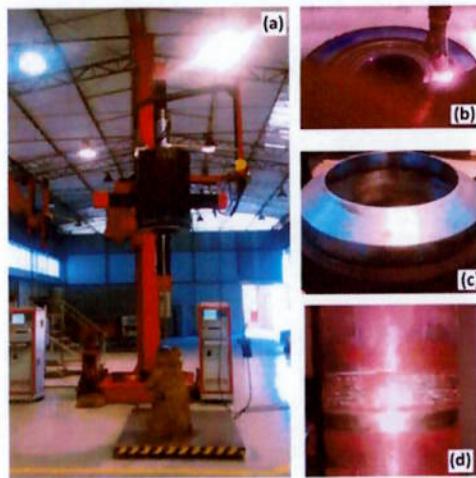
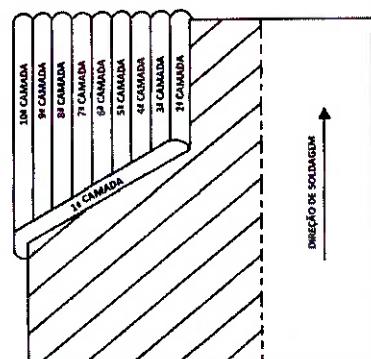


Figura 4-1 – Imagem do equipamento de soldagem PGTAW, automático com arame quente (a), detalhe da soldagem pelo processo PGTAW (b), imagem da região amanteigada do aço AISI 4130M, após TTAT e execução de usinagem para preparação do bisel (c) e imagem da junta dissimilar com a solda de topo (d).

A soldagem de amanteigamento foi realizada no tubo usinado de aço forjado AISI 4130M, posicionado verticalmente, com progressão vertical da soldagem, onde os parâmetros de execução da solda são mostrados na Tabela 4-4 a seguir.

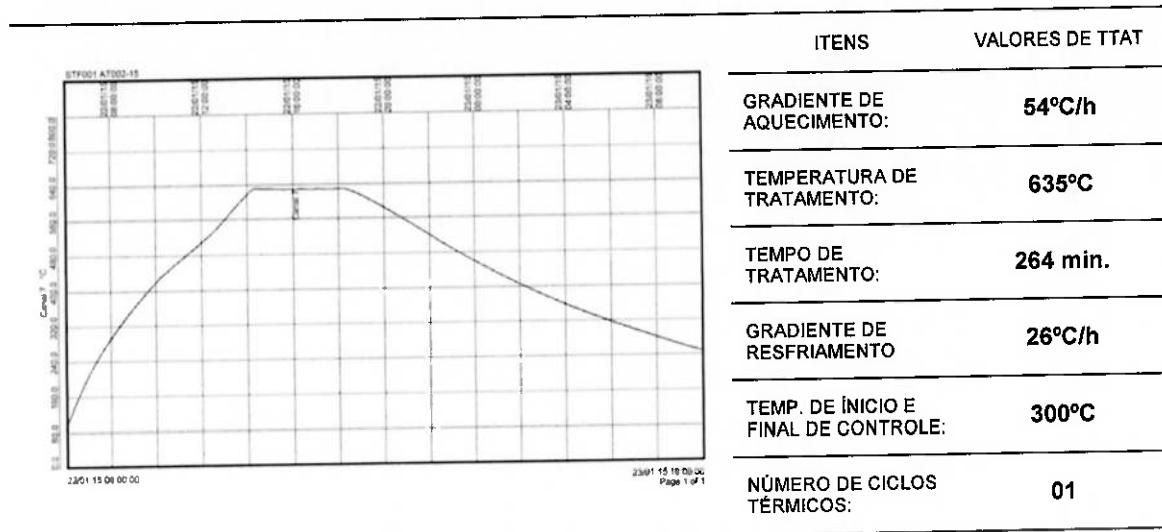
Tabela 4-4 – Parâmetros da soldagem de amanteigamento do aço AISI 4130M.

CLASSIFICAÇÃO (AWS)	DIÂMETRO (mm)	CORRENTE DE SOLDAGEM				VELOCIDADE DE AVANÇO (mm/min)
		TIPO E POLAR.	CORRENTE DE BASE (A)	CORRENTE DE PICO (A)	TENSÃO (V)	
ER NiCrMo-3	1,14	CC -	180 - 220	220 - 285	13,0 - 14,4	≥ 260
CONTROLE DE TEMPERATURAS		POSIÇÃO DE SOLDAGEM				DETALHE DAS CAMADAS:
PRÉ-AQUECIMENTO	INTERPASSE					
182°C	182 a 292°C	2G - GIRANDO (ASCENDENTE)				
PARÂMETROS DE ARAME QUENTE		SOBREPOSIÇÃO MÍN. DOS PASSES (%).				
CORRENTE (A)	TENSÃO (V)					
38 a 40	4 a 6	50				
GÁS DE PROTEÇÃO		ENERGIA DE SOLDAGEM MÁX. (kJ/mm) (CÁLCULO PELA MÉDIA DE CORRENTE DE PICO E CORRENTE DE BASE)				
TIPO	COMPOSIÇÃO	VAZÃO (l/min)				
ARGÔNIO	99,998%Ar	23				0,85



Objetivando a simulação das condições reais de fabricação, o componente de aço AISI 4130M amanteigado, foi submetido ao tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), conforme requisitos do Código ASME - Seção VIII / Divisão 1 e Norma API 6A. O componente soldado foi submetido a tratamento térmico de alívio de tensão, conforme Tabela 4-5.

Tabela 4-5 – Gráfico com registro de resultado do tratamento térmico de alívio de tensão do tratamento térmico do aço AISI 4130M (75K), com solda de amanteigamento.



Na terceira etapa, após inspeção e usinagem para preparação do bisel do aço AISI 4130M com solda de amanteigamento, foi executada a soldagem da junta de topo com o tubo API 5L X-60, utilizando os processos de soldagem GTAW e SMAW, com aplicação de metais de adição de liga de níquel 625.

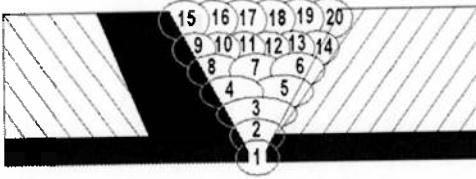
Na soldagem da junta de topo, nos processos GTAW e SMAW, foram utilizados os consumíveis de classificação ER NiCrMo-3, conforme Especificação AWS A 5.14M e ENiCrMo-3, conforme Especificação AWS A 5.11M, cujas composições químicas são mostradas nas Tabelas 4-6 e 4-7, respectivamente.

Tabela 4-6 – Composições químicas dos metais de adição ER NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.14M) e E NiCrMo-3 (Especificação AWS A 5.11M).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe	Al	Ti	Nb+Ta	Cu	Co
0,013	0,010	0,020	0,005	0,001	21,460	64,800	8,690	0,010	0,174	0,168	3,650	0,010	0,031
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe	Nb+Ta	Cu	OUTROS		
0,022	0,40	0,32	0,004	0,002	22,69	62,59	8,41	1,460	3,900	0,060	---		

Na soldagem da junta de topo entre o aço AISI 4130M e o tubo API 5L X-60 foram utilizados os processos GTAW e SMAW. Os parâmetros de soldagem mostrados na Tabela 4-7 estão em conformidade com os parâmetros de uma especificação de procedimento de soldagem qualificado.

Tabela 4-7 – Parâmetros de soldagem da junta da junta de topo dissimilar entre o aço forjado AISI 4130M (75K) e o tubo de aço API 5L X-60.

PROCESSO DE SOLDAGEM	CLASSIFICAÇÃO AWS	DIÂMETRO (mm)	CORRENTE DE SOLDAGEM			VELOCIDADE DE AVANÇO (mm/min)	ENERGIA DE SOLDAGEM MÁXIMA (kJ/mm)
			TIPO E POLAR.	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)		
GTAW (MANUAL)	ER NiCrMo-3	2,40	CC (-)	110 a 132	10 a 12	60 a 90	1,20
SMAW (MANUAL)	E NiCrMo-3	4,00	CC (+)	120 a 130	22 a 24	230 a 252	0,76
SEQUÊNCIA DE PASSES							
							
GÁS DE PROTEÇÃO							
NA FACE				NA RAIZ			
TIPO	VAZÃO (l/min)	TIPO	VAZÃO (l/min)				
ARGÔNIO (99,998%)	15	ARGÔNIO (99,998%)	20				
CONTROLE DE TEMPERATURAS							
IDENTIFICAÇÃO DOS PASSES	PROCESSO GTAW	PROCESSO SMAW	PRÉ-AQUECIMENTO		INTERPASSE		
	1 a 3	4 a 20	127°C		127 a 157°C		

Para a soldagem pelos processos GTAW e PGTAW foram utilizados o gás de proteção Argônio com alta pureza (Ar, 4.8), com sua composição mostrada na Tabela 4-8, conforme certificado de qualidade.

Tabela 4-8 – Composição química do gás de proteção utilizados nos processos de soldagem PGTAW e GTAW.

PRODUTO		DESCRÍÇÃO	VALORES DE ANÁLISE	VALORES ESPECIFICADOS	
				MIN.	MAX.
IDENTIFICAÇÃO	Argônio Ultrapuro	H ₂ O	2,5 ppm	0,00000	3,00000
COMPOSIÇÃO	99,998%	N ₂	5,0 ppm	0,00000	6,00000
LOTE N°	808011231005	O ₂	1,8 ppm	0,00000	2,00000
FABRICANTE	White Martins	PUREZA	100%	99,99800	100,00000

4.2. ENSAIOS, TESTES E ANÁLISES.

4.2.1. Ensaios Não Destrutivos

Os ensaios não destrutivos foram realizados durante as etapas de fabricação e soldagem da junta dissimilar com solda heterogênea, compreendendo os ensaios visuais de solda, por líquido penetrante e por ultrassom.

O ensaio por visual foi executado após cada uma das etapas de fabricação, sendo o ensaio por líquido penetrante executado após a preparação do bisel, após usinagem da solda de amanteigamento e após a execução do tratamento térmico de alívio de tensão do aço forjado AISI 4130M.

O ensaio por ultrassom foi executado em duas etapas, após a execução da soldagem de amanteigamento e após a soldagem da junta de topo, para a execução do ensaio foi utilizado procedimento de inspeção qualificado, com bloco de referência de Inconel® 625. Os ensaios não destrutivos, para verificação da sanidade da solda, foram executados após aguardar o período de 48 horas do término da soldagem.

4.2.2. Análise Microestrutural

As amostras da junta soldada foram preparadas por técnicas metalográficas para análise microestrutural, sendo utilizado Microscópio Ótico, para análise microestrutural das regiões da solda e interfaces de solda, com complementação, para análise das interfaces das soldas, através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), com retirada das amostras conforme mostrado na Figura 4-2.

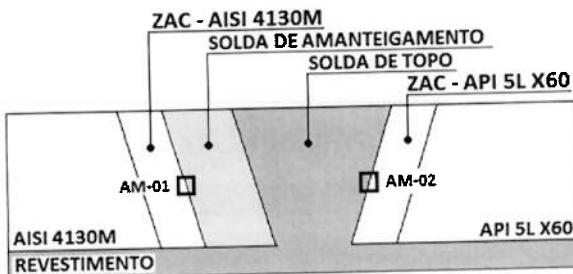


Figura 4-2 – Imagem com detalhe de retirada das amostras para microscopia eletrônica de varredura (MEV) com identificação de locais de análise.

Os corpos de prova para análise micrografia foram preparados conforme Norma ASTM E3 (Ed. 2011), sendo a amostra submetida a ataque por imersão com o reagente Nital 2% para análise por microscopia ótica dos metais de base e ataque com

o reagente Água Régia, para ataque do metal de solda. Após os ataques a amostra foi observada no microscópio ótico Olympus GX 51 – MOM 001.

Para análise das amostras por MEV, foram realizados ataques eletrolítico com o reagente Ácido Oxálico e tensão de 5 V por 30 s. As imagens das interfaces das soldas da junta dissimilar e o mapeamento por microanálise utilizando espectrometria de energia dispersiva (EDS) foram obtidas pelo Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca JEOL - SEM-FEG JSM-6701F, conforme mostrado na Figura 4-3.



Figura 4-3 – Imagem do Microscópio Eletrônico de Varredura com a respectiva especificação técnica / Marca SEM-FEG JSM-6701F – JEOL (Cortesia IPEN)

4.2.3. Ensaio de Tração e Ensaio de Dobramento

Os ensaios de tração foram conduzidos conforme requisitos do Código ASME – Seção IX, com a utilização de corpos de prova, para ensaio de tração, com seção reduzida de acordo com QW-150 / QW-151.2 e preparação conforme Figura QW-462.1(b). No ensaio de tração a solda de revestimento resistente à corrosão foi removida, devido ao fato do revestimento não compor o cálculo estrutural da junta soldada pelo projeto.

Os ensaios de dobramento guiado foram conduzidos conforme requisitos do Código ASME – Seção IX, com a utilização de corpos de prova com preparação conforme Figura QW-462.2 e avaliação conforme critério de aceitação do QW-163. As posições de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração e dobramento foram em conformidade com a Figura QW-463.1(e) do Código ASME – Seção IX.

Os ensaios de dobramento dos corpos de prova foram realizados considerando o ângulo de dobramento de 180°, diâmetro de cutelo de 46 mm e distância entre roletes de 67 mm.

4.2.4. Ensaio de Impacto

Realizado ensaio de impacto Charpy, com entalhe em "V", a temperatura de ensaio requerida pelo projeto de - 20°C, com preparação conforme requisitos do item UG-84 e da figura UG-84, do Código ASME VIII – Divisão 1 (2013), com localização de retirada dos corpos de prova mostrada na Figura 4-5.

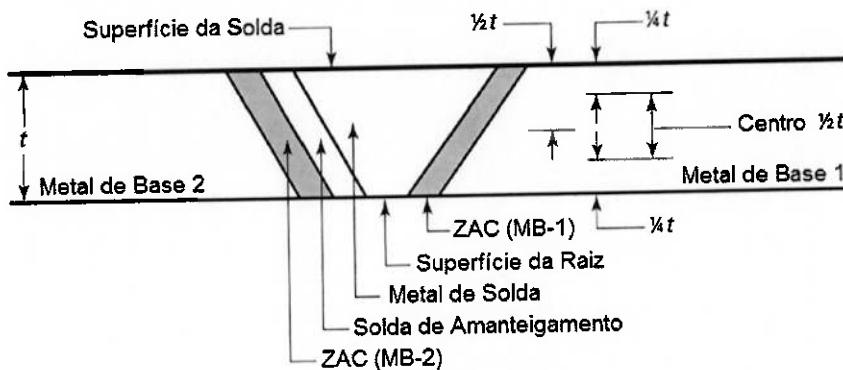


Figura 4-4 – Desenho esquemático com as regiões avaliadas por ensaio de impacto (Adaptado do ASME – Seção VIII – Divisão 1, Ed. 2013) / Figure UG-84.5).

O ensaio de impacto Charpy foi conduzido em conformidade com os requisitos da Norma ASTM A 370 (2014), conforme Figura 11(a), com ensaios de impacto nos metais de base e suas ZAC, no centro na solda de amanteigamento e no centro da solda de topo.

4.2.5. Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza Vickers HV-10 foi executado conforme requisitos das normas API 6A (2010), com a preparação do corpo de prova conforme Norma ASTM E3 / Ed. 2011 e método de ensaio conforme ASTM A 384 / Ed. 2011 (Figura E1).

O ensaio foi realizado em temperatura de 24°C, com a utilização durômetro da marca Pantec DUR-023.

4.2.6. Ensaio Macrográfico

A preparação dos corpos de prova com utilização de técnicas de preparação metalográficas, e o ataque da amostra preparada foi executado conforme requisitos do Código ASME – Seção IX, referente aos QW-470 e QW-471. Para avaliação da face submetida a ataque foi utilizada uma lupa (ampliação de 10X), e avaliada conforme critério de aceitação do Código ASME – Seção IX, referente ao QW-183.

4.2.7. Análises Químicas

A análise química foi realizada em duas amostras de metal de solda depositado, correspondendo ao centro da solda topo e ao centro da solda de amanteigamento, com preparações dos corpos de prova conforme requisitos das normas ASTM E 415 e ASME – Seção IX / QW 462.5(a), sendo o ensaio realizado a temperatura ambiente de 23°C e umidade relativa de aproximada de 40%, através do aparelho Espectrômetro de emissão Ótica Marca ARL - Modelo 3460, com certificado de calibração nº 2014-0731 em 31/07/14, utilizando-se da Instrução PROAQQT Nº LB 10257 – Rev. 4, conforme norma ASTM E-415 (2014).

4.2.8. Teste de Corrosão

O teste de corrosão foi realizado em uma amostra de metal de solda depositado, com preparação considerando a região de interface das soldas de topo e de amanteigamento. O corpo de prova com dimensões de 31,6 x 25,41 x 4,99 mm, foi preparado e testado em conformidade com os requisitos da ASTM G 48 / Ed. 2011 - Método A.

O teste de corrosão da amostra consistiu em um ataque por um período de 24 horas, em temperatura controlada de $22^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, com avaliação de massa através da utilização da balança analítica. Para avaliação dos resultados foi adotado o critério de aceitação constante no item 5.3 da Norma NORSOOK M-601, Ed. 2008.

5.0. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

O ensaio visual e dimensional de solda foi realizado nas etapas de preparação das juntas, após as soldagens de amanteigamento e após a soldagem da junta de topo, apresentando os resultados satisfatórios, sem evidências de descontinuidades. O ensaio foi conduzido conforme critério de aceitação mostrado na Tabela 341.3.2 do Código ASME B 31.3 (2012).

O ensaio por líquido penetrante e o ensaio por ultrassom foram realizados após 48 horas da conclusão da solda, observando os requisitos normativos, onde o ensaio por líquido penetrante foi realizado nas etapas de preparação da junta, após a soldagem de amanteigamento e após a conclusão da solda de fechamento e o ensaio por ultrassom foi realizado após a conclusão da soldagem da junta de topo. Os resultados dos ensaios não apresentaram descontinuidades e foram avaliados conforme critérios de aceitação da API 6A (2010).

5.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.2.1. Análise microestrutural por microscopia ótica da junta soldada

As micrografias do metal de base e da ZAC do Aço API 5L X-60, obtidas por microscopia ótica, são mostradas nas Figuras 5-1 e 5-2, respectivamente.

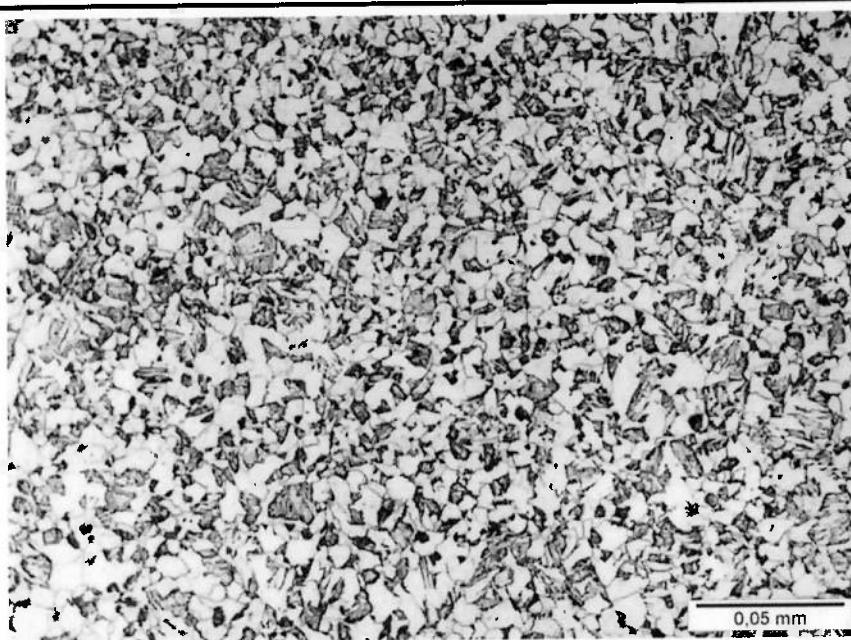


Figura 5-1 – Micrografia do metal de base do aço API 5L X-60

A micrografia do metal de base do aço API 5L X-60, mostrada na Figura 5-1, apresenta uma microestrutura de perlita, com as presenças adicionais de bainita e ferrita poligonal. A análise da micrografia do metal de base do aço API 5L X-60, apresenta microestrutura de perlita, formada por uma mistura eutetóide de duas fases, ferrita e cementita, com regiões de bainita e ferrita poligonal, consequência da composição química do aço e das operações de processamento termomecânico ao qual foi submetido.



Figura 5-2 – Micrografia da ZAC do aço API 5L X-60

A imagem mostrada na Figura 5-2, referente à ZAC do aço API 5L X-60, apresenta uma microestrutura composta de ferrita e bainita, possivelmente com presença de martensita. Esta microestrutura apresenta uma degeneração da microestrutura perlítica, onde se observa um refinamento de grão.

O resultado microestrutural é decorrente dos efeitos da temperatura atingida durante o ciclo térmico de soldagem, que apesar de não ser suficiente para ocorrer à fusão do material, é suficientemente alto para a ocorrência das transformações microestruturais observadas, ou seja, a presença de regiões com microestruturas de bainita e martensítica, que influenciam significativamente nas propriedades mecânicas nesta região.

As micrografias da zona de fundida da solda de topo são mostradas, em diferentes ampliações, nas Figuras 5.3 e 5.4.

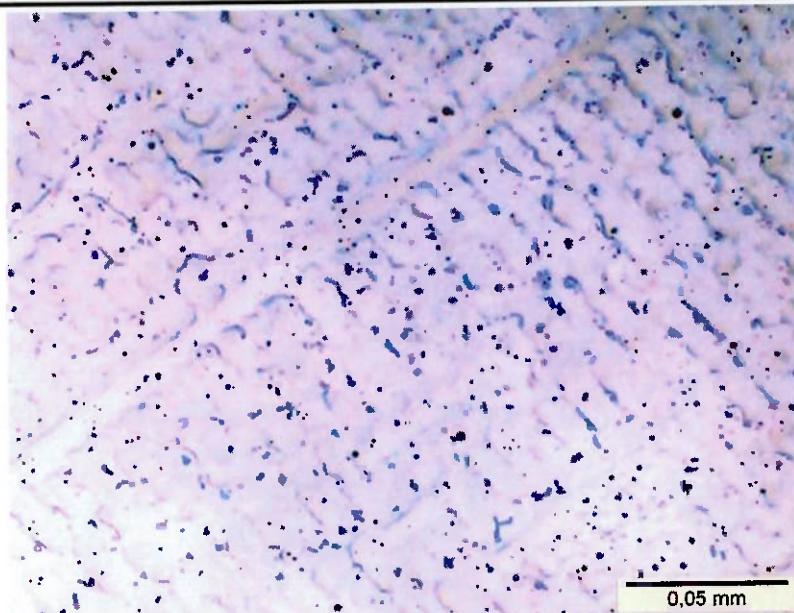


Figura 5-3 – Micrografia do centro da solda da junta de topo (500X)

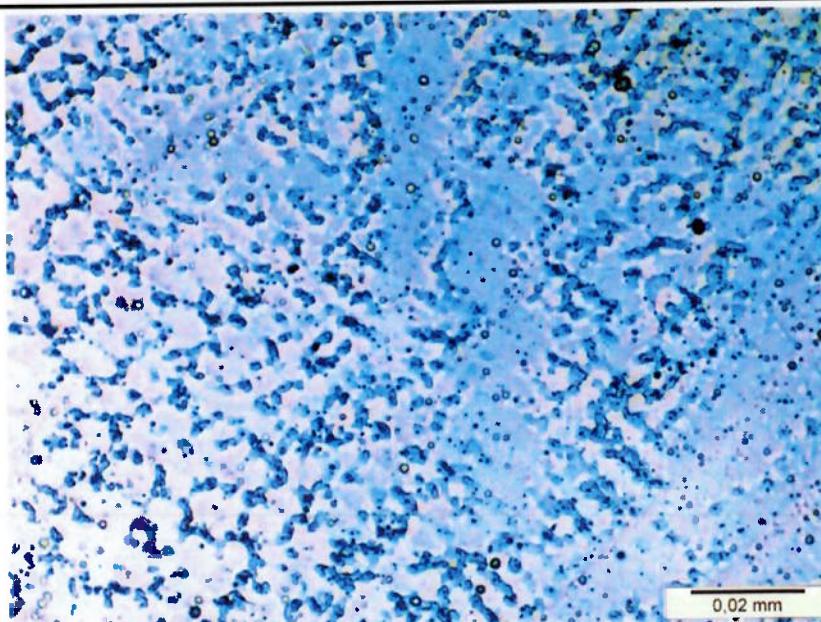


Figura 5-4 – Micrografia do centro da solda da junta de topo (1000X)

Nas imagens se observa uma microestrutura com a presença de precipitados dispersos e carbonetos interdendríticos, na matriz de solução sólida austenítica, com características dendrítica, nas micrografias também pode ser observado a presença de precipitados dispersos (pontos escuros), partículas de carbonetos complexos (cinza claro), interdendrítico na matriz de solução sólida gama.

A solda de amanteigamento foi realizada pelo processo de soldagem PGTAW, automático com utilização de metal de adição de liga de níquel 625, sendo o componente submetido a tratamento térmico de alívio de tensões. As imagens da microestrutura são mostradas nas Figuras 5.5 e 5.6.

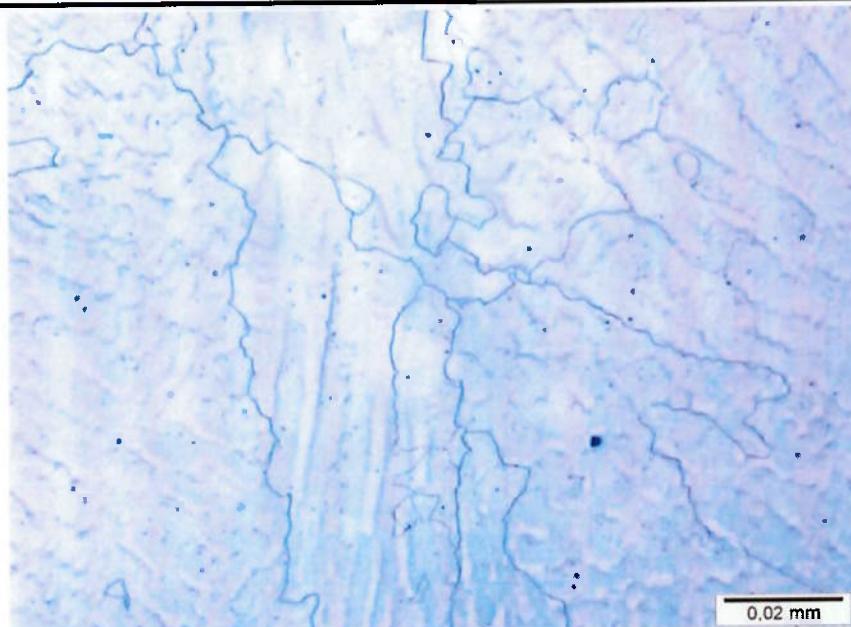


Figura 5-5 – Micrografia da solda de amanteigamento (centro do metal de solda depositado).

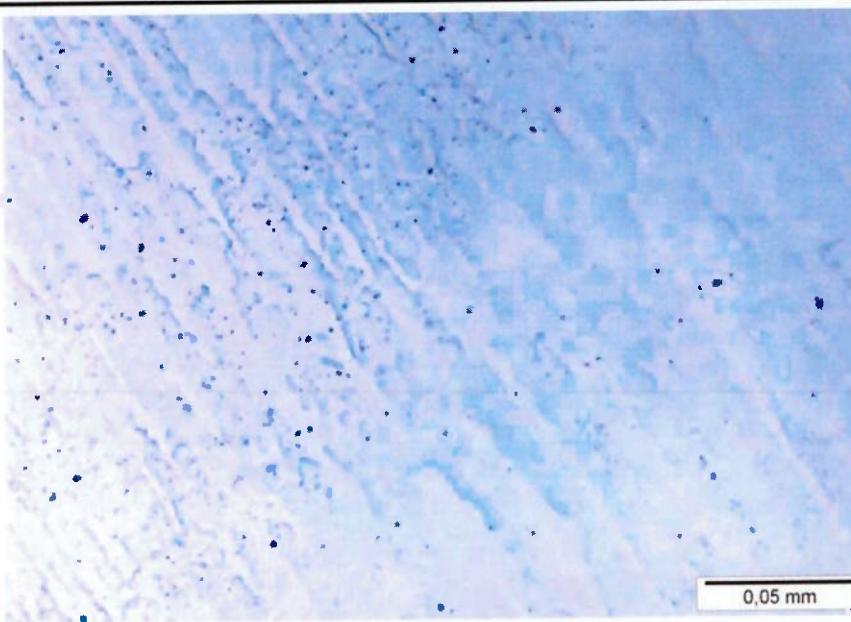


Figura 5-6 – Micrografias da interface da solda de amanteigamento (parte superior) com solda de topo (parte inferior).

A Figura 5-5 apresenta microestrutura, no centro da solda de amanteigamento, com leve presença de precipitados, não contínuos nos contornos de grãos colunares,

em matriz com característica dendrítica, de solução sólida gama (austenítica). A interface entre a solda de amanteigamento com a solda de topo, mostrada na Figura 5-6, a microestrutura apresenta uma leve presença de precipitados não contínuos nos contornos de grãos colunares, em matriz com característica dendrítica, de solução sólida gama (austenítica).

Na interface da solda de amanteigamento, realizado pelo processo automático PGTAW, e a solda da junta de topo, realizada pelo processo SMAW, pode ser observado uma quantidade maior de precipitados na matriz austenítica da solda de amanteigamento, em relação ao centro da solda da junta de topo, e este fato possivelmente tenha ocorrido devido ao efeito do tratamento térmico de alívio de tensões aplicado no metal de base do aço AISI 4130M. Apesar dos melhores controles dos parâmetros de soldagem do processo PGTAW, principalmente a energia de soldagem, o tratamento térmico de alívio de tensão contribuiu significativamente no aumento de precipitação de fases secundárias e carbonetos na solda de amanteigamento do aço baixa liga.

A microestrutura do metal de base e da ZAC do aço AISI 4130M são mostrados na Figura 5-7 e 5-8, respectivamente.

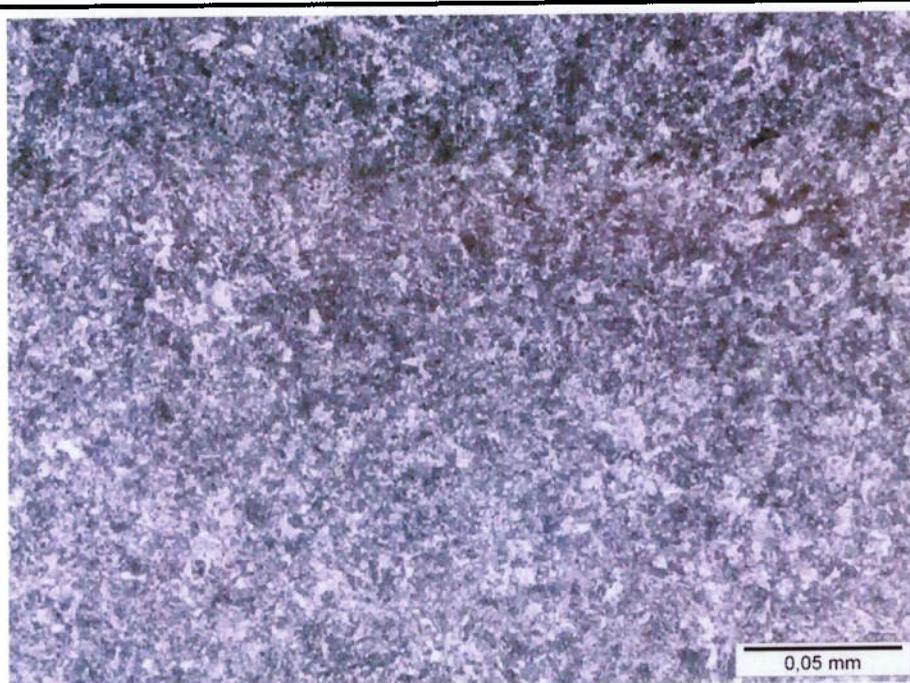


Figura 5-7 – Micrografia da ZAC do aço AISI 4130M

A microestrutura da ZAC do aço AISI 4130M, após ser submetida a tratamento térmico de alívio de tensões, mostrada na Figura 5-7, consiste de microestrutura com leve presença de ferrita (cor branca) na matriz de martensita revenida.

A microestrutura na Figura 5-7 se apresenta predominantemente de martensita revenida, podendo ser observado um refinamento de grãos da região da ZAC, em relação à região do metal de base, resultante dos aquecimentos causados pelos ciclos térmicos de soldagem e do tratamento térmico de alívio de tensão aplicado na solda de amanteigamento.

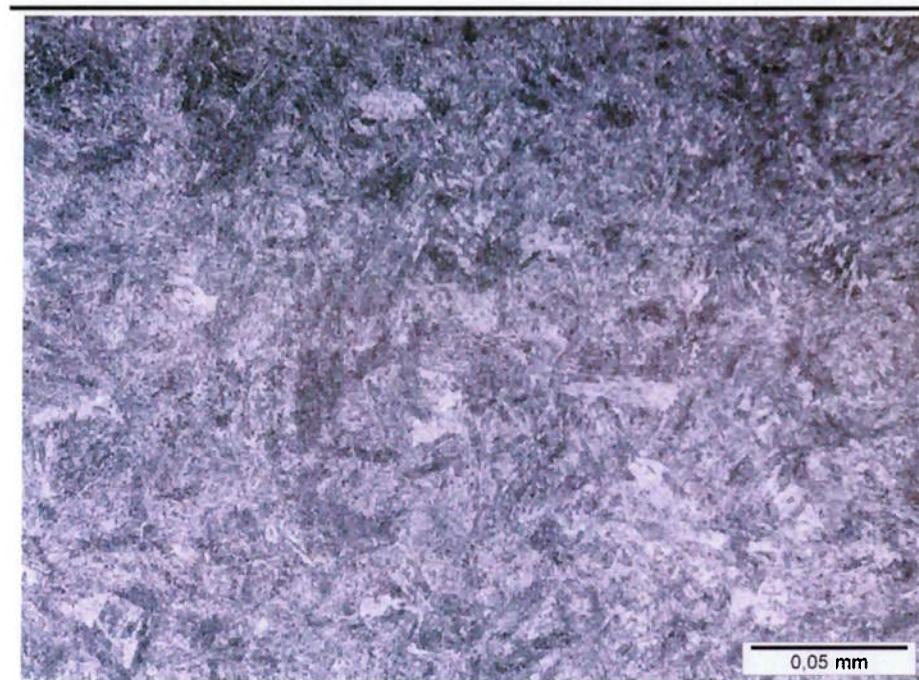


Figura 5-8 – Micrografia do metal de base do aço AISI 4130M

Na micrografia mostrada na Figura 5-8, a microestrutura do metal de base utilizado neste trabalho, composta por uma leve presença de ferrita, e possivelmente bainita, em uma matriz de martensita revenida, típica do processo de beneficiamento do aço (tratamento térmico de têmpera e revenimento), para obtenção das propriedades mecânicas requeridas.

5.2.2. Análise microestrutural por microscopia ótica das interfaces das soldas

A investigação sobre a microestrutura na interface da solda de topo com o aço API 5L X-60 e da interface da solda de amanteigamento com o aço AISI 4130M, obtida por microscopia ótica, considerando que todas as imagens foram obtidas na linha central da seção transversal da junta soldada.

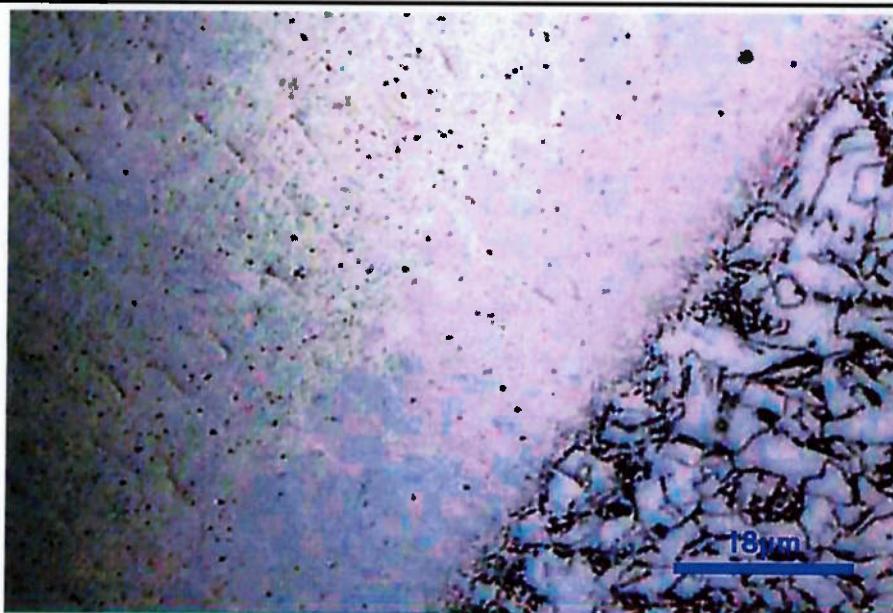


Figura 5-9 – Micrografia ótica da interface da solda de topo, com ataque de Nital 2% para revelação do lado aço API 5L X-60

A Figura 5-9 mostra a interface do metal de base API 5L X-60 com o metal de solda, ataque realizado por imersão com o reagente Nital 2%, para análise da região do metal de base, onde a micrografia apresenta na região na ZAC do metal de base, próxima a linha de fusão, a presença de grão de ferrita, de tamanhos variados, que estão associados ao processo de descarbonetação, podendo também ser observada a presença intensa de precipitação de carbonetos interdendríticos.

Estudos que consideram a influência dos ciclos térmicos na ZAC de aços carbono-manganês, indicam que é previsto o surgimento de uma região com granulação grosseira, próxima à linha de fusão, também ocorre na ZAC em uma região com granulação fina, mais afastado da linha de fusão [24].

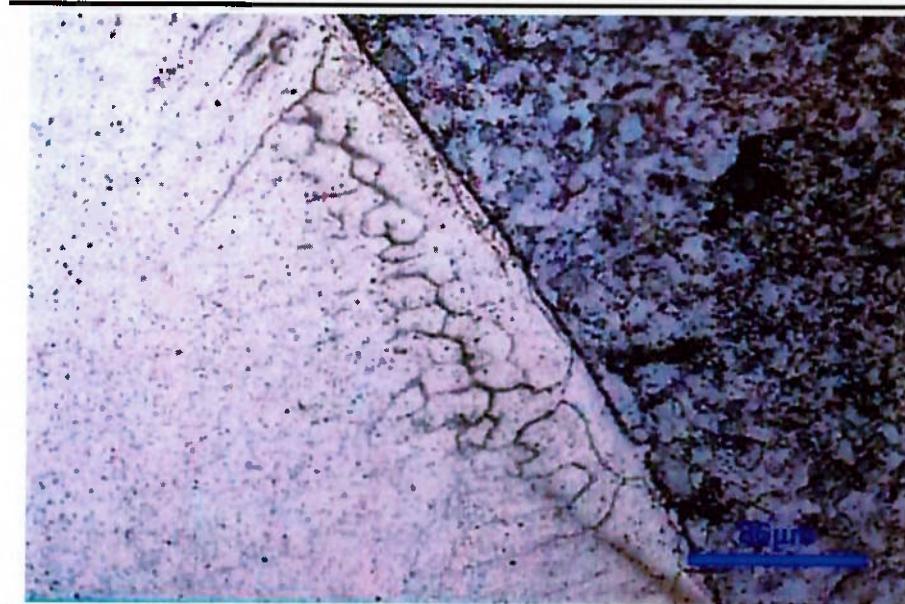


Figura 5-10 – Micrografia ótica da interface da solda de topo com aço API 5L X-60, Água Régia com ataque eletrolítico, para revelação do metal de solda.

A figura 5-10 mostra a interface entre o metal de base e o metal de solda, onde se observa os grãos ferríticos da ZAC; a linha de fusão; a ZPM (área com tonalidade mais clara) e a zona fundida (região de tonalidade mais escura). Na figura também, pode ser observado que o metal de solda depositado apresenta uma zona fundida típica, com microestrutura bruta de fusão, formada por uma rede dendrítica e com a presença de fases precipitadas nas regiões interdendríticas.

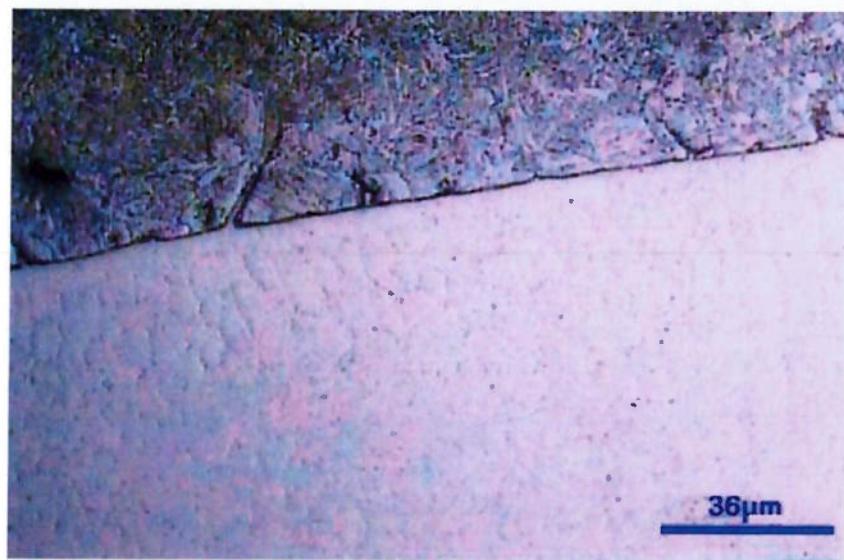


Figura 5-11 – Micrografia ótica da interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130M, com ataque por Nital 2%, para revelação do lado do aço AISI 4130

Análise da microestrutura, mostrada na Figura 5-11, da interface entre o aço AISI 4130M e a solda de amanteigamento, após tratamento térmico de alívio de tensão, apresenta uma microestrutura com fases prevalecentes de martensita, com a possível formação de grãos grosseiros, próximos à zona de ligação, e a presença de regiões com uma ausência de carbono, provocada pela sua difusão. Na soldagem de metais dissimilares observa-se intrincadas microestruturas localizadas dentro da zona de fusão, que se formam como resultado da complexa movimentação da poça de fusão. A imagem exibe duas zonas interfaciais, podendo ser divididas em dois tipos, com base na morfologia de estrutura de solidificação, uma zona parcialmente misturada contínua e uma descontínua [73].

Conforme mostrado na Figura 5-11 pode ser observado penetrações de metal de solda de liga 625, em alguns mícrons, no interior do aço AISI 4130M, nos limites de grão de austenita primária na ZAC, e ao longo da interface de solda e pontos de metal de base no interior da solda. Como não foram observadas trincas nas regiões com penetrações, acredita-se que estas penetrações no metal de base não tenham efeito em termo de desempenho estrutural da junta soldada.

Na micrografia da Figura 5-11 também pode ser observada uma fina camada escura, no lado do metal de solda ao longo da linha de fusão, região provavelmente rica em carbonetos. O empobrecimento de carbono da ZAC é promovido pela migração de carbono, sendo fator importante por constituir um problema em potencial para o surgimento de falhas nestas regiões.

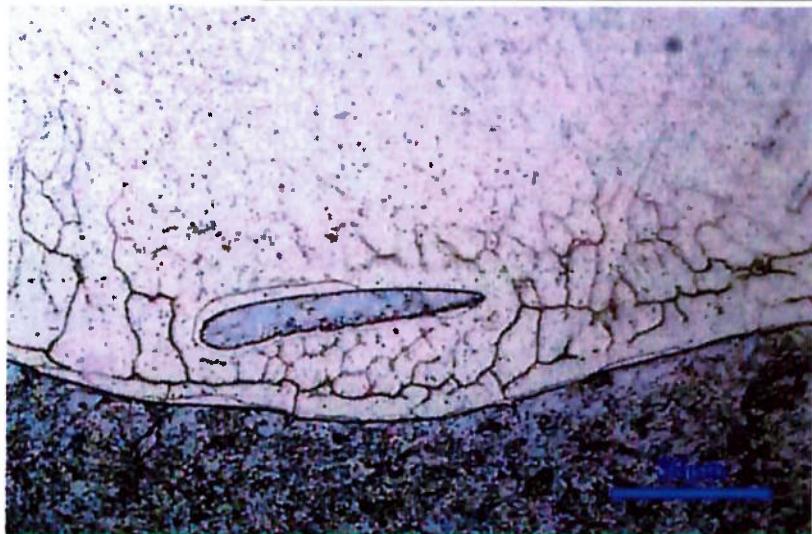


Figura 5-12 – Micrografia ótica da interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130M, com ataque eletrolítico com Água Régia para revelação do metal de solda.

Na Figura 5-12 a seguir, pode ser observado que o metal de solda depositado de liga de níquel 625, referente à solda de amanteigamento, que foi submetida a tratamento térmico de alívio de tensões. A zona fundida apresenta microestrutura bruta de fusão, formada por uma rede dendrítica e com a presença mais intensa de fases precipitadas nos contornos interdendríticos. Observa-se também à presença de contornos de grãos e a interface entre as dendrítas, que sugere solidificação de forma planar, que caracteriza a zona Φ .

Segundo Beaugrand *et. al.* [53], as zonas na interface de solda são classificadas sob aspectos microestruturais, e descreve que a forma de apresentação da zona Φ , região do lado do metal de solda, imediatamente adjacente à linha de fusão, pode estar diretamente relacionada com os movimentos de convecção da poça de fusão. A região que está diretamente sob a ação da pressão do arco de solda contribui para uma maior agitação da poça de fusão, pode resultar na extensão da zona Φ , bem como na formação de “ilhas”, no interior do metal de solda, que denominaram como “ilha de zona Φ ”. Alguns autores denominam esta região como zona não misturada (ZNM) e consideram como região suscetível a ocorrência de falhas na junta.

Na figura 5-12 verifica-se que a interface não é retilínea e a separação difusa onde se pode observar a presença de áreas denominadas por ZPM, com morfologia do tipo ilha, segundo classificação proposta por Doody, baseada em conceitos geográficos. Diversos autores observaram os efeitos deletérios do TTAT como a precipitação de constituintes intermetálicos, crescimento de grão e alguma contribuição para descarbonatação do metal de base, próximo à linha de fusão, que são responsáveis pela diminuição da tenacidade.

Na imagem mostrada na Figura 5-12, é possível observar a presença de metal de base penetrando na solda de amanteigamento em alguns mícrons, em locais onde ocorreram perturbações localizadas. São regiões com morfologia de “ilha”, sendo provavelmente de microestrutura martensítica, como consequência da maior da diluição nesta região, características de zonas parcialmente misturadas.

As zonas parcialmente misturadas (ZPM) descontínuas são caracterizadas como porções do metal de base diluído e penetrando no metal de solda, resultando em morfologia de “ilha” ou “penínsulas”, sendo uma região rica em martensita, que constitui

uma perturbação na interface contínua. Como o metal de solda solidificou-se de forma planar, a região de “ilha” apresenta metal de solda por baixo, resultando em região planar primária e região planar secundária, formadas em cada solidificação do aço, no sentido do metal de solda não diluído [73].

No caso não foi observada nenhuma trinca nas penetrações de metal de base na solda de amanteigamento. É importante esclarecer que este tipo de ZPM, descontínua, não é o único tipo existente na linha de fusão morfologia de penínsulas e baías também podem ser ocorrer na interface da solda.

5.2.3. Análise microestrutural das interfaces das soldas por Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)

A análise da interface da solda de topo e da solda de amanteigamento no aço AISI 4130M, com metal de adição de liga de níquel 625, realizada através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), possibilitou uma melhor investigação das características microestruturais, complementada pelo mapeamento composicional com EDS.

Na imagem da Figura 5-13, obtida por MEV, conforme, é mostrada a região de interface da solda referente à junta de topo do aço API 5L X-60, soldada pelo processo SMAW com metal de adição de liga de níquel 625.

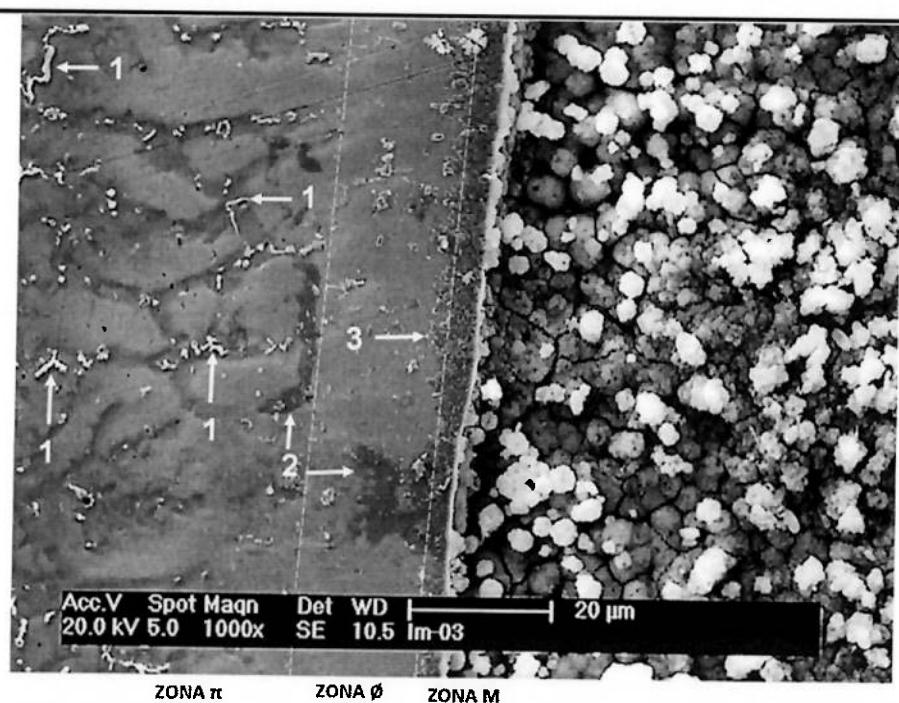


Figura 5-13 – Imagem MEV da interface da solda da junta de topo com o aço API 5L X-60.

A Figura 5-13 apresenta áreas com grande gradiente composicional, e a microestrutura do metal de solda depositado com a liga níquel 625 é constituída por uma matriz austenítica, com pontos dispersos na zona fundida, de coloração clara (Seta indicativa 1), são indicativas da formação de diferentes precipitados, complexos em sua composição, possivelmente formando fases secundárias, com presença de carbonetos/nitretos de Ti e Nb.

Como visto, os precipitados que ocorrem na zona fundida, são precipitados individuais que se formam nas regiões interdendríticas, onde observa-se diferentes tipos de precipitados nesta região, sendo alguns bastante grosseiros e dispersados, também se observa alguns blocos de partículas maiores dispersadas nas regiões interdendríticas. Além disso, existem alguns precipitados de forma irregular, comuns em liga 625, precipitados com características de possuírem maior teor de Nb e Mo, em comparação com aqueles presentes na matriz. Na imagem também podem ser observados alguns pontos escuros, distribuídos e forma não uniforme na matriz, que são indicativos da presença de carbonetos, possivelmente carbonetos ricos em Fe e Cr.

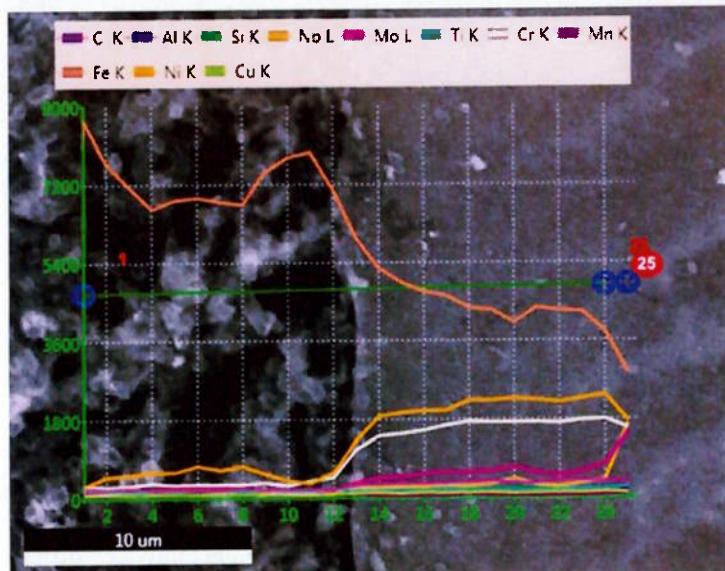
As regiões mais escuras (Setas Indicativas 2), sugerem que estes veios ocorrem devido a presença de numerosas partículas de elementos de liga, com número atômico médio, comparados com a matriz, exibindo uma distribuição interdendrítica, consistente com a segregação esperada, que ocorrem durante a solidificação nos elementos de liga que estão altamente diluídas na zona fundida do metal de solda depositado.

Próximas a interface (Seta Indicativa 3) é possível observar regiões com microestrutura dominada pela ação de migração de carbono, que foi intensificada pela operação de tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem. Esta ação ocasiona uma estreita faixa descarbonetada no metal de base ferrítico, seguida de um pico de carbono contido na zona Φ .

Segundo Beaugrand [52] a zona Φ é enriquecida de carbono durante a soldagem, pela diluição do metal de base durante a soldagem, sendo ainda mais enriquecido em função da difusão do aço durante o tratamento térmico, surpreende a não formação de carbonetos, considerando que a solubilidade do carbono no níquel é tipicamente menor do que no ferro. No entanto, acredita-se que a microestrutura na

zona considerada homogênea, após o tratamento térmico é constituída de carbono em uma solução sólida supersaturada, possivelmente acompanhada de uma fina dispersão de carbonetos.

Na imagem da Figura 5-14, obtida por MEV, é mostrada o mapeamento por EDS, da composição química ao longo da interface da solda de topo, utilizando metal de adição de liga de níquel 625, com o aço API 5L X-60, com ampliação 4000X.



Element profile plot

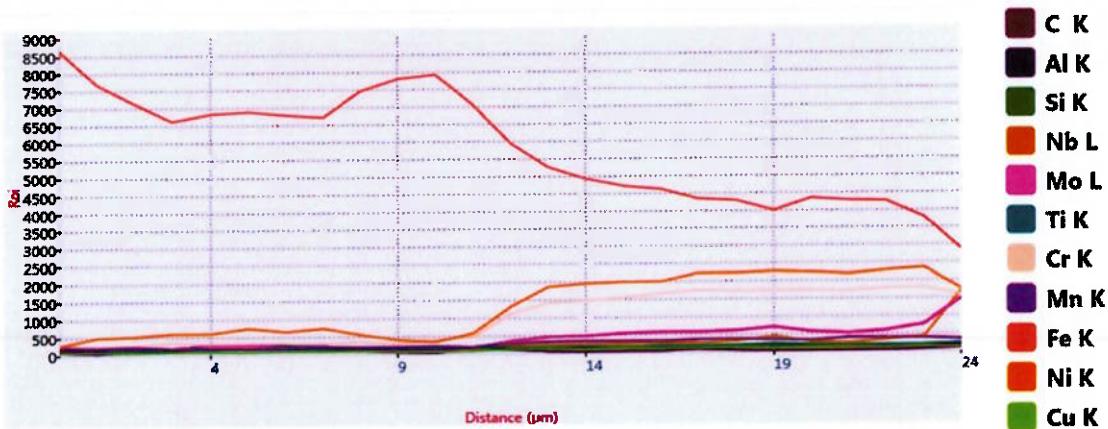


Figura 5-14 - Imagem obtida por MEV, com o mapeamento dos elementos químicos ao longo da interface da solda, por meio de EDS, entre o aço API 5L X-60 e o metal de solda de liga de níquel 625.

Nas juntas de solda dissimilar, uma questão importante é a diferença na composição química dos materiais que estão sendo soldados, a interface pode ser identificada pelo ponto de onde os perfis dos elementos de liga começaram a mudar, como mostrado na Figura 5-14.

O mapeamento através de análise química por EDS apresenta do lado esquerdo correspondente ao aço API 5L X-60, regiões ricas em ferro, logo depois se pode observar a "zona de transição", onde o teor de ferro cai de forma acentuada ao longo de sua extensão, identificando a região do amanteigamento.

As uniões dissimilares são propensas a migração de elementos de liga, em toda a interface, em soldagem e durante seu serviço a temperatura elevada. Isso ocorre devido à grande diferença entre as composições químicas dos materiais envolvidos. Os principais fatores que influenciam a estabilidade da junta soldada são a nucleação da fase, difusão de elemento de liga e a taxa de transformação de fase. Estes fatores dependem significativamente da temperatura e do caminho de difusão que está relacionado com a estrutura da interface. As fases secundárias têm sido encontradas em uma área próxima da interface.

Na figura é possível observar que o teor de níquel cresce rapidamente em direção à liga de níquel, até atingir o valor de estabilização referente à liga de níquel 625. Os demais elementos de liga como Cr, Mo e Nb tem um crescimento em menor taxa e também se estabilizam após saírem da "zona de transição".

Os resultados permitem afirmar a existência de uma zona constituída por uma estrutura austenítica rica em Fe, estabilizada à temperatura ambiente, pela incorporação parcial de níquel oriundo do metal de adição. Posteriormente, com o aumento do teor de Ni tem-se a matriz austenítica. Conforme Silva *et al.* [104], do ponto de vista cristalográfico, não foram observadas variações de orientação entre estas zonas, sendo as variações encontradas apenas de ordem composicional.

Na figura pode ser observada a complexidade da composição química na interface de solda, resultando na incorporação de pequenas quantidades de elementos de liga como o Ni, Cr e o Mo, cujos teores não são suficientes para estabilizar a estrutura austenítica, mas é suficiente para aumentar a temperabilidade na interface, podendo proporcionar regiões com transformação martensítica.

Na imagem da Figura 5-15, obtida por MEV, é mostrada a região de interface da solda de amanteigamento, com soldagem pelo processo PGTAW, após tratamento térmico de alívio de tensões.

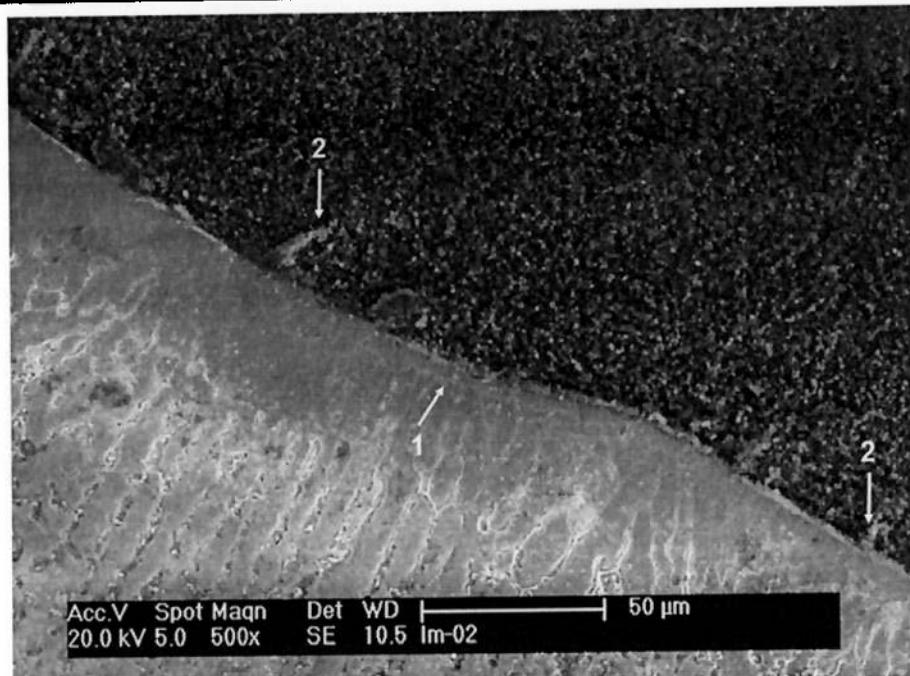


Figura 5-15 – Imagem por MEV da interface da solda de amanteigamento com o aço forjado AISI 4130M.

A transformação microestrutural em uma junta soldada e tratada termicamente, geralmente, é uma questão complicada, quando a difusão que ocorre na interface entre dois diferentes materiais. Nesses casos, muitas vezes podem ser observadas várias transformações de fase, que se influenciam mutuamente. A taxa de transformação de fase é dependente da temperatura e composição química dos materiais. Mudanças nos potenciais químicos dos elementos podem causar precipitação de fase, dissolução de fase, e/ou recolocação da interface na zona de difusão, ao longo da interface soldada.

Na Figura 5-15, as áreas mais claras, em forma de veios no metal de solda, caracterizando a região interdendrítica, de solda depositado, indicam regiões com teores mais elevados de elementos de liga que possuem menor solubilidade na austenita, como o Nb e o Mo. A outra região, mais distante da linha de fusão, chamadas de zona π , apresenta uma coloração mais escura, onde há numerosas partículas de elementos com alto número atômico, exibindo uma distribuição interdendrítica, consistente com a segregação esperada do molibdênio e nióbio, que

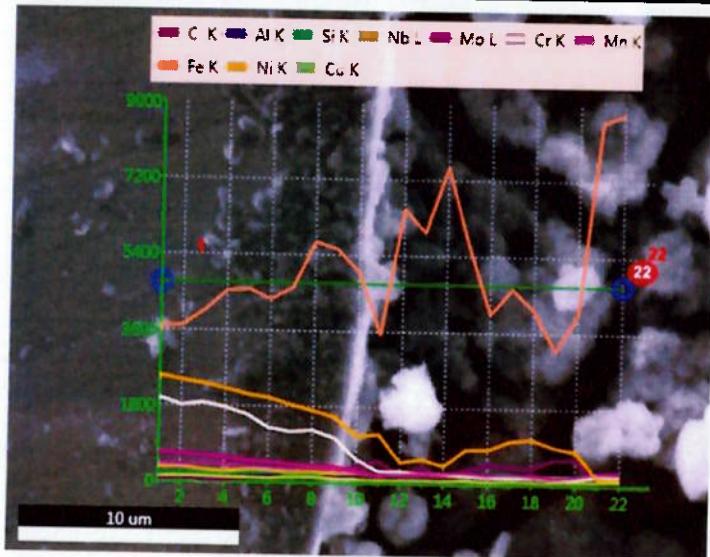
ocorrem durante a solidificação, e estão altamente diluídas na zona fundida da solda de amanteigamento.

Na Figura 5-15, na região de interface pode ser visualizado contorno Tipo II (Seta Indicativa 1). Na soldagem de aços ferríticos com metal de adição austenítico, a interface zona fundida com a ZAC não é uma simples linha, que delimita a transição entre a ZAC do metal de base e a zona fundida (Seta Indicativa 1), segundo Lippold et. al. [39], os contornos do Tipo I ocorrem quando as estruturas cristalinas do metal de solda e metal de base são as mesmas, quando o metal de solda é austenítico e o metal de base ferrítico, não podendo ocorrer à nucleação epitaxial, no caso a austenita é forçada a nuclear de forma heterogênea do contorno da linha de fusão, o que resulta na formação de contorno do Tipo II.

Na Figura 5-15, após a execução do tratamento térmico (TTAT) ocorre a migração carbono do aço baixa liga para a solda de amanteigamento de liga de níquel 625, rica em cromo, molibdênio e nióbio, criando uma zona descarbonizada no aço baixa liga, adjacente a linha de fusão e uma zona rica em carbono no metal de solda imediatamente adjacente a interface da solda.

Na imagem também pode ser observada as penetrações do metal de solda (Setas Indicativas 2), liga de níquel 625, no metal de base. Dentro da região do metal de solda depositado os carbonetos são formados, provavelmente com Nb e Mo, decoram as regiões entre braços dendríticos, provavelmente como resultado da rápida transição para crescimento celular, seguido pelo crescimento celular dendrítico.

Na imagem da Figura 5-16, obtida por MEV, é mostrada o mapeamento por EDS, da composição química ao longo da interface da solda de amanteigamento, com metal de adição de liga de níquel 625, imagem com ampliação 4000X.



Element profile plot

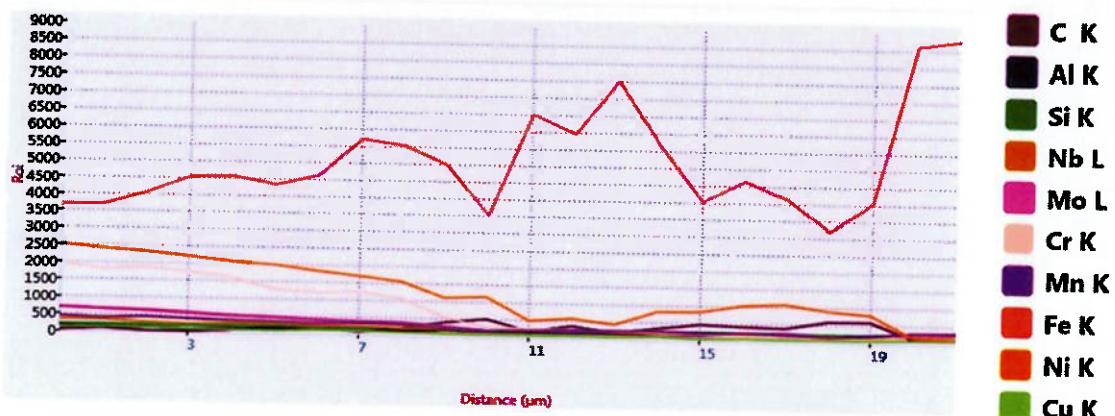


Figura 5-16 - Imagem obtida por MEV, com o mapeamento dos elementos químicos ao longo da interface da solda entre o aço AISI 4130M e o metal de solda de liga de níquel 625.

Na Figura 5-16 é mostrada a imagem obtida por MEV com o mapeamento por EDS da interface da solda de amanteigamento e o aço AISI 4130M, mostra a imagem obtida a partir da análise por EDS, com o mapeamento qualitativo da variação de composição química ao longo da interface, onde se observa que a distribuição do Fe apresenta uma diminuição na transição da interface do aço AISI 4130M em direção ao metal de solda de liga de níquel 625.

A distribuição dos elementos de liga, como o Ni, Cr, Mo e Nb apresentaram uma distribuição com tendência à diminuição em direção ao aço forjado AISI 4130M.

Na imagem pode ser notado que a região de interface apresenta um elevado gradiente composicional, em consequência de uma mistura incompleta entre o metal de base e o metal de adição, gerando dessa forma áreas com um elevado gradiente de concentração e, portanto, regiões com diferentes propriedades mecânicas, denominadas neste trabalho de zonas parcialmente misturadas (ZPM).

5.3. CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.3.1. Ensaio de Tração

Para os ensaios mecânicos a solda de revestimento resistente à corrosão de liga de níquel 625, foi removida para realização dos ensaios mecânicos, devido ao fato de que os revestimentos resistentes à corrosão não ser considerado no cálculo estrutural da junta, pela engenharia de projeto. O registro fotográfico dos corpos de prova do teste de tração é mostrado na Figura 5-17 e os resultados do ensaio são mostrados na Tabela 5-1.



Figura 5-17 – Fotografia dos corpos de prova após o teste de tração.

Os ensaios de tração foram conduzidos conforme requisitos do Código ASME – Seção IX (2013), com a utilização de corpos de prova (CP) de seção reduzida em tubo para ensaio de tração, de acordo com QW-150 / QW-151.2 com preparação conforme Figura QW-462.1(a).

Tabela 5-1 – Tabela com os valores de ensaio de tração da junta entre metais dissimilares.

VALORES DE ENSAIO	CORPO DE PROVA	
	TP1	TP2
LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)	619	624
LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	532	481
ALONGAMENTO (%) [50 mm]	18	25
REDUÇÃO DE ÁREA (%)	44	65
LOCAL DA RUPTURA	METAL DE BASE (LADO API 5L X-60)	METAL DE BASE (LADO API 5L X-60)

As propriedades mecânicas avaliadas no ensaio de tração, com a retirada da solda de revestimento, apresentaram-se consistentes, conforme resultados registrados na Tabela 5.1, onde os valores de limite de resistência atendem aos requisitos especificados pelo QW-153 do Código ASME – Seção IX (2013), onde os resultados dos ensaios de tração obtidos foram superiores ao valor especificado para o metal de base, considerando o de menor valor de limite de resistência na junta. Os valores de limite de escoamento e alongamento atenderam aos requisitos complementares especificados pela norma API 6A [98] e requisitos de projeto para juntas soldadas de utilização subaquáticas.

A análise da razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LRT), valor de medida que determina à proximidade do limite de escoamento em relação ao limite de resistência a tração, sendo este valor importante para que se possa estimar quanto um material irá se deformar antes de falhar. Valor elevado dessa razão implica que após atingir o valor de limite de escoamento, faltará apenas um pequeno aumento no valor de tensão para que se atinja o limite de resistência do material, portanto a relação LE/LRT, em juntas entre metais dissimilares, é um fator importante para avaliação da capacidade suportação de carga do componente soldado. Os resultados de ensaio de tração na junta apresentaram uma relação $LE/LRT \leq 0,85$, que se mostra dentro do especificado para juntas entre metais dissimilares, para as condições de projeto previstas.

A definição da temperatura de tratamento térmico de alívio de tensões com 30°C abaixo da temperatura de revenimento foi aplicado à solda de amanteigamento do aço AISI 4130M, onde valores excessivos de temperatura de TTAT implicam no efeito excessivo de revenimento, afetando o limite de resistência e principalmente, a o limite de escoamento. O tempo mínimo de tratamento térmico de 4,0 horas, especificado pelo projeto, com gradientes de aquecimento e resfriamento, conforme os requisitos da UCS-56 do Código ASME – Seção VIII, Divisão 1 (2013), proporcionaram resultado de propriedades mecânicas aceitáveis da junta soldada, principalmente com a redução de valores de dureza na ZAC.

5.3.2. Ensaio de Dobramento Guiado

O ensaio de dobramento guiado foi conduzido conforme requisitos do Código ASME – Seção IX, com a utilização de corpos de prova com preparação conforme Figura QW-462.2, dobramento lateral. A fotografia dos corpos de prova após o dobramento é mostrada na Figura 5-18.



Figura 5-18 – Fotografia mostrando as regiões das soldas e da ZAC das seções transversais dobradas dos corpos de prova, após o ensaio de dobramento.

Os dados, dimensões e resultados da avaliação do teste de dobramento lateral dos corpos de prova são mostrados na Tabela 5-2 a seguir.

Tabela 5-2 – Tabela com os resultados de ensaio de dobramento guiado de a junta dissimilar.

CP Nº	TIPO DE DOBRAMENTO	DIMENSÃO (mm)	RESULTADO
DL 1	DOBRAMENTO LATERAL	10 x 13,5 X 300	ISENTO DE DESCONTINUIDADES
DL 2	DOBRAMENTO LATERAL	10 x 13,5 X 300	ISENTO DE DESCONTINUIDADES
DL 3	DOBRAMENTO LATERAL	10 x 13,5 X 300	ISENTO DE DESCONTINUIDADES
DL 4	DOBRAMENTO LATERAL	10 x 13,5 X 300	ISENTO DE DESCONTINUIDADES

O ensaio de dobramento permite uma avaliação qualitativa da ductilidade da junta soldada, no caso considerando a região com solda de amanteigamento.

Na Figura 5-12 os corpos de prova de teste de dobramento lateral não apresentaram indicações de descontinuidades, portanto atendem aos requisitos do Código ASME – Seção IX, que especifica que a solda e a ZAC estejam completamente contidas na região dobrada do corpo de prova, após a execução do teste, não devendo apresentar defeitos visuais na solda ou na ZAC maiores que 3,0 mm, medidos em qualquer direção, na superfície convexa do corpo de prova [99].

5.3.3. Ensaio de Impacto Charpy

Os resultados do ensaio de impacto com os valores, individuais e médios, de energia absorvida, expansão lateral e análise de fratura dúctil são mostrados na Tabela 5-3.

Tabela 5-3 – Tabela com os valores de energia (individual e média), expansão lateral e análise de fratura dúctil no ensaio de impacto.

LOCAL DO ENTALHE	TEMP. DE TESTE	CP Nº	ENERGIA ABSORVIDA (J)		EXPANSÃO LATERAL (mm)		FRATURA DUCTIL (%)	
			INDIV.	MÉDIA	INDIV.	MÉDIA	INDIV.	MÉDIA
METAL DE BASE AÇO API 5L X-60 LONGITUDINAL (1/4T)	-20°C	1	228		2,35		100	
		2	240	238	2,29	2,35	100	100
		3	245		2,41		100	
ZAC AÇO API 5L X-60	-20°C	1	79		1,19		60	
		2	124	94	1,54	1,34	85	72
		3	79		1,29		70	
METAL DE BASE AÇO AISI 4130M LONGITUDINAL (1/4T)	-20°C	1	126		1,70		65	
		2	121	121	1,66	1,66	60	62
		3	117		1,62		60	
ZAC AÇO AISI 4130M	-20°C	1	60		1,03		60	
		2	61	56	0,98	0,94	50	53
		3	46		0,80		50	
CENTRO DA SOLDA DE TOPO	-20°C	1	84		1,14		100	
		2	92	89	1,10	0,99	100	100
		3	90		0,72		100	
CENTRO DA SOLDA DE AMANTEIGAMENTO	-20°C	1	171		1,65		100	
		2	184	175	1,80	1,79	100	100
		3	169		1,93		100	

Os ensaios foram realizados conforme requisitos da norma API 6A [98], e conduzidos em conformidade com os requisitos da norma ASTM A 370 [97], utilizando a técnica de ensaio de impacto Charpy V. Conforme requisitos da Norma API 6A [98], o ensaio de impacto, quando requerido na qualificação do procedimento de soldagem, é composto por dois conjuntos com três corpos de prova, e devem ser retirados do material de teste, sendo um conjunto no metal de solda e um conjunto na ZAC do metal de base.

No caso da pesquisa foram preparados corpos de prova adicionais, considerando os nos materiais de base dissimilares e a solda de amanteigamento, devido ao seu caráter estrutural.

A norma API 6A especifica que os resultados dos ensaios de impacto Charpy, na solda e na ZAC do metal de base, devem atender aos requisitos mínimos especificados para o material de base, onde o valor mínimo de energia absorvida média, na direção transversal é de 20 J e na direção longitudinal é de 27 J, sendo que o valor individual mínimo de energia absorvida a ser considerado é $\frac{2}{3}$ do valor mínimo da média especificada. Também deve ser considerado que não mais que um dos corpos de prova deve estar abaixo do valor da média especificada [98].

Em complemento aos ensaios, foi realizada para efeito de caracterização, a avaliação da expansão lateral foi realizada conforme requisitos do Código ASME – Seção VIII - Divisão 1, e avaliação do tipo de fratura (frágil ou dúctil), encontrados nos corpos de prova foram avaliados conforme requisitos da Norma ASTM A 370 [97].

Os resultados dos valores de energia absorvida obtidos nos ensaios de impacto Charpy, com entalhe em V, bem como os valores de expansão lateral, mostrados na Tabela 5-3, permitem concluir que o valor de energia absorvida média das amostras e os valores de energia individuais, para os metais de base, zonas afetadas pelo calor, metais de solda depositados, da junta de topo e de amanteigamento, atenderam aos requisitos normativos requeridos. Analisando os valores de energia individual dos corpos de prova, podemos observar uma queda significativa nos valores de energia obtidos na ZAC do aço AISI 4130M, esta redução pode ser atribuída a dois fatores a alterações microestruturais na ZAC, provavelmente decorrente das condições de soldagem e tratamento térmico de alívio de tensão, após o amanteigamento e a ocorrência de grãos grosseiros resultaram em propriedades mecânicas inferiores.

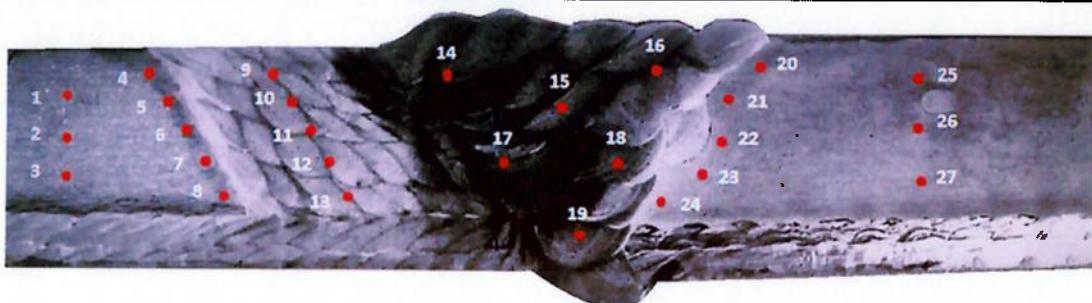
Na medição de expansão lateral, os resultados mostram uma relativa proporcionalidade com os resultados de energia absorvida individual, e os valores de expansão lateral atenderam aos requisitos mínimos especificados pelo Código ASME – Seção VIII – Divisão 1, onde é requerido pela Figura UHT-6.1, o mínimo de 0,4 mm, aplicável para materiais com limite de resistência a tração igual ou superior a 655 MPa [100].

Quanto à avaliação do tipo de fratura nos corpos de prova de impacto uma variação por região da junta soldada, variando entre 50% e 100% de fratura dúctil nas diversas zonas de solda. As fraturas na ZAC apresentaram características de fratura de 53% para o aço AISI 4130M e de 72% para o aço API 5L X-60, que podemos considerar como influência microestrutural de cada região.

É possível verificar que os valores de energia absorvida na região da solda de amanteigamento são maiores e mais consistentes que os valores obtidos no centro da solda de topo, um dos fatores significativos desta ocorrência é a aplicação da soldagem automática, que permite um maior controle dos parâmetros de soldagem. Este fenômeno pode ser atribuído à formação de fases frágeis, que podem ter ocorrido nesta região em razão das condições de soldagem dos processos manuais em relação ao processo automático, onde se pode supor que a precipitação de partículas de fase secundárias e o crescimento de tamanho dos precipitados são muito efetivos para provocar redução na resistência ao impacto.

5.3.4. Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza Vickers HV-10 foi realizado conforme requisitos da Norma API 6A, complementados com medições de dureza na região da solda de amanteigamento, com forme mostrado na Figura 5-19. As medições de dureza na solda de amanteigamento são realizadas para avaliação de suas propriedades mecânicas, considerando o seu caráter estrutural desta solda em relação ao especificado pelo projeto.



REGIÃO	METAL BASE (AISI 4130M)			ZAC (AISI 4130M)				
PONTOS	1	2	3	4	5	6	7	8
DUREZA HV-10	210	198	201	244	250	248	234	218
REGIÃO	SOLDA DE AMANTEIGAMENTO					METAL DE SOLDA		
PONTOS	9	10	11	12	13	14	15	16
DUREZA HV-10	218	222	233	238	226	230	244	250
PONTOS	17	18	19	20	21	22	23	24
DUREZA HV-10	250	250	241	236	240	217	232	209
REGIÃO	ZAC (API 5L X-60)					METAL BASE (API 5L X-60)		
PONTOS	25	26	27	20	21	22	23	24
DUREZA HV-10	160	169	170	221	240	250	209	232

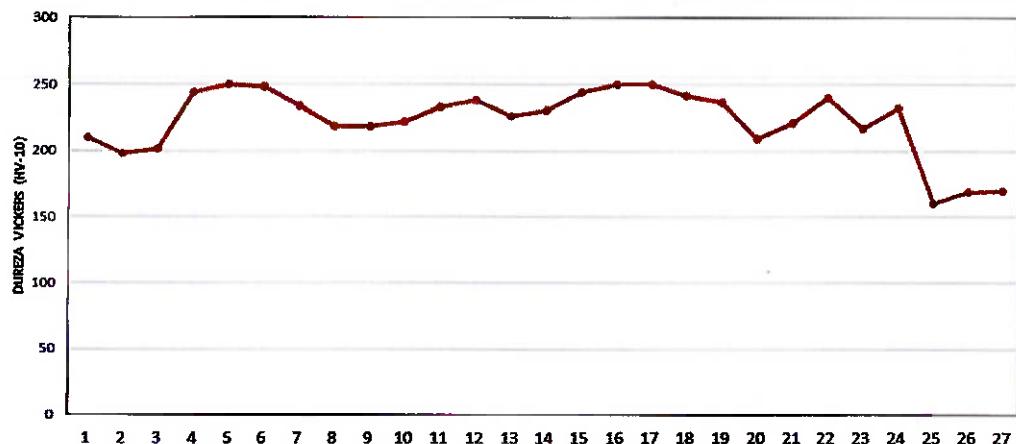


Figura 5-19 – Figura e gráfico dos valores de ensaio de dureza Vickers (HV-10) nas diversas regiões da junta dissimilar, conforme requisitos da Norma API 6A.

Na Figura 5-19 observa-se que os valores de dureza na junta entre metais dissimilares com solda de liga de níquel 625, não ultrapassaram o valor máximo especificado de 250 HV-10, portanto, a junta testada está em conformidade com os valores de dureza estabelecidos pela norma NACE MR-0175 / ISO 15156 e pelos requisitos das especificações de projeto, para juntas soldadas de componentes com aplicação submarina [96].

Observa-se na Figura 5-19 um aumento nos valores de dureza na ZAC do Aço API 5L X-60, em relação aos valores obtidos no metal de base, com picos de dureza deve-se a microestrutura de ferrita acicular com presença de bainita e martensita, uma explicação para ocorrência destes picos são as velocidades de resfriamento mais elevadas, onde as transformações de bainita e martensítica são viabilizadas.

No metal de solda depositado na junta de topo, de liga de níquel 625, os valores de dureza na condição como soldada, apresentam os valores mais altos na junta soldada, embora atendendo aos requisitos normativos, o fato da ocorrência de valores altos de dureza na região da solda é devido às características microestruturais do metal de solda depositado.

Os valores obtidos no ensaio de dureza, na região da solda de amanteigamento com liga de níquel 625, após tratamento térmico de alívio de tensões, atenderam aos requisitos normativos especificados pela Norma NACE MR0175 - ISO 15156. Os valores de dureza obtidos na solda de amanteigamento evidenciam que os parâmetros de soldagem adotados, controles de temperatura de soldagem aplicados, como temperaturas de pré-aquecimento e de interpasso, e os parâmetros utilizados no tratamento térmico de alívio de tensões foram adequados para a obtenção destes resultados satisfatórios.

Analizando os resultados de dureza medidos na ZAC do aço AISI 4130M, observa-se que eles atenderam aos requisitos normativos especificados, onde o TTAT, realizado após o amanteigamento do aço forjado AISI 4130M, teve uma contribuição significativa para obtenção dos valores de dureza obtidos dentro dos requisitos especificados, onde pode ser observado que não ocorreram perdas significativas das propriedades mecânicas, principalmente o limite de escoamento requerido para o aço AISI 4130M.

Pode-se observar um aumento nos valores de dureza na região da ZAC do aço AISI 4130M em relação aos valores do metal de base, se deve às alterações microestruturais decorrentes do ciclo térmico de soldagem e do TTAT ao qual está região foi submetida, com a formação de microestrutura martensítica revenida.

5.4. ENSAIO MACROGRÁFICO

A macrografia da junta entre metais dissimilares com solda heterogênea é mostrada na Figura 5-20, sendo analisadas por ensaio visual com auxílio de lupa (ampliação de 10X) e critério de aceitação do Código ASME – Seção IX / QW-183.

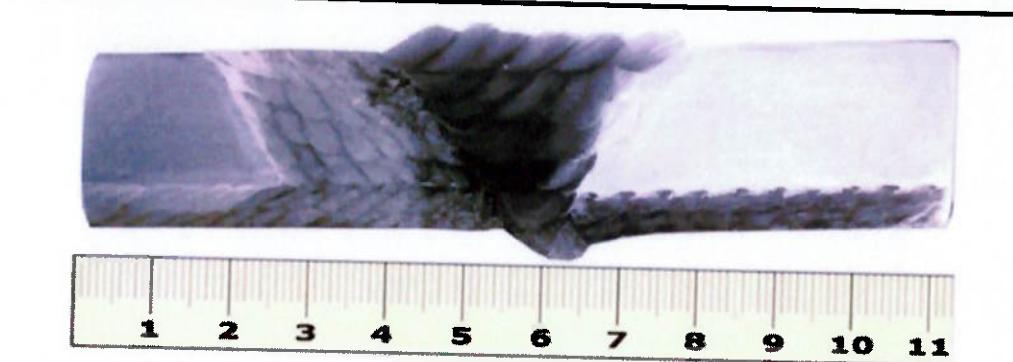


Figura 5-20 – Macrografia da seção transversal da junta de topo dissimilar.

Na inspeção visual da seção transversal da junta não se constatou nenhuma descontinuidade na face atacada, atendendo aos requisitos do Código ASME – Seção IX / QW- 183. Também é possível observar que na ZAC do aço AISI 4130M, referente à soldagem de amanteigamento pelo processo PGTAW, se apresenta mais uniforme e com menor extensão do que a ZAC do aço API 5L X-60, referente a processo soldagem manual, este fato deve-se ao melhor controle dos parâmetros de soldagem propiciados pelo processo PGTAW automático em relação ao processo SMAW, sendo que a redução da extensão da ZAC é importante para maior integridade da junta soldada.

Na inspeção dimensional da seção transversal da solda obteve-se uma dimensão de ZAC da ordem 2,6 a 3,3 mm do aço AISI 4130M e da ordem de 3,6 a 5,5 mm na ZAC do aço API 5L X-60, onde pode ser constatado que valores menores na ZAC do aço AISI 4130M, referente à soldagem PGTAW, são em função dos melhores controles dos parâmetros de soldagem fornecidos pelos equipamentos PGTAW pelo método automático em relação à soldagem manual.

5.5. ANÁLISE QUÍMICA

Os resultados das análises químicas são mostrados na Tabela 5-4, referente à solda de topo (Amostra AQ-1) e a solda de amanteigamento (Amostra AQ-2).

Tabela 5-4 – Tabela com os valores de análise química do metal de solda depositado nas regiões de solda de topo e da solda de amanteigamento.

AMOSTRA AQ1														
C	Si	S	P	Mn	Cr	Mo	W	Ti	Co	Al	Nb	Fe	Ni	
0,030	0,249	0,002	0,013	0,392	22,012	9,104	0,007	0,122	0,029	0,028	4,048	2,237	61,710	
AMOSTRA AQ2														
C	Si	S	P	Mn	Cr	Mo	W	Ti	Co	Al	Nb	Fe	Ni	
0,020	0,018	0,001	0,001	0,014	21,404	9,214	0,012	0,139	0,045	0,178	3,832	1,768	63,340	

O resultado obtido dos elementos de liga e do teor de ferro para os metais de solda depositados, conforme Tabela 5-4, apresentaram valores dentro do especificado, ou seja, sem valores elevados de ferro e sem perdas de elementos de liga, que são importantes para proteção contra a corrosão em ambientes agressivos. A norma ISO 10423 – Ed. 2009, destinada à fabricação de equipamentos para o setor de petróleo e gás, requer que o teor de ferro em um revestimento metálico com uma liga resistente à corrosão (CRA) deve ser inferior a 5% próximo à superfície, para garantir um bom desempenho em serviço, mas teores entre 5 e 10% podem ser aceitáveis, para algumas aplicações específicas [101].

As ligas tradicionalmente resistentes à corrosão são classificadas pelo Índice de Resistência à Corrosão por Pites, ou *PREN* (*Pitting Resistance Equivalent Number*), que é um importante parâmetro para comparação dos diferentes aços inoxidáveis e liga a base de níquel, baseado na resistência a corrosão por pites e calculado conforme formula dada pela Norma NACE MR-0175 / ISO 15156-3 [91].

Os valores de *PREN* para as composições dos metais de solda mostrados na Tabela 5-4, de 52,07 (Amostra AQ-1) e 51,83 (Amostra AQ-2), permitem constatar que as amostras de metal de solda depositado de liga de níquel 625, apresentaram uma excelente resistência à corrosão por pites, sabendo que quanto maior o valor de *PREN*, melhor é o comportamento do material em relação à corrosão por pites, portanto permite comparar o comportamento dos metais de solda analisados, quanto a sua resistência à corrosão por pites, as resistências obtidas pela família dos aços inoxidáveis superduplex [102].

5.6. TESTE DE CORROSÃO

Na Tabela 5-5 é apresentado o registro de resultado do teste de corrosão do corpo de prova com as regiões de interligação das soldas, com utilização de metal de adição de liga de níquel 625.

Tabela 5-5 – Tabela com o resultado do teste de susceptibilidade a corrosão por pites.

AMOSTRA Nº	DIMENSÕES DO CP (mm)				PESO (g)		VALOR FINAL (g/m ²)
	COMPRIMENTO (mm)	LARGURA (mm)	ALTURA (mm)	ÁREA (m ²)	INICIAL	FINAL	
000834/15	31,6	25,41	4,99	0,00217	33,1673	33,1658	0,6897
INSPEÇÃO VISUAL AMOSTRA:		AMOSTRA NÃO APRESENTOU INDICAÇÕES DE CORROSÃO					

Como o teste de corrosão não é um requisito normativo para qualificação de procedimento de soldagem conforme ASME – Seção IX, para efeito de avaliação do resultado do teste, adotou-se como critério de aceitação os requisitos especificados pela Norma Norsok M-601, a qual apresenta os requisitos para avaliação do teste de corrosão em qualificação de procedimentos de soldagem para aços duplex, aços superausteníticos e ligas a base de níquel.

A norma Norsok M-601 [102] estabelece que o teste de susceptibilidade a corrosão localizada (por pites) deve ser conduzido conforme requisitos da especificação ASTM G 48 - Método A [103], com o seguinte critério de aceitação, com ampliação de 20X não deve ser observado nenhuma ocorrência de pites na superfície interna ou externa e a perda de massa não devem exceder a 4,0 g/m².

O corpo de prova, conforme Tabela 5-5, submetido ao teste de corrosão, conforme requisito da norma ASTM G48 – Método A, apresentou resultado satisfatório, para as condições de realização de teste, sem indicações de presença de pites e apresentou valor de perda de massa de 0,69 g/m².

6.0. CONCLUSÃO

Baseado nas análises microestruturais e nos resultados obtidos de ensaios mecânicos, análise química e do teste de corrosão, pode-se concluir que:

- I. A junta soldada entre metais dissimilares, com metal de adição de liga de níquel 625, apresentou consistência nos valores de limite de resistência a tração, atendendo aos requisitos de qualificação de procedimento de soldagem do Código ASME – Seção IX (2013), apresentando também, valores de limite de escoamento e alongamento que atendem aos requisitos complementares da Norma API 6A (2010), aplicável para equipamentos de aplicações submarinas.
- II. Os resultados dos ensaios de impacto Charpy, com entalhe em V, nas diversas regiões da junta soldada, incluindo os ensaios na solda de amanteigamento, que foi submetida a tratamento térmico de alívio de tensões, atenderam aos requisitos da Norma API 6A (2010), a qual especifica como valor mínimo de energia absorvida de 20 Joules. Complementarmente, as avaliações de expansão lateral atenderam aos requisitos do Código ASME – Seção VIII – Divisão 1 (2013), que especifica um valor mínimo de 0,40 mm.
- III. A temperatura de pré-aquecimento adotada e os parâmetros de tratamento térmico de alívio de tensões, aplicados para solda de amanteigamento, foram eficazes para assegurar valores de dureza, principalmente na ZAC do aço AISI 4130M, atendendo ao requisito especificado da Norma NACE MR-0175 / ISO15156-3 (2009), que estabelece dureza máxima de 250 HV-10. O tratamento térmico de alívio de tensões teve um papel significativo no aumento das precipitações de fases e de carbonetos no metal de solda depositado, mas não foi evidenciado qualquer comprometimento das propriedades mecânicas da junta soldada.
- IV. Na análise da interface da solda de amanteigamento com o aço AISI 4130M, após tratamento térmico de alívio de tensões, por microscopia ótica, se observou a presença de precipitações de fases e carbonetos na zona fundida, e uma intrincada microestrutura caracterizada pela penetração de metal de base no interior do metal de solda, ZPM descontínua com morfologia de ilha, relevante por serem indicativas de regiões suscetíveis a fragilização em ambientes agressivos.

- V. Análise por microscópio eletrônico de varredura da interface da solda de topo, com o aço API 5L X-60, pode ser observado a presença de Zona M, que é considerada região crítica da interface dissimilar, por ser potencialmente suscetível a nucleação de trincas e a presença de Zona Φ onde ocorre um enriquecimento de carbono durante a soldagem. Na interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130M, foi observada a presença de penetrações do metal de solda no interior da ZAC do metal de base, fenômeno que ocorre devido as características da fusão/solidificação dos aços baixa liga, onde não foram constatadas evidências de defeitos, portanto não influenciando nas propriedades mecânicas da junta soldada.
- VI. Os mapeamentos compostionais das interfaces das soldas, obtidos por EDS, apresentaram uma grande variação compostional, sendo mais relevante na interface da solda de amanteigamento do aço AISI 4130M, após tratamento térmico de alívio de tensões, onde se observou uma queda acentuada do teor de ferro e um crescimento nos teores de níquel e de cromo em direção ao metal de solda depositado evidenciando uma grande complexidade compostional na interface da solda, que definem a formação das ZPM.
- VII. Os resultados obtidos de análise química dos metais de solda depositados, das soldas de amanteigamento e de topo, permitem concluir que os teores de ferro se mantiveram abaixo do valor máximo de 5%, conforme requisitos da Norma ISO 10423 (2009), recomendada para componentes em operações subaquáticas em ambientes agressivos. Não foram observadas perdas significativas de outros elementos de liga, tais como: Cr, Ni e Mo, que poderiam acarretar comprometimento das propriedades de resistência à corrosão da junta soldada.
- VIII. O teste de corrosão dos metais de solda depositado, conforme requisitos da Norma ASTM G 48 - Método A, não apresentou indicações de pites e valores significativos de perda de massa, atendendo aos requisitos da Norma NORSOK 601 (2008), desta forma, evidenciando que os parâmetros de soldagem e o tratamento térmico adotado após a soldagem, não acarretaram perdas significativas de elementos de ligas responsáveis pela resistência à corrosão do metal de solda.

7.0. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo há a proposição de algumas sugestões para futuras pesquisas em soldagem com metais de base dissimilares e aplicação de consumível de soldagem a base de liga de níquel 625:

1. Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas na soldagem entre metais dissimilares entre aços AISI 8630M (75K), amanteigado com liga de níquel 625, com o tubo de aço API 5L X-60, e soldagem da junta de topo com liga de níquel 625;
2. Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas na soldagem entre metais dissimilares entre aços ASTM A 182 – F22, amanteigado com liga de níquel 625, com o tubo de aço API 5L X-60, e soldagem da junta de topo com liga de níquel 625;
3. Estudo comparativo das interfaces de soldas de revestimento resistente à corrosão, considerando os aços AISI 4130M, AISI 8630M e o aço ASTM A 182 – F22, com utilização de metal de adição de liga de níquel 625.
4. Análise dos aspectos metalúrgicos em revestimentos resistentes à corrosão, de aços ASTM A 182 – F22, utilizando liga de níquel 625; em função da aplicação de três ciclos adicionais de tratamento térmico de alívio de tensões.
5. Estudo do comportamento microestrutural da interface de solda de amanteigamento do aço ASTM A 8630M (75K), com utilização de metal de adição de aço baixo carbono, em função de diferentes ciclos de tratamento térmico de alívio de tensões.

8.0. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Morais J. M. - **Petróleo em Águas Profundas - Uma história tecnológica da Petrobras na exploração e produção offshore.** 1^a Ed. – IPEA: 2013, p. 160 - 411.
- [2] **Metals and Its Alloys, their crystalline structure and properties**, Site: <http://pt.slideshare.net;bravetiger1964/lecture-11-metals-and-its-alloys-their-crystalline-structure-and-properties>, by M. Sc. Arnaldo Valdés Carrazana: 2014.
- [3] American Petroleum Institute - **API Specification 5L - Specification for Line Pipe** - 45th Edition, December 2012.
- [4] Gorni, A. A.; Silveira, J. H. D.; Reis, J. S. S. - **Metalurgia Dos Aços Microligados Usados Na Fabricação De Tubos Soldados Com Grande Diâmetro**. Revista Tubo & Companhia: 2009, p. 52 - 63.
- [5] Guimarães, V. A. – **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micro mecanismo de um aço micro ligado com Nióbio e Titânio**: 1997.
- [6] Craig, B.D. - **Metallurgy in Drilling - Oilfield Metallurgy and Corrosion**, 3^a ed., Chapter 3, Denver, Colorado, USA, MetCorr: 2005, p. 89.
- [7] Gladman, T. - **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. The Institute of Materials: 1997. P. 363.
- [8] Nishioka, K. - **Thermomechanical Proc. Steels** - London, U, 2000, p. 3.
- [9] ASM International Handbook - **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**: Hardenable Carbon and Low-Alloy Steels, Vol. 1, 1993.
- [10] Hidenwall, B. - **Prediction of the Residual Stresses Created during Quenching** - Dissertation Nº 39, Linköping Studies in Science and Technology, Linköping, Sweden, 1979.
- [11] Kappes, M.; Lannuzzi, M. I.; Rebak, R. B. & Carranza, R. M. - **Sulfide stress cracking of nickel-containing Low-Alloy steels**. Published by De Gruyter, 2014.
- [12] Dupont, J. N, Lippold, J. C., & Kiser, S. D. - **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Based Alloys**, John Wiley and Sons, Hoboken, NJ: 2009, p. 2-3, 57-58, 100, 17.
- [13] Easterling K. - **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, 2nd edition, Butterworths Monographs in Materials, London: 1992, P. 126-190.
- [14] Ito Y. & Bessyo K. - **Weldability Formula of High Strength Steels: Related to Heat-affected Zone Trincasing** - The Sumitomo Search, 1: 1969.
- [15] Suzuki, H. - **Welding of Modern Structural Steels in Japan**. ISIJ International, V. 23, 1983.
- [16] Rowe, M.D.; Nelson T.W. & Lippold J.C. - **Hydrogen-induced trincasing along the fusion boundary of dissimilar metal welds**. Welding Research Supplement. Vol. 78: 1999.

- [17] Anand, R.; Sudha, C.; Karthikeyan, T.; Terrance, A. L. E.; Saroja, S. & Vijayalakshmi, M. - **Metal interlayers to prevent 'hard zone' formation in dissimilar weldments of Cr-Mo steels**, Vol. 61: 2008.
- [18] Hänninen, H.; Brederholm, A.; Sarikka, T.; Mouginot, R.; Holmström P. & Saukkonen T. - **Structural integrity of Ni-base alloy welds**: 2014, p. 14.
- [19] Groover, M. P. - **Fundamentals of Modern Manufacturing – Materials, Processes and Systems - 4^a Edition**: 2010, p.742.
- [20] Lippold, J. C. & Kotecki, D. J. - **Welding metallurgy and weldability of stainless steels** - John Wiley and Sons, Inc., New Jersey, USA, 2005, ISBN: 978-0471-47379-4.
- [21] Kumar V., Lee C., Verhaeghe G., Raghunathan S. – **CRA Weld Overlay - Influence of welding process and parameters on dilution and corrosion resistance**, by TWI Limited: 2010.
- [22] Hojerslev, C.; Tiedje, N.; Hald, J. - **Segregation effects and phase developments during solidification of Alloy 625**. In Solidification and Gravity IV, Editors. 2006, Trans Tech Publications Ltd: Zurich-Uetikon. p. 373-378.
- [23] Marques, P. V.; Modenesi, P. J. e Bracarense, A. Q. – **Soldagem fundamentos e tecnologia**, 3^a edição - Editora UFMG: 2009.
- [24] Tinoco, J. & Fredriksson, H. - **Solidification of a modified Inconel 625 Alloy under different cooling rates**. High Temperature Materials and Processes, 2004. 23(1): p. 13-24.
- [25] Messler R. T. W. - **Principles of Welding: Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy**, Wiley-VCH & Co. KGaA, Weinheim: 2004, p. 49, 51-54, 373.
- [26] Kou, Sindo - **Welding Metallurgy**. New York, N.Y.: John Wiley & Sons, Wiley Interscience: 1987, p. 145, 3–13; 55-57; 410-412.
- [27] Floreen, S.; Fuchs, G. E.; Yang, W. J. - **The metallurgy of Alloy 625**, in **Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives**. E.A. Loria, Editor. 1994. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS): Warrendale, PA. p. 13-37.
- [28] Modenisi, P. J. - **Soldabilidade dos Aços Transformáveis** - UFMG Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte, março de 2004.
- [29] Almqvist G.; Polgary C. S.; Rosendahl, C. H. and G. Valland - **Some Basic Factors Controlling the Properties of Weld Metal**. In Welding Research Relating to Power Plant, 1972, p. 204.
- [30] Cui, H.; Decker, I.; Pursch, H., Ruge, J.; Wendelstorf, J. & Wohlfahrt, H - **Laser-induced focusing of the TIG Arc**, DVS reports, Vol. 146, 1992, p. 139-143.
- [31] Ogawa, Y. - **Visual Analysis of Welding Processes**, Chapter 12. Published by Ogawa / licensee InTech: 2012, p. 177 - 278.
- [32] Sadek, A. A.; Ushio, M. & Matsuda, F. - **Effects of rare earth metal oxide additions to tungsten electrodes**, *Metall. Trans. A*, Vol. 21, 1990, p. 3221-3234.
- [33] Publicação ESAB Nº 1902373 - Rev. 0 - **Soldagem TIG (GTAW)** – publicado em 11/2011.

- [34] Diamond Ground Products, Inc. - **Guidebook for the Proper Selection and Preparation of Tungsten Electrodes for Arc Welding** / Rev. 8, published in 2013.
- [35] Kumar B. R. - **Distortion Control in TIG Welding Process with Taguchi Approach**, Advanced Materials Manufacturing & Characterization Vol. 3 Issue 1: 2013.
- [36] Henon B. K. - **Automated hot wire TIG with positioner for high productivity quality welding**. Focus on Nuclear Power Generation, February, 2010.
- [37] ASM Handbook - **Welding, Brazing, and Soldering**, Vol. 6, ASM International: 1993, p. 588-600.
- [38] Müller, S. - **Examinations into high-frequency TIG pulsed-arc welding**, Report of the Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Fellbach: 1997.
- [39] Nelson, W. T. & Lippold, J. C. - **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 2: On Cooling Transformations**. American Welding Society. October, 2000.
- [40] D. Dzelnitzki, Muendersbach - **Direct-Current Welding with High-Frequency Pulses, an Interesting Process Variant** - EWM Hightec Welding GmbH, WM008801.DOC; 08.00, 2000.
- [41] Salkin, Jonathan T. - **Hot Wire Gas Tungsten Arc Welding: An Overview of process, applications and capabilities** / Fabtech International & AWS Welding Show Hot Wire Welding and Cladding Conference. November, 2007.
- [42] Kahlich C. - **Better cladding, better inspection: Industry advances with hot-wire GTAW cladding and inspection**, published in Fabricator.com - Site: <http://www.thefabricator.com/article/arcwelding/better-cladding-better-inspection>: 2010.
- [43] Olson, D. L., Liu, S., Frost, R. H., Edwards, G. R., and Fleming, D. A. - **Nature and Behavior of fluxes used for Welding** - ASM Handbook 6 (10), 1993, p. 55-63.
- [44] McKeown, D. - **Hydrogen and its control in weld metal**. Metal Construction, Vol. 17, n°. 10: 1985. p. 655-661.
- [45] Shankar, V.; Rao K. B. & Mannan S. L. - **Microstructures and mechanical properties of Inconel 625 Superalloy** - Journal of nuclear materials, Vol. 288 – 2001, p. 222-232.
- [46] V. Olden - **The effect of PWHT on the material properties and micro structure in Inconel 625 and Inconel 725 buttered joints**. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vol. 3 - OMAE2003-37196, 2003, p. 109–115.
- [47] Dodge, M. F.; Dong, H. B.; Gittos, M. F. & Mobberley T - **Fusion Zone Microstructure Associated With Embrittlement of Subsea Dissimilar Joints**. Presented at Proceedings of the 33rd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE2014 - USA: 2014.
- [48] Hodge, F.G. - **The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service** - JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, USA, v. 58, n° 9: 2006, p. 28-31.

- [49] Pattee, H. E.; Evans, R. M. & Monroe, R. E. - **The joining of Dissimilar Metals**. Battelle Memorial Institute Columbus, Ohio: 1968, p. 2-12.
- [50] Savage W. F.; Nippes E. F. & Szekeres, E. S. - **A study of fusion boundary phenomena in a Low Alloy Steel**. Welding Journal, V. 55, USA: 1976, p. 260-s – 261-s.
- [51] Easterling - Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworths Monographs in Materials, London, 1991.
- [52] Beaugrand, V. C. M.; Smith, L. S. & Gittos, M. F. - **Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation**. In: NACE Corrosion 2009. Atlanta - Georgia – USA, NACE Paper N° 09305.
- [53] Beaugrand, V. C. M.; Smith L. S. & Gittos M. F. - **Hydrogen embrittlement of 8630M/625 subsea dissimilar joints: Factors that influence the performance** - Paper presented at ASME 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering, OMAE 2009, Honolulu, Hawaii, June 2009. Paper # OMAE 2009 - 80030.
- [54] Doody T. - **Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service**. Welding Journal 61: 1992, p. 55–60.
- [55] Fenske, J.; Hukle, M.; Newbury, B.; Gordon, J. R.; Noecker, R. & Robertson, I. - **Hydrogen Induced Mechanical Property Behaviour of Dissimilar Weld Metal Interfaces** - In International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2011, pp. 1–8.
- [56] Stroe, M. E. - **Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials**. Thesis: Materials Science and Electrochemistry Group, Université Libre de Bruxelles: 2006.
- [57] Savage, W. F.; Nippes, E. F. & Szekeres, E. S., - **Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel**. Welding Journal, 55(9): 1976, p. 276s-283s.
- [58] Dodge, M. F.; Dong, H. B. & Milititsky, M. - **Environment – Induced Cracking In Weld Joints In Subsea Oil And Gas Systems - Part II**, In International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2013.
- [59] Welding Handbook, Vol. 4 / Part 1: **Materials and Applications**. 8th ed., American Welding Society: 1996, p 218-288
- [60] Voort G. F. V. & Hughston, J. M. - **Wrought Heat-resistant alloys**. ASM Handbook; Vol. 9: "Metallography Technique and Microstructures, 1985, p. 305-329.
- [61] Reed, R. C. - **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge University Press, UK: 2006, p. 34-35.
- [62] Thompson, R. G. & Mayo, D. E. - Radhakrishnan, B. - **The relationship between carbon content, microstructure, and intergranular liquation in cast nickel alloy-718**. Metallurgical Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science 22(2): 1991. p. 557 - 567.
- [63] Cieslak, M. J.; Headley, T. J. & Romig, A. D. - **The welding metallurgy of Hastelloy Alloy-C-4, Alloy-C-22, and Alloy-C-276**. Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 1986. 17(11): p. 2035-2047.

- [64] Smith, W. F. – **Nickel and Cobalt alloys, Structure and Properties of Engineering Alloys**, 2nd Edition, McGraw-Hill, Inc.: 1993, p. 487-536.
- [65] Mankins, W. L. & Lamb, S. - **Nickel and Nickel Alloys**, In: ASM International, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purposed Materials, 1990, Ohio, p.1363–1403.
- [66] Martinsson, A. - **Ageing Influence on Nickel-based Superalloys at Intermediate Temperatures (400–600°C)**. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering Division of Engineering Materials. Lulea University of Technology: 2006, p. 20.
- [67] Stoloff, N. S. – **Wrought and P/M Superalloys**. ASM Handbook Vol. 1, Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, 1990, p. 950-980.
- [68] Hall, E. O. & Algie, S. H. - **The Sigma Phase**. *Metall. Rev.*, Vol 11, 1966, p 61-88, by ASM Handbook, Vol. 1: Properties and Selection Iron Steels and High Performer Alloys. ASM International: 1993, p. 1661.
- [69] Wilson, I. L. W.; Gourley, R. G.; Walkosak, R. M. & Bruck, G. J. - **The effect of heat input on microstructure and cracking in Alloy 625 weld overlays**", in **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives**. E.A. References Microstructural stability of a nickel-based Alloy on a 2.25Cr1Mo steel substrate...256 Loria, Editor. 1991. The Minerals, Metals and Materials Society (TMS): Pittsburgh, PA. p. 735-747.
- [70] Zhao, K.; Ma, Y. H.; Lou L. H. & Hu, Z. Q. - **μ Phase in a Nickel Base Directionally Solidified Alloy**. Materials Transactions, Vol. 46, Nº 1: 2005, p. 54-58.
- [71] Dodge, M. F.; Dong, H. B.; Milititsky, M.; Barnett, R. P.; Marques, V. F. & Gittos, M. F. - **Environment-Induced Cracking in Weld Joints in Subsea Oil and Gas Systems - Part I** - in International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 2012, p. 305.
- [72] Valle, C. M. V. - **Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718** - Dissertação de mestrado, UFRJ, Rio de Janeiro, 2010.
- [73] Dodge, M. F. - **The effect of heat treatment on the embrittlement of dissimilar welded**, PhD Thesis of Department of Engineering University of Leicester - March, 2014, p. 7–10, 30–52, 73-78 and 88.
- [74] Miller, D. K. - **Preheat and Interpass Temperature**. Site: www.structuremag.org. Published in April: 2003, p. 14-15.
- [75] Bailey, N - **The Metallurgical Effects of Residual Stresses**. In Residual Stresses, published in The Welding Institute (TWI): 1981, p. 28-33.
- [76] Cieslak, M. J. - **Cracking Phenomena Associated with Welding**. Vol 6, Welding, Brazing, and Soldering, Metals Handbook, 10th ed., ASM International: 1990, p 88-96.
- [77] AWS D1.1/D1.1M – **Structural Welding Code**. An American Welding Society (AWS): 2010, p. 196, 321-322.

- [78] Kasuya T. & Yurik, N. - **Determination of Necessary Preheat Temperature to Avoid Cold Cracking under Varying Ambient Temperature.** ISIJ International, Vol. 35, Nº 10: 1995, p. 1183-1189.
- [79] Davis, J. R. - **Corrosion of Weldments.** Chapter 7: Corrosion of High-Nickel Alloy Weldments, ASM International, Materials Park, OH, 2006, p. 125-142, 169–175.
- [80] Funderburk, S. – **Postweld Heat Treatment.** Welding Innovation, Vol. XV, Nº 2: 1998, p. 1-2.
- [81] Srivastava, B. K., et. al. - **A review on effect of preheating and/or Post Weld Heat Treatment (PWHT) on mechanical behavior of ferrous metals.** International Journal of Engineering Science and Technology, Vol. 2(4): 2010, p. 625-631.
- [82] Khan, I. - **Welding Science and Technology.** Publisher by New Age International (P) Ltd.: 2007, p. 109-113.
- [83] Köhler, M. - **Effect of the elevated-temperature-precipitation in alloy 625 on properties and microstructure.** In: Superalloys 718, 625 and Various Derivatives. Pittsburgh, PA. Warrendale, PA: TMS: 1991, p. 363-74.
- [84] Cortial, F.; Corrieu, J. M. & Vernot-Loier, C. - **Influence of heat treatment on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625.** Metallurgical and Material Transactions A, 26A: 1995. p. 1273-1286.
- [85] Lusk D., Gupta M., Boinapally K. & Cao Y. - **Armoured against corrosion.** Hydrocarb Eng. 13: 2008, p. 115–118.
- [86] Lynch, S. P. - **Failures of structures and components by environmentally assisted cracking.** Engineering Failure Analysis: 1994.
- [87] Krishnan, K. N. & Rao, K. P. - **Room-Temperature Stress Corrosion Cracking Resistance of Post-Weld Heat-Treated Austenitic Weld Metals.** Corrosion, Vol. 46, Nº 9: 1990, p. 734-742.
- [88] Ćwiek, J. - **Prevention methods against hydrogen degradation of steel.** Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 43, Issue 1: 2010, p. 214 a 217.
- [89] Bernstein, I. M. & Thompson, A. W. - **Hydrogen Embrittlement of Steels.** Encyclopedia of Materials Science and Engineering. Pergamon Press, 2241: 1988.
- [90] Coe, F. R. - **Welding steels without hydrogen Trincasing.** Welding Institute Report Series, Cambridge, England: 1973, p. 64.
- [91] NACE MR0175/ISO 15156-3 - **Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 2: Cracking-resistant CRAs (corrosion resistant alloys) and other alloys:** 2009
- [92] Shivaniuk, V. N.; Foct, J. & Graviljuk, V. G. - **Diagnostic experimental results on the hydrogen embrittlement of austenitic steels.** Acta Materialia, vol. 51: 2003, p. 1293-1305.

- [93] IAEA Nuclear Energy Series - **Stress Corrosion Cracking in Light Water Reactors: Good Practices and Lessons Learned** (Nº NP-T-3.13). Publishing Section International Atomic Energy Agency Vienna International Centre, 2011, p. 4.
- [94] Bailey, N.; Coe, F. R.; Gooch, T.G.; Hart, P. H. M.; Jenkins, N.; Pargeter, R. J. - **Welding Steels Without Hydrogen Cracking**. Publ. Woodhead Publishing Limited, 2^a Ed.: 1993, p. 73 - 101.
- [95] Jayaraman, N. & Prevéy, P. S. - **An overview of the use of engineered compressive residual stresses to mitigate SCC and Corrosion Fatigue**. Tri-Service Corrosion Conference (LT paper 264) Orlando: 2005, p. 1.
- [96] NACE MR0175/ISO 15156-2 - **Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production — Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons**: 2009.
- [97] ASTM A 370 - **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, 2014.
- [98] API Specification 6A - **Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment**. 20th Edition, October: 2010.
- [99] BPV ASME Code – Section IX - **Qualification Standard for Welding, Brazing, and Fusing Procedures; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators**, 2013.
- [100] BPV ASME Code – Section VIII, Division 1 - **Rules for Construction of Pressure Vessels**, 2013.
- [101] ISO 10423, **Petroleum and Natural Gas Industries — Drilling and Production Equipment - Wellhead and Christmas Tree Equipment**; 2011.
- [102] Norsok M-601 - **Welding and Inspection of Piping**, 2008.
- [103] ASTM G 48 - **Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution**, 2011.
- [104] Silva, C. C.; Miranda, H. C.; Motta, M. F. & Farias, J. P. - **Dilution control of weld overlay superalloys using Taguchi Method**. In: International Conference on Ocean, Offshore and Artic Engineering OMAE2012, 31st, 2012, Rio de Janeiro. Proceedings Houston, TX: American Society of Mechanical Engineering ASME, 2012.