

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada a Universidade de São Paulo

CARACTERIZAÇÕES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DO AÇO AISI 8630 MODIFICADO REVESTIDO COM A LIGA DE NÍQUEL 625 POR SOLDAGEM “GTAW”

Tadeu Noveli Cantarin

Orientador:

Prof Dr. Maurício David Martins das Neves

Dissertação apresentada como parte de requisitos para obtenção de Grau de Mestre em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear – Materiais.

São Paulo

2011

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	V
LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	X
SIMBOLOGIA	XI
RESUMO	XIII
ABSTRACT	XV
1.0. INTRODUÇÃO	1
2.0. OBJETIVO	3
3.0. REVISÃO BIBLIGRÁFICA	4
3.1. Aspectos Gerais	4
3.2. Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)	6
3.3. Soldabilidade dos Aços Baixa Liga	12
3.4. Níquel e suas Ligas	13
3.5. Soldabilidade do Níquel e suas Ligas	15
3.6. Tratamento Térmico	16
3.6.1. Pré-Aquecimento	17
3.7. Soldagem de Revestimento	17
3.8. Processo de Soldagem GTAW-P	19
3.8.1. Processo de alimentação do MA - “Hot Wire”	20
3.8.2. Processo de alimentação do MA - “Cold Wire”	20
3.8.3. Polaridade de Corrente	21
3.8.3.1. Corrente Contínua com Polaridade Direta e Reversa	21
3.8.3.2. Corrente Pulsada	22
3.9. Regiões da Junta Soldada	23
3.9.1. Zona de Fusão	23
3.9.1.1. Solidificação da Zona de Fusão	23
3.10. Crescimento Epitaxial na Linha de Fusão	26
3.11. Diagrama de Schaeffler	28
3.11.1 Diluição	28

3.12. Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)	31
3.13. Formação das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)	32
3.14. Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's).....	33
3.15. Fragilização por Hidrogênio	34
3.16. Fragilização por H ₂ S.....	37
3.17. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.....	37
3.18. Critérios de Aceitação com base em normas do setor Petrolífero	38
4.1. Materiais	41
4.2. Preparação da Amostra	41
4.3. Montagem e Pré-aquecimento.....	43
4.4. Parâmetros de Soldagem.....	44
4.5. Execução de Soldagem.....	45
4.6. Corte e Tratamento Térmico de Alívio de tensões	47
4.7. Retirada de Amostras para Ensaios Mecânicos	50
4.8. Caracterização Microestrutural	53
5.0. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	54
5.1. Inspeção Visual e Análise por Líquido Penetrante.....	54
5.2. Ensaios Mecânicos	54
5.2.1. Ensaios de Tração	54
5.2.2. Ensaios de Impacto	57
5.3. Ensaios de Dureza.....	62
5.4. Caracterização Microestrutural	64
5.4.1. Análise por Microscopia Ótica.....	64
5.4.2. Análise por Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV).....	67
6. CONCLUSÕES.....	71
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	73
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	74

original Uma mente que se abre a uma nova idéia jamais voltará ao tamanho

(Albert Einstein)

AGRADECIMENTOS

Agradeço à Deus pelo dom da vida, sem Ele nada seríamos.

Aos meus pais e irmãos pelo amor, incentivo e apoio

Agradeço à minha amada “*Pikena*” por seu amor, incentivo e colaboração em todos os momentos.

Ao Prof Dr. Maurício pela amizade, por me guiar e no desenvolvimento deste trabalho.

Ao IPEN pela oportunidade de realização deste trabalho.

Agradeço ao Rafael Aymone por colaborar com este trabalho

Ao Vicente Ortega e ao Antônio Boffa com a suas fundamentais sugestões durante o trabalho.

Ao “Luca” do Laboratório de Soldagem/Metalurgia do pó (IPEN) pelo auxílio na preparação as amostras metalográficas.

Ao Felipe Fávero (FEI) pelo colaboração na preparação metalográfica e nas caracterizações microestruturais das amostras.

Ao CLM – Centro Universitário da FEI pela utilização dos laboratórios de preparação metalográfica e análise microestrutural caracterização oportunidade de realizar experimentos metalográficos

A GE Oil and Gas do Brasil Ltda pela oportunidade de executar este trabalho.

A PROAQT Empreendimentos Tecnológicos pelo apoio nas realização dos ensaios mecânicos.

A todos que auxiliaram diretamente e indiretamente para a conclusão deste trabalho.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Ilustração da ANM no chão de fábrica sendo transportada [imagem cedida pela <i>General Eletric</i>].	5
Figura 2: Detalhe do anodo de sacrifício de Alumínio soldado ao equipamento, gerando de Hidrogênio para o sistema [imagem cedida pela <i>General Eletric</i>].	5
Figura 3: Profundidade da tempera em um aço baixa liga AISI 8630 comum [8].	8
Figura 4: Imagem obtida por microscopia ótica de amostras metalográficas retiradas em várias espessuras diferentes na amostra do AISI 8630 comum [9]. Aumento de 200x.(50 microns)	10
Figura 5: Imagem obtida por microscopia ótica do aço baixa liga AISI 8630 comum tratado termicamente com alívio de tensões a 660°C com 4 horas [9]. Aumento de 200x	11
Figura 6: Profundidade de tempera em um aço baixa liga AISI 8630 modificado [8].	12
Figura 7: Esquema de soldagem do processo GTAW [17].	19
Figura 8: Comparação entre taxa de deposição x energia de processo “cold wire” e “hot wire” [17].	21
Figura 9: Processo de soldagem GTAW utilizando: a) CCPD e b) CCPR [17].	22
Figura 10: Esquema da corrente pulsada [17].	23
Figura 11: Esquema das energias de superfícies envolvidas nas interfaces sólido (s)/líquido (L), metal (m)/ sólido (S) e metal (m)/ líquido (L) [25].	25
Figura 12: Ilustração esquemática da nucleação do crescimento epitaxial e competitivo na zona fundida [26].	26
Figura 13: Crescimento epitaxial próxima a linha de fusão [23].	27
Figura 14: Linha de fusão com detalhes dos grãos formados durante a solidificação [3].	28
Figura 15: Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição.	29

Figura 16: Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e inconel 625 [11].	30
Figura 17: Em detalhe a ZPD com espessura de 35 μm [25].	31
Figura 18: Esquema da poça de fusão proposto [3, 28].	32
Figura 19: ZPD's tipo ilha apresentando dureza elevada [3, 25, 28].	33
Figura 20: ZPD tipo baías ou península [25, 28].	34
Figura 21: ZPD tipo ilha, MB em meio ao MA [25].	34
Figura 22: Difusão do Hidrogênio da solda para a ZTA [23].	36
Figura 23: Trincas ocorreram na ZTA, a) Trinca ocorrida na direção perpendicular ao metal de adição e b)Trinca ocorrida no topo do cordão e no fundo do cordão entre o metal de adição [23].	36
Figura 24: Região apresentando trinca devido a presença de H_2S [20, 35].	37
Figura 25: Diagrama de Graville adotado pela AWS para avaliar a possibilidade de trincamento a frio[18]	40
Figura 27: (a) peça usinada e (b) detalhe interno da região da peça usinada visando remoção de camada oxidada para realização de soldagem e preparação da superfície.	42
Figura 28: Detalhe da montagem da amostra no dispositivo para execução da soldagem TIG.	43
Figura 29: Imagem da peça submetida ao tratamento térmico de pré-aquecimento.	44
Figura 30: Montagem da peça no equipamento de soldagem - (a) Imagem da base giratória onde a peça está sendo soldada e (b) Imagem do mecanismo automático de alimentação do arame (material de adição).	46
Figura 31: Imagens da realização da soldagem (a) Momento de abertura do arco e (b) detalhe da primeira camada e início da segunda camada.	46
Figura 32: Detalhe da usinagem realizada para nivelar a 10 ^a camada depositada.	47
Figura 33: Representação da amostra seccionada em cinco partes respectivamente denominadas por 1A, 1B, 2, 3 e 4.	48
Figura 36: (a)Região de remoção das amostras de Tração e impacto na zona de ligação e (b) Região de retirada das amostras do ensaio de impacto no material de adição.	51

Figura 37: Vista superior de anel 1B. Região de retirada das medições de Dureza e Tração. A região de sobra foi usada para análise microestrutural.	51
Figura 38: Amostras dos ensaios (a) de tração e (b) impacto conforme ASTM A370 [40]......	52
Figura 39: Localização das medições de Dureza[5]......	53
Figura 44: Imagem obtida por microscopia ótica do MB sem tratamento de AT...65	
Figura 45: imagem obtida por microscopia ótica do MB (aço AISI 8630 modificado) - (a) 1A, (b) 2, (c) 3 e (d) 4	66
Figura 46: imagem obtida por microscopia ótica do metal de adição (inconel 625) - (a) amostra 1B e (b) amostra 4	67
Figura 47: Imagens obtidas por MEV da interface AISI 8630 e inconel 625 - (a) amostra 1B, (b) amostra1A, (c) amostra 1B e (d) amostra 4	68
Figura 48: Imagem obtida por MEV da distribuição dos elementos químicos ao longo da junta soldada, por meio de EDS (a) AISI 8630, (b) inconel 625, (c) e (d) interface MB/MA.....	69
Figura 49: Ensaio de Fractografia na amostra 1B, (a) sem tratamento térmico de AT, (b) com AT a 620 °C, (c) 660 °C e (d) a 680 °C	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química dos aços AISI 8630 comum e AISI 8630 modificado [4, 5].	7
Tabela 2: Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração para o AISI 8630 comum temperado (880 °C) e revenido (660 °C – 6 h), em relação à espessura.	9
Tabela 3: Valores dos ensaios mecânicos do AISI 8630 comum temperado e revenido com simulação de um ciclo térmico de AT.	10
Tabela 4: Composição química do AISI 8630 modificado.(% em peso) e do inconel 625®	41
Tabela 5: Resultados obtidos nos ensaios de tração no material de base em relação ao tratamento térmico de alívio de tensões.	55
Tabela 6: Resultados do Ensaio de Impacto da Zona de Ligação	57
Tabela 7: Resultados do Ensaio de Impacto na Zona Termicamente Afetada (ZTA)	59
Tabela 8: Resultados do Ensaio de Impacto no Material de Adição (MA)	61
Tabela 9: Resultados dos Ensaios de Dureza das amostras 1A, 1B, 2, 3 e 4.	63
Tabela 10: Valores de dureza utilizando escala Rockwell C.	63

SIMBOLOGIA

A	Ampère (A)
AISI	American Iron and Steel Institute
ANM	Árvore de Natal Molhada
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing Materials
AT	Alívio de Tensões
CC ⁻	Corrente Contínua com Polaridade Direta
CC ⁺	Corrente Contínua com Polaridade Reversa
CE	Carbono Equivalente
CP	Corpo de Provas
cm	Centímetro
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCPD	Corrente Contínua com Polaridade Direta
CCPR	Corrente Contínua com Polaridade Reversa
CFC	Cúbica de Face Centrada
DDC	Ductility Dip Crack
EL	Elemento de Liga
EPS	Especificação de Procedimento de Solda
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
H	Calor Imposto
h	Hora
H ₂	Hidrogênio
HSLA	High Strength Low Alloy
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
J	Joule

L	Litro
m	Metro
MA	Metal de Adição
MB	Metal de Base
min	Minuto
mm	Milímetro
NACE	National Association of Corrosion Engineers
P	Pulsada
PWHT	Post Weld Heat Treatment
s	Segundo
SSC	Stress Corrosion Cracking
T	Espessura
TIG	Tungsten Inert Gas
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
U	Tensão
V	Volt
v	Velocidade de Soldagem
ZF	Zona de Fusão
ZL	Zona de Ligação
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZPM	Zona Parcialmente Misturada
γ	Estrutura Austenítica
θ	Ângulo de Molhamento
η	Rendimento Térmico da Soldagem

CARACTERIZAÇÕES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DO AÇO AISI 8630 MODIFICADO REVESTIDO COM A LIGA DE NÍQUEL 625 POR SOLDAGEM “GTAW”

Tadeu Noveli Cantarin

RESUMO

As novas descobertas petrolíferas, em especial as localizadas no pré sal tem despertado uma grande preocupação na área técnica em consequência das dificuldades na sua exploração e extração. As maiores preocupações no segmento de exploração de petróleo e gás natural em águas profundas estão relacionadas, às propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos diversos componentes. Assim, para evitar o processo de corrosão na parte interna de uma tubulação ou componente do setor petrolífero, uma alternativa é usar um revestimento com elevada resistência à corrosão. Neste trabalho utilizou-se um aço AISI 8630 modificado, que foi revestido por soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) ou TIG (Tungsten Inert Gas), empregando uma liga especial de níquel 625 (Inconel 625[®]). No entanto, existe a possibilidade de formação de fases frágeis no material de base (MB) - AISI 8630, no material de adição (MA) - liga de níquel 625 ou ainda na interface entre os materiais dissimilares. Para atenuar a formação da fase martensítica oriunda do resfriamento da soldagem foram realizados diferentes ciclos térmicos de alívio de tensão (AT), mas outras fases frágeis podem surgir nas diversas juntas. Os tratamentos térmicos de AT's foram realizados nas temperaturas de 620, 640, 660 e 680 °C. A presença e a influência de fases frágeis foram analisadas na junta soldada, por meio de ensaios mecânicos, tais como, tração, impacto e dureza. Investigou-se a

existência de fases frágeis por caracterização microestrutural por meio de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura com EDS. Observou-se que nos ensaios de tração o material de base manteve sua tensão de escoamento dentro de valores estabelecidos por normas do setor, como a NACE MR0175. No entanto, no ensaio de impacto ocorreu uma perda significativa da tenacidade na temperatura de 680 °C, enquanto temperaturas menores de alívio de tensão os valores mínimos de impacto foram acima de 73 J. Os valores de durezas encontrados próximos da zona de ligação indicaram que houve um endurecimento, em consequência da difusão dos elementos de liga do MA para o aço baixa liga. Observações realizadas com auxílio de microscopia ótica indicaram zonas frágeis denominadas de *Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD)* que reduziram a resistência ao impacto. Análise por EDS mostrou variações dos elementos de liga ao longo da interface da junta.

Palavras chave: aço AISI 8630 modificado, níquel 625, soldagem dissimilar, propriedades mecânicas, caracterização microestrutural, zonas parcialmente diluídas.

**Mechanical and Microstructural Characterizations of AISI 8630
modified Cladded with Nickel alloy 625 made by the TIG Process after
simulated Post Weld Heat Treatment cycles**

Tadeu Noveli Cantarin

ABSTRACT

New oil fields discovered, especially those one located in pre-salt basin, has called attention to great concern in technical area as results of difficulties in exploration and extraction. The difficulties focused in the area of oil and natural gas exploration in ultra deep waters are related to mechanical properties and corrosion resistance of various components. Coatings with high corrosion resistance are used to prevent corrosion process internally of the pipes or components used. In this work was used an AISI 8630 modified that was cladded with nickel alloy 625 (inconel 625[®]) through GTAW (Gas Tungsten Inert Gas) or TIG process (Tungsten Inert Gas). However there is a possibility of generate embrittlement phases in base material (MB) - AISI 8630, addition material (MA) – alloy nickel 625 or in intermediate phase between dissimilar materials. Several Post Weld heat treatment (PWHT) cycles were performed to minimize the martensitic phase formation by welding cooling. It was performed PWHT cycle at 620, 640, 660 e 680 °C temperature. The presence and influence of embrittle phases were analyzed in welded joint by mechanical tests such as tensile, charpy and hardness. It was investigated embrittle phases by microstructural characterization using optic microscope and scanning electron microscope with EDS. It was observed in tensile test the base material maintained its yield strength within ranges established by industry standards such as NACE MR0175. However, it was observed in the impact test the significant lost of the tenacity in 680°C, while in lower PWHT temperatures the values of charpy test were over than 73 J. The values founded near the area fusion in hardness test indicated the

hardening as consequence of elements diffusion of the MA alloy to low alloy steel. It was observed by optic microscope fragile areas denominated by Partially Diluted Area (ZPD) that reduces the resistance of impact. EDS analysis showed variation of alloy elements along the joint.

Keywords: Dissimilar welding joints, partially diluted zones, thermal cycles.

1.0. INTRODUÇÃO

As recentes descobertas petrolíferas, onde as condições de exploração e prospecção de petróleo e gás natural são cada vez mais agressivas, em razão da expansão das fronteiras de extração vem exigindo um crescente avanço tecnológico na área. Os componentes utilizados para estas atividades empregam novos materiais e processos de fabricação mais complexos, em especial aqueles ligados a soldagem.

Um material muito usado na indústria de petróleo é o aço baixa liga AISI 8630, em razão de suas propriedades mecânicas adequadas nesta área. No entanto, em algumas aplicações é necessário empregar aços com maiores propriedades mecânicas, assim o aço AISI 8630 modificado pode ser usado, visando atender estas aplicações com vantagem na substituição do aço AISI 8630 comercial.

O aço AISI 8630 modificado possui maiores teores de níquel-cromo-molibdênio, em relação ao aço AISI 8630 comercial. Os maiores teores dos elementos de liga do aço AISI 8630 modificado propiciam obter maior resposta ao tratamento térmico, como por exemplo, manter a dureza ao longo da espessura. No aço AISI 8630 modificado também é obtida uma maior resistência ao escoamento, que atende melhor os requisitos de projeto, assim é maior a possibilidade da estrutura permanecer no campo elástico durante sua utilização.

No entanto, a resistência à corrosão, o aço AISI 8630 modificado não é adequada para algumas situações. Assim, uma alternativa para aumentar a resistência à corrosão é a deposição de um revestimento na superfície deste material. Um revestimento que pode ser utilizado para atender este requisito é a liga de Níquel 625.

Quando um revestimento de níquel 625 é depositado no aço AISI 8630 modificado podem ocorrer, na interface e em áreas próximas, regiões com grande alteração microestrutural e elevado gradiente químico. Portanto, ocorrem regiões

com variação de propriedades mecânicas ocasionando: aumento de dureza com queda de tenacidade pela presença de fase martensítica, aumento da corrosão sob tensão devido a presença de partículas de segunda fase, fragilização por hidrogênio e redução na resistência a corrosão geral.

A zona de ligação entre o material de base e a liga de Níquel 625, nas regiões vizinhas podem se tornar regiões frágeis, podendo falhar quando o componente for submetido a tensões decorrentes da utilização. Uma alternativa ao aumento de dureza na interface da solda, gerado pela presença da fase martensítica, é a realização de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). No entanto, os tratamentos de AT são longos e a possibilidade da formação de fases frágeis é real nesta situação. Portanto, levando-se em consideração os requisitos impostos no setor de exploração de petróleo deve ser avaliado o comportamento mecânico e microestrutural de amostras soldadas e submetidas ao ciclo de tratamento térmico.

Estas regiões na interface possuem composições químicas intermediárias entre o metal de base e o metal de adição, as quais não podem ser previstas por cálculos usuais de diluição da soldagem e são conhecidas por *Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)*.

Estas zonas frágeis são pontos que podem iniciar fraturas à frio em condições cíclicas e por concentração de Hidrogênio, em consequência da proteção catódica ou pelo ciclo térmico do processo de soldagem. Outro fator que pode ser considerado como um meio de fragilização é a presença de H₂S encontrado em produtos petrolíferos.

Portanto, para aplicações na área de petróleo diversas propriedades mecânicas devem ser atendidas, segundo requisitos impostos por normas vigentes na área petrolífera, como NACE MR0175. Apesar da análise microestrutural não ser um requisito mandatório das normas vigentes da área, a influência da microestrutura é significativa nas propriedades mecânicas da junta soldada, necessitando de sua caracterização para compreender as transformações e o comportamento da junta soldada.

2.0. OBJETIVO

Analisar por meio de ensaios mecânicos e análise microestrutural a presença e a influência das fases frágeis nas propriedades mecânicas originadas na região da zona de ligação (ZL), entre o aço baixa liga AISI 8630 modificado e revestido com a liga de níquel 625, após a realização de ciclos de tratamento térmico de alívio de tensões em diversas temperaturas.

3.0. REVISÃO BIBLIGRÁFICA

3.1. Aspectos Gerais

Diversos tipos de aços podem ser usados para construção de estruturas submarinas no setor petrolífero. No entanto, alguns aços apresentam baixa soldabilidade em consequência do elevado teor de carbono e alta porcentagem dos elementos de liga, que podem resultar na formação de fases frágeis durante o resfriamento. A precipitação de segunda fase e a formação de martensita reduz drasticamente as propriedades mecânicas e a tenacidade à fratura da junta soldada. A resistência à corrosão dos aços alta resistência baixa liga (ARBL) não é elevada necessitando, em algumas aplicações a utilização de técnicas para aumentar a resistência à corrosão. Uma alternativa para aumentar a resistência à corrosão dos ARBL é usar um revestimento anticorrosivo que pode ser depositado por meio de processo de soldagem.

Alguns componentes tais como Árvore de Natal Molhada, Manifolds e Conectores podem utilizar a soldagem por revestimento para aumentar a resistência a corrosão e o desempenho destas estruturas. Na figura 1 observa-se a Árvore de Natal Molhada (ANM), que é um equipamento empregado no setor petrolífero composto por: um conjunto de válvulas, um conjunto de linhas de fluxos e um sistema de controle ligado à plataforma que controla a pressão e a vazão do poço de produção.

Na indústria de Óleo e Gás usualmente emprega-se a soldagem de materiais dissimilares, por meio do revestimento de superfícies internas em áreas de passagem e vedação para atenuar os efeitos agressivos dos fluidos produzidos. As áreas externas são protegidas por meio de proteção catódica para prevenir à corrosão marinha. Na figura 2 observa-se um bloco branco anexado a estrutura da ANM, que são os anodos de sacrifício utilizados para polarizar a

estrutura via reação galvânica e não permitir a corrosão em áreas externas dos componentes.



Figura 1: Ilustração da ANM no chão de fábrica sendo transportada [imagem cedida pela *General Eletric*]



Figura 2: Detalhe do anodo de sacrifício de Alumínio soldado ao equipamento, gerando Hidrogênio para o sistema [imagem cedida pela *General Eletric*].

Alguns acidentes ocorreram envolvendo a soldagem dos materiais dissimilares ARBL e Ni 625. Em 2001, ocorreu uma falha no Conector da ANM e

Linha de fluxo localizado no Mar do Norte. Outro acidente similar, porém mais recente, aconteceu no Golfo do México em 2005, provocando uma falha envolvendo a soldagem destes materiais. As duas falhas provocaram uma morfologia de fratura com áreas de clivagem. As causas principais da fratura foram atribuídas à presença de fases com alta dureza, como por exemplo, a martensita, áreas contendo precipitados de segunda fase e a fragilização por Hidrogênio desta região.

Em razão dos problemas mencionados, a interface formada entre o AISI 8630 e níquel 625 (inconel 625[®]) deve ser estudada, uma vez que este aço ainda é bastante utilizado no setor. Portanto, é relevante avaliar o desempenho da junta e entender os fenômenos ocorridos nesta região.

3.2. Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

Os Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) conhecidos como “*High-Strength Low-Alloy (HSLA)*” são assim denominados, em consequência do elevado limite de resistência combinada com a tenacidade adequada em relação aos aços carbono. Os aços ARBL foram originalmente desenvolvidos como produtos planos para área de petróleo no final dos anos 60 [1, 2].

O aço AISI 8630 modificado é um aço baixa liga que possui maior quantidade dos principais elementos de liga como níquel-cromo-molibdênio, em relação ao AISI 8630 comum. Neste aço também são adicionados em sua composição elementos de liga, tais como, vanádio, titânio e nióbio, garantindo um limite de escoamento de 480 MPa (70 Ksi) e uma temperatura de transição dúctil-frágil para o ensaio de Impacto Charpy de -60 °C (-75 °F), portanto, ocorre uma diminuição da tenacidade em baixas temperaturas [1, 2].

Na tabela 1 é observada a composição química dos aços AISI 8630 comum e do AISI 8630 modificado.

Alguns elementos de liga (EL) são considerados fortes formadores de precipitados, tais como: vanádio com limitação de 0,1% em peso, titânio com 0,07% máximo e nióbio com limite máximo 0,05%. Os carbonetos e nitretos formadores destes EL são considerados partículas estáveis, que se precipitam na matriz e inibem o movimento dos contornos de grãos durante o tratamento

térmico, dificultando o crescimento de grãos e garantindo um maior refino da microestrutura [1-3].

O molibdênio é considerado um elemento de liga, que aumenta a resistência mecânica (limite de escoamento, ruptura e fadiga) em altas temperaturas em consequência da formação de carboneto Mo_2C [1, 3].

Tabela 1: Composição química dos aços AISI 8630 comum e AISI 8630 modificado [4, 5].

Composição Química		
	AISI 8630 comum ⁽⁴⁾	AISI 8630 modificado ⁽⁵⁾
%C	0,280 - 0,330	0,280 - 0,430
%Mn	0,700 - 0,900	0,750 - 0,950
%Si	0,150 - 0,300	0,150 - 0,350
%Ni	0,400 - 0,700	0,700 - 0,900
%Cr	0,400 - 0,600	0,800 - 1,000
%Mo	0,150 - 0,250	0,350 - 0,450
%P	0,035 máx	0,025 máx.
%S	0,040 máx	0,025 máx
%Nb	-	0,005 máx
%V	-	0,005 máx
%Ti	-	0,005 máx

O vanádio é um elemento que adicionado ao aço aumenta a tensão de ruptura, bem como, a dureza do aço. A tenacidade do aço também é melhorada pela estabilização do nitrogênio na matriz do aço. Aços com vanádio possuem melhor resistência à fragilização ao Hidrogênio, dificultando a difusividade no material, em consequência da formação do carboneto V_4C_3 [1, 6, 7].

O titânio atua como um refinador de grãos, além de ser um forte formador de carbonetos, melhora a resistência mecânica do material, por facilitar a formação do TiC disperso pela matriz. O elemento atua como estabilizador de carbonetos de cromo e molibdênio [1, 3, 6, 7].

O nióbio atua como um refinador de grãos formando carbonetos estáveis em altas temperaturas e conservando-os durante o processo de

forjamento (acima da temperatura de transformação), mantendo assim a tensão de ruptura e tenacidade [1, 3, 6, 7].

A adição dos elementos de liga permite obter um menor tamanho de grão para o aço AISI 8630 modificado e possibilitando obter uma combinação favorável entre resistência mecânica e tenacidade [1-3].

Na figura 3 são apresentados os resultados obtidos para o aço AISI 8630 comum, onde é observada a variação da temperabilidade em uma barra de diâmetro de 4,8 polegadas (~120 mm).

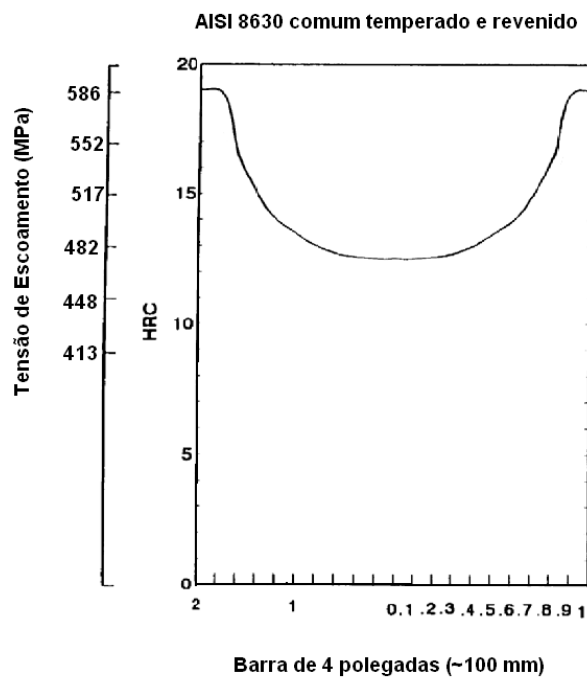


Figura 3: Profundidade da tempera em um aço baixa liga AISI 8630 comum [8].

Na figura 3 observa-se que houve perda significativa do limite de escoamento e da dureza do aço AISI 8630 comum, temperado e revenido para aplicações com base na NACE MR 0175.

Num estudo prévio [9] realizado numa amostra de geometria tubular ($\varnothing_{ext.} = 343 \text{ mm}$ (13,5") e $\varnothing_{int.} = 89 \text{ mm}$ (3,5")) do aço AISI 8630 comum foram realizados ensaios mecânicos de tração. Na tabela 2 são mostrados os valores obtidos e os respectivos locais de teste.

Os resultados indicaram perda das propriedades mecânicas ao longo das diferentes regiões da amostra (extraídas das posições $\frac{1}{4}$ T, $\frac{1}{2}$ T e $\frac{3}{4}$ T, onde T representa uma espessura de 127 mm (5"). No material analisado era esperado uma tensão mínima de escoamento de 586 MPa em toda a seção. No entanto, os resultados obtidos apresentaram uma queda gradual da tensão de escoamento, em relação à profundidade de tratamento térmico e ficaram abaixo do limite estabelecido para tensão de escoamento com base valores determinados pelo projeto.

Tabela 2: Valores de propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração para o AISI 8630 comum temperado (880 °C) e revenido (660 °C – 6 h), em relação à espessura.

Regiões da Amostra	Dimensões (mm)	Seção do CP (mm ²)	Limite de Ruptura MPa	Limite de Escoamento MPa	Alongamento		Redução de Área %
					Lo (mm)	%	
$\frac{1}{4}$ T	Ø12,48	122,33	680	518	50	24	61
$\frac{1}{2}$ T	Ø12,50	122,72	633	454	50	26	62
$\frac{3}{4}$ T	Ø12,61	124,89	639	446	50	27	61

Após os ensaios mecânicos realizou-se uma análise microestrutural obtidas em amostra extraídas das regiões de $\frac{1}{4}$ T, $\frac{1}{2}$ T e $\frac{3}{4}$ T. Na figura 4 observam-se imagens obtidas por microscópio ótico do aço AISI 8630 comum temperado e revenido. Verifica-se a presença de martensita revenida em todas as regiões da amostra. Entretanto, há uma tendência de aparecimento de ferrita em direção ao núcleo da amostra, em razão da menor velocidade de resfriamento no interior do material. Pode ser mencionado que, caso a porcentagem de EL fosse maior poderia haver uma sustentação das propriedades mecânicas e apenas presença de fase martensítica.

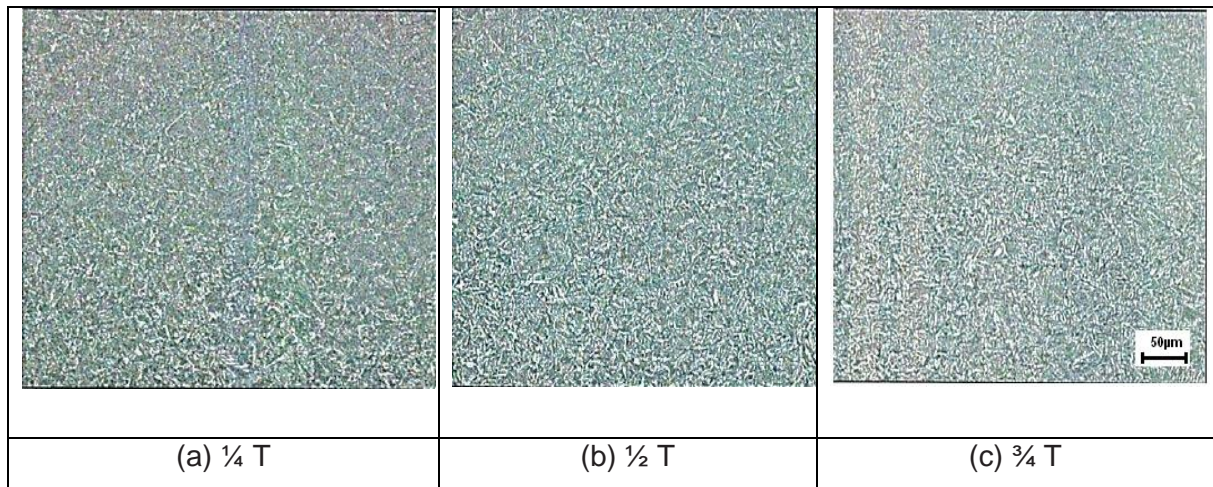


Figura 4: Imagem obtida por microscopia ótica de amostras metalográficas retiradas em várias espessuras diferentes na amostra do AISI 8630 comum [9]. Aumento de 200x.(50 microns)

As amostras do aço AISI 8630 comum extraídas de várias espessuras foram submetidas a simulação de tratamento térmico de alívio de tensões realizado à 660 °C durante 4 horas. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 3 e figura 5. Novamente a espessura considerada para o ensaio foi de T=127 mm (T=5”). Na tabela 3 estão representados os valores obtidos nos ensaios mecânicos, observa que ocorre uma redução significativa nos valores de limite de escoamento e ruptura.

Tabela 3: Valores dos ensaios mecânicos do AISI 8630 comum temperado e revenido com simulação de um ciclo térmico de AT.

Regiões da Amostra	Dimensões (mm)	Seção do CP (mm ²)	Limite de Ruptura MPa	Limite de Escoamento MPa	Alongamento		Redução de Área %
					Lo (mm)	%	
¼ T	Ø12,49	122,52	592	419	50	32	66
½ T	Ø12,57	125,10	574	387	50	32	66
¾ T	Ø12,60	124,69	586	371	50	30	66

Na figura 5 observam-se as imagens obtidas por microscopia ótica do aço baixa liga AISI 8630 comum submetido ao AT. Verifica-se que na posição ¼

T, há presença predominante de martensita revenida. Entretanto, ao se analisar as regiões $\frac{1}{2}$ T observa-se que há o aparecimento de ferrita e perlita com poucas regiões de martensita revenida. Na posição $\frac{3}{4}$ T nota-se que há uma predominância de ferrita e perlita com pequenas regiões de martensita revenida, o que indica o motivo da redução significativa da perda das propriedades mecânicas da amostra após ciclo térmico de alívio de tensões.

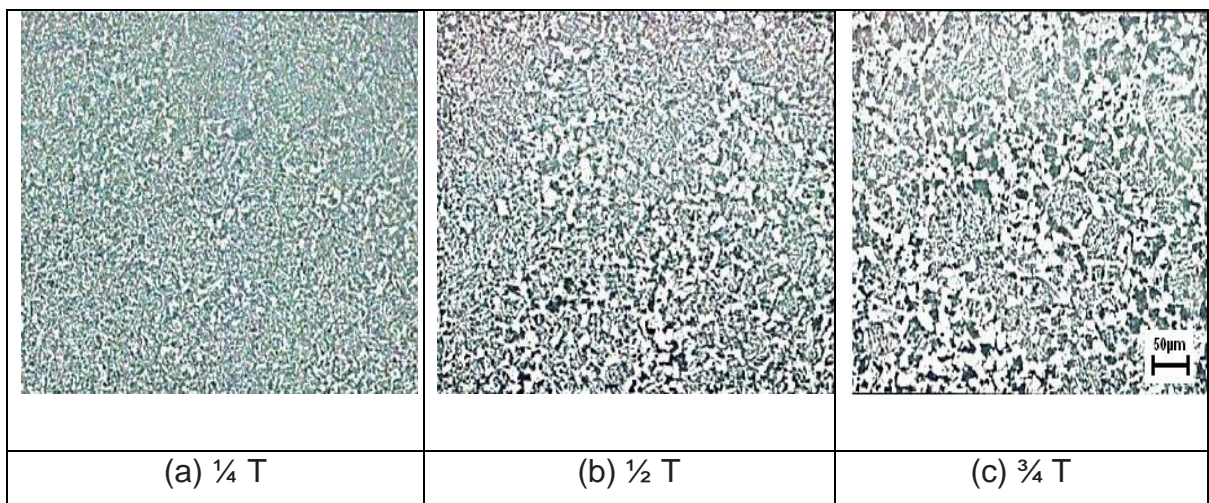


Figura 5: Imagem obtida por microscopia ótica do aço baixa liga AISI 8630 comum tratado termicamente com alívio de tensões a 660°C com 4 horas [9]. Aumento de 200x

A partir dos valores obtidos nas tabelas 2 e 3 para o aço AISI 8630 comum observou-se que este material não é o mais indicado para aplicações em algumas áreas do segmento de petróleo. Nestes locais necessitam-se de propriedades mecânicas maiores, além de atender os requisitos do alívio de tensões após tratamento térmico de tempera e revenimento.

A partir dos resultados obtidos no aço AISI 8630 comum realizou-se um estudo com o aço AISI 8630 modificado [9]. Neste ensaio foi utilizada uma barra de 100 mm (4") de espessura, ao qual foi tratada termicamente para atender os requisitos da NACE MR0175. Os resultados indicaram uma redução mínima de dureza, limite de escoamento em relação a profundidade da peça, conforme apresentado na figura 6.

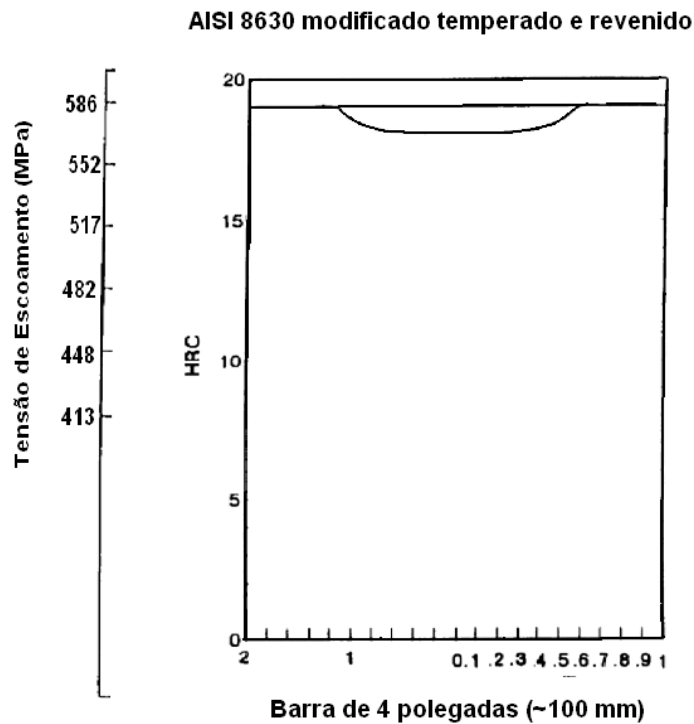


Figura 6: Profundidade de tempera em um aço baixa liga AISI 8630 modificado [8].

Os valores encontrados na figura 6 fazem parte do desenvolvimento e estão apresentados no item Resultados e Discussões (capítulo 5).

3.3. Soldabilidade dos Aços Baixa Liga

Os aços baixa liga são materiais soldáveis que mediante a tratamentos térmicos (pré e pós soldagem) e controle da temperatura de interpasse propiciam propriedades mecânicas adequadas para diversas aplicações [10, 11].

Os aços baixa liga podem ser soldados utilizando baixa temperatura de pré aquecimento em relação aos aços carbono, sendo que, a formação de trincas a frio nestes aços estão mais relacionadas ao metal de solda do que na ZTA, pelos seguintes motivos: maior tensão de ruptura no MB significando maiores tensões residuais pós soldagem neste caso o MA deve possuir maior quantidade de elementos de liga para elevar a tensão de ruptura, visando atender as propriedades mecânicas do material de base e provocando aumento do teor do

carbono equivalente acima de 0,60, por meio da combinação de eletrodos com alta tensão de ruptura, assim o metal de solda transforma-se de austenita para ferrita numa temperatura mais baixa do que o MB, significando uma rejeição do hidrogênio no metal de solda (austenítico) mantendo-o na ZTA [2, 10].

Para os aços em geral que possuem baixos teores de enxofre, aços com teores menores que 0,05 %C podem ser susceptíveis a trincas de solidificação no passe de raiz em juntas de topo, especialmente se for utilizada alta velocidade de soldagem. Este defeito ocorre por meio da alta diluição do metal de adição resultando em uma solda com baixo teor de carbono e conseqüentemente, em um crescimento excessivo do grão da austenita durante o processo de soldagem aumentando assim o risco de trinca na raiz [2, 10].

Em relação às propriedades de tenacidade e de tensão de ruptura pode haver dificuldades em mantê-las dentro de valores aceitáveis. Deve haver o controle de temperatura durante a execução da soldagem, assim como, taxas de resfriamento para se obter as propriedades desejadas. Baseando-se nestes cuidados, o material a ser soldado não deve ter uma zona termicamente afetada originada de forma desordenada. A microestrutura deve variar pouco em relação à microestrutura do MB e do calor imposto no processo de soldagem. Um alto calor imposto resulta em um excessivo crescimento de grãos prejudicando a tenacidade e a tensão de ruptura [2, 10].

Estes aços não devem ser normalizados ou revenidos após a soldagem, embora o tratamento térmico de alívio de tensões se torne uma exigência quando a espessura do componente for maior que 35 mm. Cuidados devem ser considerados quando se utilizar uma temperatura de alívio de tensões na faixa de 600 °C. A razão para este cuidado é que os aços são usualmente revenidos a 620 °C e ao se utilizar o alívio de tensões com temperatura próxima a de revenimento pode resultar em perdas de propriedades mecânicas. A mesma consideração deve ser tomada quando aplicações em trabalho a quente [2, 10].

3.4. *Níquel e suas Ligas*

O níquel é um elemento que possui excelente afinidade com outros metais e possui solubilidade completa com o cobre. É altamente solúvel com o ferro, cromo e outras ligas de níquel possibilitando várias combinações. A matriz

de níquel é cúbica de face centrada (γ), que pode ser endurecida através de endurecimento por solução sólida, precipitação de carbonetos ou endurecimento por precipitação [3, 12, 13].

No endurecimento por Solução Sólida os elementos de liga cobalto, ferro, molibdênio, tungstênio, vanádio, titânio e alumínio favorecem ao endurecimento por precipitação. Elementos como Molibdênio e tungstênio favorecem ao endurecimento quando utilizado em altas temperaturas. A introdução de átomos de soluto numa rede de átomos cristalinos produz um aumento da resistência mecânica da microestrutura [3, 12, 13].

No endurecimento por precipitação, o níquel não é um formador de carbonetos, porém o elemento carbono reage com outros elementos químicos ligantes ao níquel para formar carbonetos, que podem ser prejudiciais ou benéficos para as propriedades das ligas [3, 12].

Os carbonetos mais frequentes encontrados em ligas de níquel são MC, M_6C , M_7C_3 , e $M_{23}C_6$ (onde que M é o metal do carboneto). MC é carboneto usualmente grande e encontra-se aleatoriamente disperso na matriz, não é desejável sua presença para esta aplicação. Carbonetos de M_6C estão usualmente localizados nos contornos de grãos, sendo utilizados para controlar o tamanho de grão, portanto, a quantidade, tamanho e distribuição afetam as propriedades mecânicas da liga. Os carbonetos de M_7C_3 (predominante de Cr_7C_3) formam-se de forma intergranular e precipitam-se em pequenas quantidades. Quando a liga é exposta a altas temperaturas pode ocorrer precipitação em grande quantidade e de forma contínua nos contornos de grãos fragilizando a liga. Os carbonetos $M_{23}C_6$ se precipitam com frequência nos contornos de grão, influenciando as propriedades mecânicas das ligas de níquel, quando exposta a elevadas temperaturas de 760°C a 980°C e causam a precipitação angular de carbonetos [1, 3, 12].

No endurecimento por Precipitação fases intermetálicas podem formar precipitados incoerentes na matriz. A fase γ' , $Ni_3(Al,Ti)$ se precipita na matriz do níquel aumentando significativamente o endurecimento do material. Esta fase intermetálica possui estrutura cúbica de face centrada (CFC), similar a matriz formando uma rede intersticial com 1% ou menos de incompatibilidade na matriz

γ , em consequência da pequena quantidade dos ângulos das fases permitindo uma baixa energia superficial e um longo período de estabilidade [3, 12, 13].

A precipitação da fase γ' em uma matriz supersaturada provoca aumento da propriedade mecânica (tensão de ruptura e de escoamento), quando se aumenta a temperatura até a faixa de superenvelhecimento ou engrossamento. A dureza da liga aumenta com o aumento do tamanho do precipitado, que está relacionado com tempo e temperatura [3, 12, 13].

A porcentagem do volume de γ' também é importante porque aumenta a resistência mecânica em alta temperatura com a quantidade de fase presente. A quantidade da fase gama primária formada está ligada diretamente a quantidade de elementos formadores de precipitados. Os elementos alumínio, titânio, tântalo e nióbio são fortes elementos formadores de γ' [3, 12].

A fase γ' pode se transformar em outros precipitados (Ni_3X) se a liga estiver supersaturada com titânio, nióbio ou tântalo. Fase γ' quando rica em titânio metaestável pode se transformar em (Ni_3Ti), ou fase eta (η), uma fase hexagonal compacta. A formação da fase η pode alterar as propriedades mecânicas e os efeitos da fase deve ser determinada de forma individual para cada liga. Quando ocorre excesso de nióbio resulta em uma transformação metaestável de η em γ'' (fase tetragonal de corpo centrado) acarretando no equilíbrio da fase Ni_3Nb (fase ortorrômbica). As fases γ' e γ'' podem estar presentes quando houver dureza elevada, onde a transformação para a fase grosseira alongada Ni_3Nb (ortorrômbica) resulta numa diminuição da dureza [3, 12, 13].

3.5. Soldabilidade do Níquel e suas Ligas

As ligas de níquel podem ser susceptíveis ao aparecimento de trincas por solidificação, que é típica em ligas com ocorrência de solidificação na forma de austenita primária. Essas falhas estão associadas a presença de fases líquidas nos contornos de grãos ao longo da solidificação, provocando diminuição da tensão de escoamento [10, 11].

Na solidificação da soldagem, em consequência da diferença de solubilidade formam-se fases segregadas, que podem gerar fases de baixo ponto de fusão, aumentando a possibilidade de ocorrer trincas durante a solidificação.

Elementos como fósforo e enxofre, aumentam a possibilidade de ocorrer trincas de solidificação em ligas da série 600, em consequência da tendência de expandir o intervalo de temperatura de solidificação. A tendência destes elementos é segregar no líquido durante a solidificação e pode reduzir a energia interfacial na interface sólido-líquido, que provoca um espalhamento dos filmes líquidos nos contornos de grãos e com a presença de tensões residuais durante o processo de soldagem, aumenta-se a possibilidade de trincas durante a solidificação com a utilização de MA à base de níquel [11, 13].

A adição de elementos como Mn, Si, Al e Ti reduzem a suscetibilidade de trincas durante a solidificação. As ligas que apresentam grande concentração de Nb, Cr e Mo, que são fortes formadores de carbonetos e fases intermetálicas, favorecem a formação de trincas durante o processo de solidificação [10, 11, 13].

Existem possibilidades de ocorrer trincas de baixa ductilidade (“*Ductility Dip Cracking – DDC*”), que estão associadas com os elementos considerados endurecíveis por solução sólida. Trata-se de um fenômeno que ocorre em estado sólido no intervalo das temperaturas “*solidus*” (T_s) e $0,5T_s$. Os materiais susceptíveis a formação desta trinca sofrem uma perda significativa de ductilidade neste intervalo de temperatura. Estudos recentes indicam uma melhor compreensão do modo de falha da “*DDC*”. As regiões de maior concentração das “*DDC*” são os contornos de grãos nas zonas de ligação das ligas endurecíveis por solução sólida, ocorrendo em altas temperaturas. A susceptibilidade da “*DDC*” pode ser reduzida por meio da formação intergranular de precipitados [11, 14, 15]

Ligas endurecíveis por solução sólida podem sofrer efeitos de corrosão, em consequência da tendência de segregação no metal, favorecendo a formação de fases interdendríticas secundárias e gradientes de composição, as quais podem sofrer ataques secundários. O alívio de tensões podem gerar simultaneamente efeitos benéficos e prejudiciais às juntas soldadas que dependem da temperatura e do tempo utilizado no tratamento [11, 16].

3.6. Tratamento Térmico

O tratamento térmico na soldagem pode ser dividido em pré-aquecimento, que é realizado antes da soldagem e pós-aquecimento efetuado após a execução da soldagem. A temperatura de aquecimento, o tempo nesta

temperatura e a taxa de resfriamento são parâmetros de maior influência na morfologia da microestrutura resultante do processo de soldagem. A microestrutura obtida altera as propriedades mecânicas da junta.

3.6.1. Pré-Aquecimento

O pré-aquecimento é uma operação utilizada no metal de base a ser soldado, que consiste em aquecer localmente a região da solda reduzindo assim, a taxa de resfriamento da junta soldada. A realização do pré-aquecimento depende da composição química do aço, das propriedades dos metais de base e do processo de soldagem empregado [7, 17].

O controle da temperatura pode ser realizado por meio de termômetros, termopares, lápis térmicos com temperaturas conhecidas. As finalidades de se realizar o tratamento de pré-aquecimento na soldagem são: prevenir trincas a frio, diminuir durezas da ZTA, reduzir tensão residual e minimizar a distorção [7, 17].

Quanto maior a temperatura de pré-aquecimento menor é a taxa de resfriamento após o término da solda. O pré-aquecimento diminui a condutividade térmica do aço, quando o tratamento é realizado a 593 °C (1100 °F) que representa a perda da metade do gradiente, em relação à temperatura ambiente [17-19].

Um gradiente térmico de pequena intensidade entre o metal de solda e o metal de base resulta em uma baixa retirada de calor da zona soldada, que provoca a redução da taxa de resfriamento [17-19].

O pré-aquecimento a altas temperaturas pode facilitar a formação de trincas a quente, em consequência do aumento de segregação dos elementos residuais durante processo de soldagem, causando liquação em fases de baixo ponto de fusão [17, 18].

3.7. Soldagem de Revestimento

A soldagem por revestimento é usualmente utilizada em aços carbono ou baixa liga e consiste na deposição de camadas de um MA na superfície destes

materiais. A soldagem pode ser realizada a arco elétrico, brasagem, aspersão térmica e em estado sólido (soldagem por explosão) [10].

Os aços carbono ou baixa liga empregados em diversas aplicações não possuem resistência a corrosão adequada nestas situações, pois requerem uma longa vida de utilização, como por exemplo, indústrias do setor: petroquímico, mineração, alimentação e farmacêutico. Nestes setores de atuação é comum adotar-se um processo amplamente aceito, denominado por soldagem de revestimento. A soldagem de revestimento, também pode ser denominada por “*cladding*” é aplicada em materiais sujeitos a corrosão ou erosão/cavitação.

A soldagem por revestimento do aço AISI 8630 modificado por ligas de níquel 625 pode apresentar diversas dificuldades, em especial, pela diferença de composição química entre os materiais, onde podem ocorrer falhas na região de interface dos materiais [20, 21].

As ligas de níquel são amplamente utilizadas como revestimentos em aços carbono, aços baixa liga ou outros materiais de base e ferro fundido [1, 11].

Quando há a deposição do níquel sobre o metal de base pode ser observado, em alguns casos, o fenômeno conhecido *liquação*. Este fenômeno ocorre pela fusão do contorno de grão em consequência da segregação de fases com baixo ponto de fusão, resultando em trincas a quente, durante o processo ou durante o tratamento térmico de alívio de tensões [1, 3, 11].

A soldagem das ligas de níquel, como o inconel 625 pode apresentar um comportamento diferente de outras ligas, pois possui a tendência de formar precipitados em altas temperaturas, em consequência da presença de Ti, Nb e Mo em sua composição química. A precipitação depende diretamente do teor de carbono e da temperatura final do tratamento térmico e da quantidade dos elementos de liga [11, 17].

Os óxidos e materiais estranhos à solda devem ser removidos da superfície a ser revestida, em especial para aumentar a aderência do MA no MB. Trincas podem ocorrer na primeira camada da liga de níquel sobre o material de base, em especial aquelas que contêm altos teores de enxofre, mesmo que o material de base tenha sofrido limpeza na superfície. Quando acontecer a presença de trinca toda a região com a falha deve ser removida inclusive camadas do material de base (usualmente recomenda-se duas camadas finas do

MB usualmente na faixa de 3 mm cada camada) e então reiniciar o processo de revestimento [11].

3.8. Processo de Soldagem GTAW-P

O processo TIG (Tungsten Inert Gas) também conhecido por GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) é um processo que utiliza um arco elétrico entre o eletrodo não consumível de tungstênio e o material de base. A denominação “P” ocorre quando a soldagem é realizada com corrente pulsada. Trata-se de um processo que usa gás inerte como atmosfera de proteção para soldagem, portanto, não é gerada camada de escória. Este processo pode depositar material via vareta de adição [18], podendo ser usado na soldagem de revestimento. Na figura 7 observa-se a representação esquemática do processo de soldagem TIG.

O processo TIG em consequência do eletrodo não ser consumível possui taxa de deposição considerada baixa, situando-se no intervalo de 0,1 a 1,5 kg/h. Portanto, em razão da menor taxa de deposição, em relação aos outros processos a arco, alternativas vem sendo desenvolvidas, para elevar a deposição de material e consequentemente aumentar a produtividade [10, 17, 18].

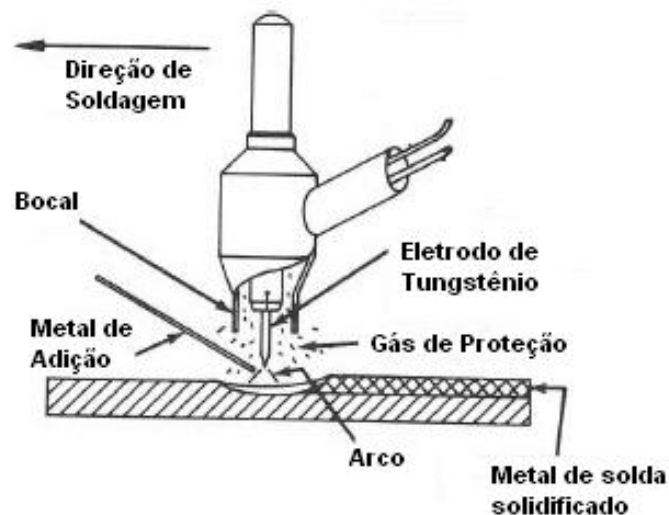


Figura 7: Esquema de soldagem do processo GTAW [17].

Dois variantes para deposição de material podem ser usadas na soldagem TIG, respectivamente, o processo “Hot Wire” e o “Cold Wire”.

3.8.1. Processo de alimentação do MA - “Hot Wire”

A adição de material por meio do processo “Hot Wire” consiste em pré-aquecer o MA na temperatura próxima de fusão momentos antes de contato com a poça de fusão. Quando se utiliza o processo “Hot Wire” na soldagem TIG para a posição plana, o arame é alimentado automaticamente, por um alimentador protegido com um gás inerte contra a oxidação [10, 17, 18].

O arame é pré-aquecido em consequência da resistência elétrica, oferecida pela passagem de uma corrente alternada, que utiliza uma fonte de tensão constante. A corrente alternada é utilizada para pré aquecer o arame e evitar a extinção do arco [10, 18].

Arares pré-aquecidos tem sido utilizados para soldagem de aços carbono, baixa liga, aços inoxidáveis e ligas de cobre e níquel. Entretanto não se recomenda para alumínio e cobre, em consequência da baixa resistividade elétrica desses arames, que requerem alta corrente de aquecimento, provocando excessiva deflexão do arco e má fusão do arame [10, 18].

3.8.2. Processo de alimentação do MA - “Cold Wire”

O processo “Cold Wire” usado na soldagem TIG é similar ao processo de alimentação “Hot Wire” e consiste em depositar uma vareta de MA de forma contínua, sem a utilização de pré-aquecimento. A taxa de deposição no processo “cold wire” é menor do que a obtida no processo “hot wire”. A taxa de deposição pode alcançar valores de 4 a 8 kg/h no processo “hot wire” enquanto no processo no “cold wire” a taxa de deposição pode atingir até 2,0 kg/h. A comparação entre os dois processos de alimentação pode ser observada conforme figura 8. Ambos os processos possuem uma deposição superior ao processo TIG manual, que apresenta taxa de deposição até 1,5 kg/h [10, 17].

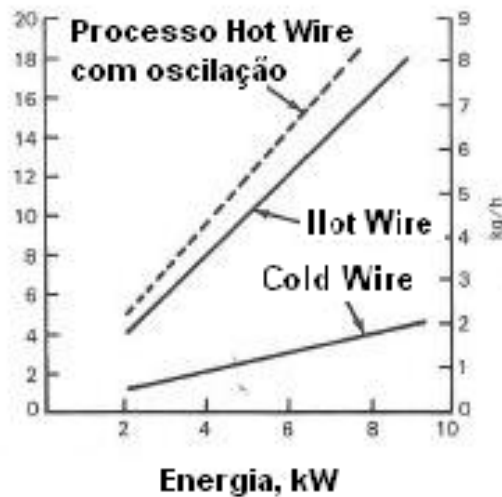


Figura 8: Comparação entre taxa de deposição x energia de processo “cold wire” e “hot wire” [17].

3.8.3. Polaridade de Corrente

3.8.3.1. Corrente Contínua com Polaridade Direta e Reversa

A corrente contínua possibilita que o eletrodo de tungstênio possa ser ligado tanto no polo positivo quanto no polo negativo da fonte. A utilização da CCPD (corrente contínua com polaridade direta) ou CC- (eletrodo ligado no negativo da máquina) faz com que os elétrons se movimentem do eletrodo para a peça e íons positivos são transferidos da peça para o eletrodo. Quando o eletrodo está ligado ao positivo, os elétrons e íons positivos fluem em sentido oposto a CCPD e esta polaridade é conhecida por corrente contínua com polaridade reversa (CCPR) ou CC⁺, vide figura 9.

O balanço de calor para o MB e para o eletrodo é diferente de acordo com a polaridade utilizada. Ao se utilizar CCPD aproximadamente 70% do calor é gerado no MB e 30% no eletrodo. Portanto, a utilização de CCPD provoca maior penetração de soldagem do que CCPR [17, 18].

Quando no processo TIG utiliza-se CCPR (eletrodo no positivo) ocorre uma ação de limpeza na superfície do MB, fator importante quando os materiais de base são ligas de alumínio ou ligas de magnésio. Nesta polaridade ocorre uma remoção de óxidos gerados em razão da destruição desta camada pela ação dos

íons do arco na superfície do MB. A presença da camada de óxido dificulta a passagem de calor para as regiões abaixo da superfície do MB de fusão [10, 17, 18].

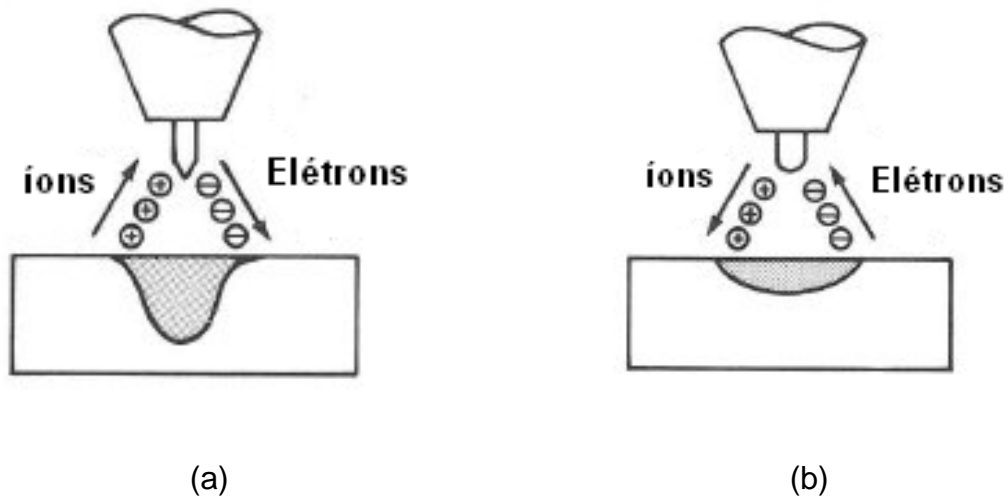


Figura 9: Processo de soldagem GTAW utilizando: a) CCPD e b) CCPR [17].

3.8.3.2. Corrente Pulsada

A utilização da corrente pulsada no processo GTAW denominada por GTAW-P permite uma variação repetitiva dos valores da corrente de pico (“*Peak*”) e corrente de base (“*Background*”). Equipamentos de corrente pulsada geralmente possuem ajustes para tempo do pulso, tempo da corrente de base e pico, intensidade de corrente de pico e de base para garantir uma corrente uniforme para cada aplicação específica. Na figura 10 observa-se uma representação típica de corrente pulsada [10, 18].

Existem muitas vantagens em se utilizar processo com corrente pulsada, pois é possível aumentar a penetração e obter uma corrente média de elevada intensidade, possibilitando um calor imposto controlado e menor distorção (empenamento) na peça [10, 17], em relação à corrente contínua com polaridade direta (CCPD).

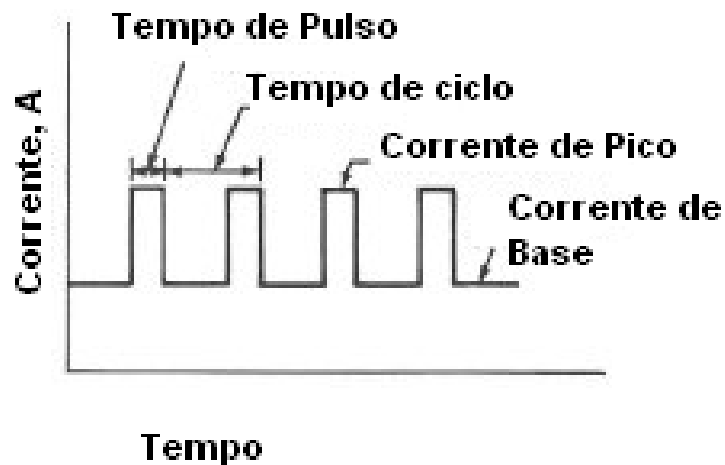


Figura 10: Esquema da corrente pulsada [17].

3.9. Regiões da Junta Soldada

Numa junta soldada diversas regiões podem ser observadas tais como, zona de fusão (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e a zona de ligação (ZL) que é a interface entre a ZF e a ZAC.

3.9.1. Zona de Fusão

A zona de fusão é uma região da junta que o material se funde em consequência da presença de calor gerado na soldagem. No resfriamento (solidificação) diversos fenômenos podem ser observados que provocam alterações microestruturais e de propriedades mecânicas da junta.

3.9.1.1. Solidificação da Zona de Fusão

As transformações microestruturais que ocorrem na zona de fusão envolvem mudanças de composição química na região solidificada que estão relacionados aos fenômenos de micro e macro segregações. Estes fenômenos influenciam o comportamento mecânico e soldabilidade dos materiais [3, 22].

Entende-se por soldabilidade a capacidade de um material ser soldado sem a presença de trincas. Os fenômenos de micro e macro segregações ocorrem em toda a região do metal líquido, mas na interface sólido/líquido este problema é mais pronunciado [3, 22, 23].

A solidificação da ZF pode acontecer por nucleação homogênea, nucleação heterogênea ou crescimento epitaxial. A forma de crescimento da fase sólida está ligada a relação entre as tensões superficiais do líquido e sólido indicados na figura 11.

Na nucleação heterogênea ($\theta \sim 90^\circ$), a energia livre está ligada diretamente ao ângulo de molhamento (θ) formado entre o substrato e a poça de fusão. O ângulo (θ) depende da tensão superficial e das energias das interfaces na solidificação. A relação entre o ângulo de molhamento e a energia superficial está mostrada na figura 11 e nas equações 2, 3 e 4.

A nucleação heterogênea ocorre com maior predominância durante a solidificação, pois ocorre em consequência da presença de agentes externos tais como impurezas, inoculantes ou superfícies externas [3, 24, 25].

Na nucleação heterogênea ocorre um menor super-resfriamento em relação à nucleação homogênea. Os líquidos sofrem super-resfriamento de poucos graus antes do processo de solidificação. A necessidade para o menor super-resfriamento está ligado a presença de impurezas, inoculantes inclusive a parede do molde, no caso de um lingote, que agem como agentes catalisadores para nucleação atuando como agente redutores do raio crítico ou barreira livre de energia.

A menor energia para a nucleação heterogênea é provocada por uma redução de energia interfacial em razão da presença de um substrato [3, 24, 26].

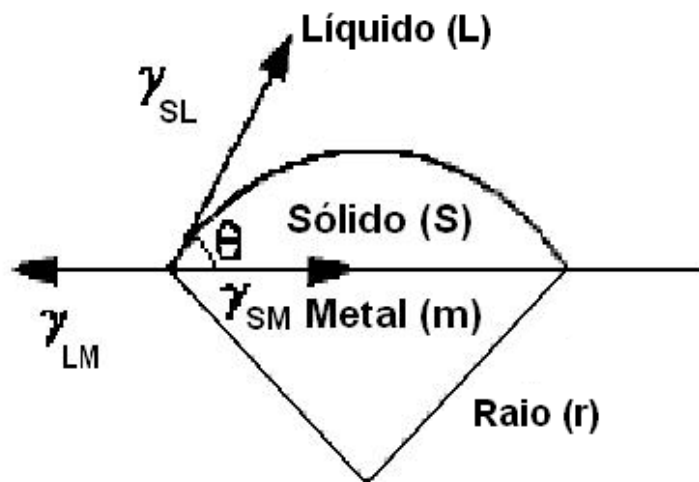


Figura 11: Esquema das energias de superfícies envolvidas nas interfaces sólido (s)/líquido (L), metal (m)/ sólido (S) e metal (m)/ líquido (L) [25].

Onde:

$$\gamma_{LM} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cdot \cos \theta \quad (2)$$

$$\Delta G^* = [- 4/3 \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{SL}] f(\theta) = \Delta G^*_{\text{hom}} f(\theta) \quad (3)$$

$$f(\theta) = [\frac{(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)}{4}]^2 \quad (4)$$

$$\Delta G^* = G_s - G_L = \text{variação de energia livre por unidade de volume} \quad (5)$$

Onde:

γ_{LM} = energia da superfície da interface líquido/metal

γ_{SM} = energia da superfície da interface sólido/metal

γ_{SL} = energia da superfície da interface sólido/líquido

ΔG_v = energia livre por unidade de volume

θ = ângulo de molhamento entre a poça de fusão e o sólido

r = raio crítico

Em soldagem autógena ou com a adição de metal similar, o metal de base na forma sólida está em contato com a poça de fusão, o ângulo de contato

ou ângulo de molhamento é próximo a zero e a barreira de nucleação é próxima de zero (ΔG^*). Iniciando assim o processo de solidificação a partir da linha de fusão, como crescimento epitaxial [3, 26, 27].

Para o ângulo de molhamento próximo a 0° , o crescimento de grãos ocorre no sentido do centro da poça de fusão (zona fundida), por meio dos arranjos (difusão) dos átomos provenientes da fase líquida. O crescimento de grão prossegue na direção paralela ao gradiente máximo de temperatura. A orientação favorável do crescimento dos grãos coincide com a direção do máximo gradiente de temperatura. Os grãos com menor crescimento coincidem com direções menos favoráveis, vide figura 12. A direção de fácil crescimento na estrutura cristalina é a $\langle 100 \rangle$ para os sistemas cristalinos CFC e CCC é.

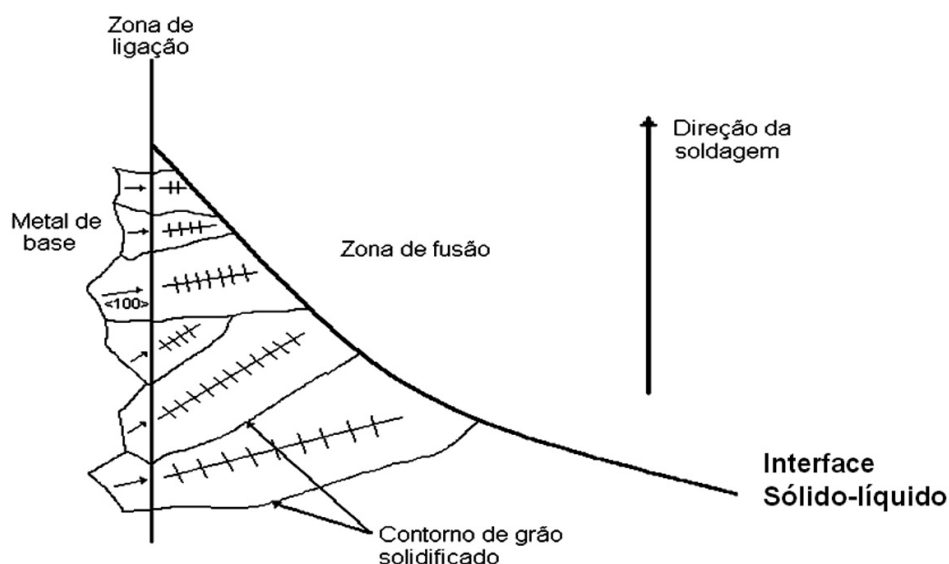


Figura 12: Ilustração esquemática da nucleação do crescimento epitaxial e competitivo na zona fundida [26].

Os mecanismos de crescimento competitivo e epitaxial predominam durante o processo de resfriamento numa junta soldada [3].

3.10. Crescimento Epitaxial na Linha de Fusão

Na soldagem de materiais dissimilares a nucleação está ligada diretamente ao super-resfriamento, para início do processo de solidificação a partir da linha de fusão. A natureza e as características estão ligadas diretamente

pela diferença de composição química, estrutura cristalográfica e parâmetros de rede entre os materiais [3, 28].

No trabalho realizado [26] sobre soldagem de materiais dissimilares entre inconel 600 e aço inoxidável 304 observa-se que o início da solidificação da ZF ocorre com morfologia planar e crescimento epitaxial, conforme pode ser observado na figura 13.



Figura 13: Crescimento epitaxial próxima a linha de fusão [23].

Em estudos realizados utilizando materiais dissimilares, tais como, monel/AISI 409 é analisada a evolução microestrutural na linha de fusão. Neste sistema é observada a continuidade ou correlação entre contornos da ZTA e da ZF, bem como a presença de contornos de grão epitaxiais (setas escuras nas bordas da figura) nucleados nas proximidades da linha de fusão, vide figura 14a, enquanto na figura 14b podem ser observados detalhes do crescimento epitaxial [3, 29].

No crescimento epitaxial, os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos do material de base, favorecendo a continuidade da microestrutura na interface.

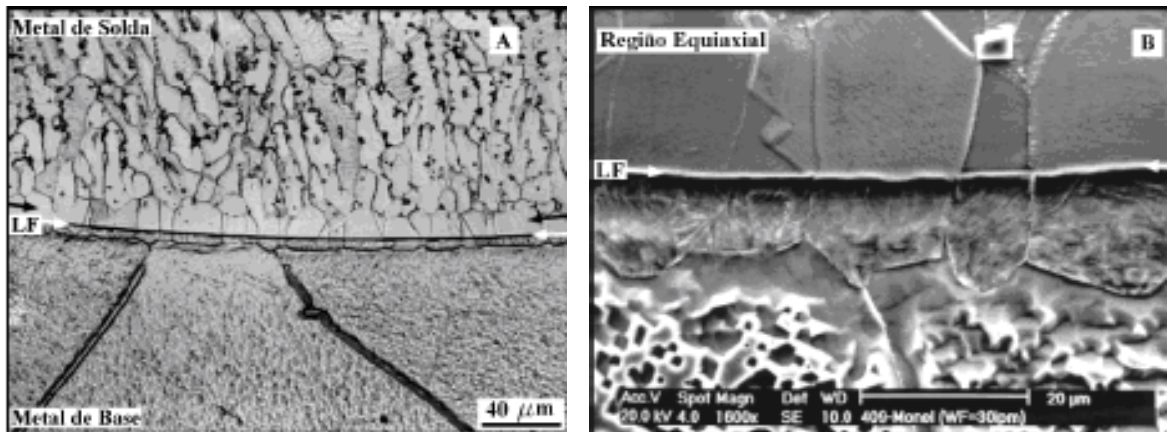


Figura 14: Linha de fusão com detalhes dos grãos formados durante a solidificação [3].

A nucleação heterogênea possui a formação favorecida por meio de fases sólidas como, inclusões, precipitados e outras fases. As interfaces pré-existentes diminuem o super-resfriamento necessário para a nucleação, reduzindo significativamente a barreira de energia livre, o que são os principais responsáveis pela formação de grãos equiaxiais aleatoriamente orientados formada através a solidificação de vários núcleos formados [3, 29].

3.11. Diagrama de Schaeffler

Os diagramas possibilitam pré determinar a microestrutura do material baseando na composição química dos componentes. A grande maioria dos diagramas desenvolvidos foi baseado em aços inoxidáveis que consistiam em microestruturas compostas de ferrita- δ e austenita- γ , com poucas regiões apresentando martensita [11, 24].

Os aços carbono ou aços baixa liga e ligas de níquel quando soldados apresentam uma microestrutura composta de martensita, austenita e compostos de martensita-austenita [11, 26].

3.11.1 Diluição

Para estimar a composição química da junta soldada deve ser considerada a diluição dos materiais de adição e de base utilizados na soldagem.

A diluição é um fenômeno de alteração da composição química do metal de adição misturado com o metal de base, e ocorre em razão do calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição na soldagem é a porcentagem do metal de base envolvido na junta soldada.

A diluição é correlacionada com a área da junta soldada a partir da junta soldada e dos materiais depositados. Na figura 15 observa-se as diversas regiões da junta usadas para se determinar a diluição.

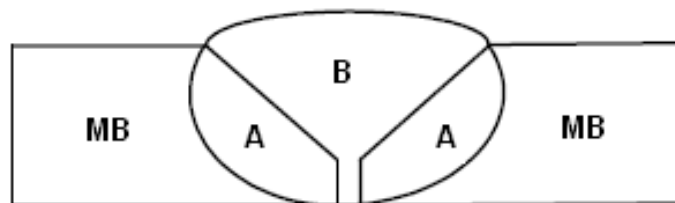


Figura 15: Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição.

Onde: $D = [B/(A + B)]. 100\%$ (6)

A = Porcentagem do metal de base que participa da soldagem

B = Metal de Adição

Baseando-se nesta equação pode-se estimar a composição química de um elemento específico (X) na solda por meio da composição química do MB e MA utilizado.

$$X_{ms} = DX_{mb} + X_{ms} (1-D) \quad (7)$$

Sendo que:

X_{ms} = % de X na solda;

D = Diluição

X_{mb} = % X no material de base

X_{ms} = % X no material de adição

Com base nos cálculos de diluição é possível determinar as fases presentes. Usualmente para soldagem de ligas especiais pode ser utilizado o diagrama de Schaeffler, para determinar as microestruturas da junta soldada conforme indicado na figura 16, ao qual está determinada a composição química dos materiais de interesse.

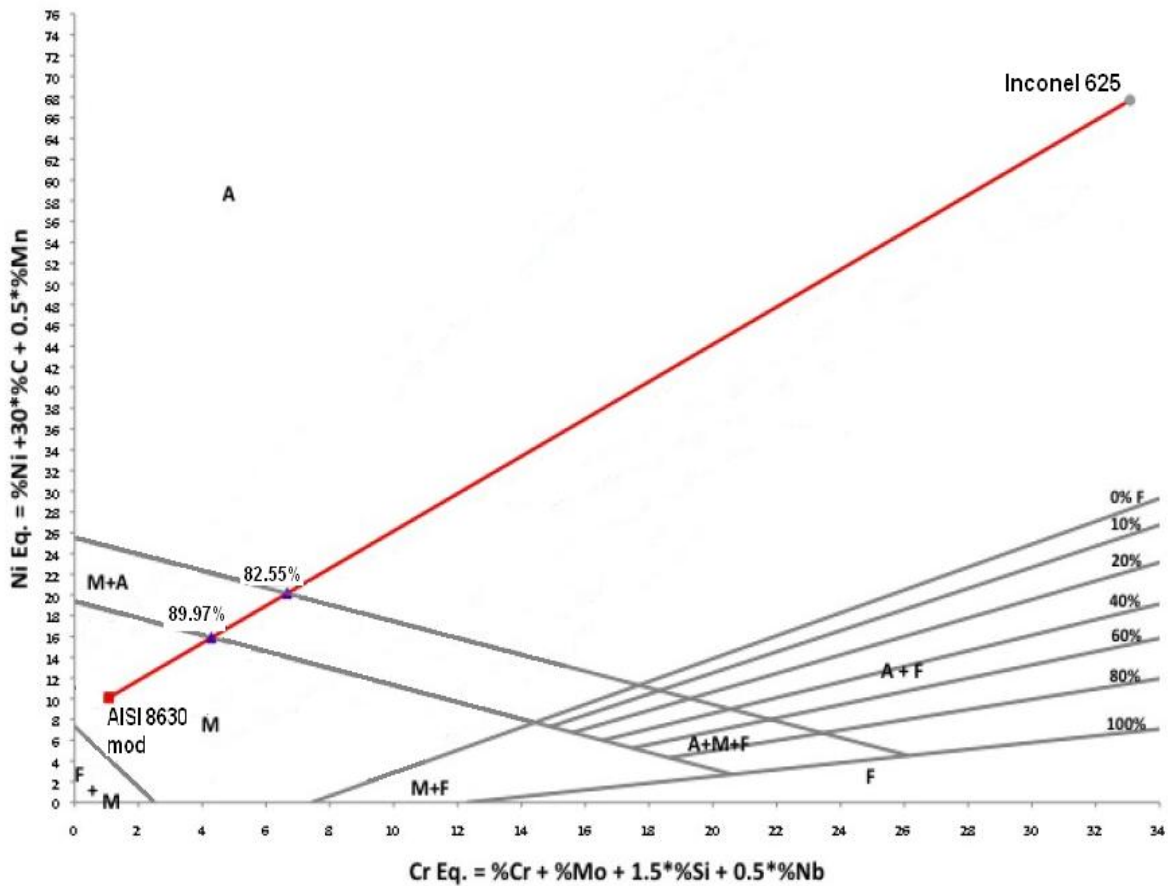


Figura 16: Diagrama de Schaeffler apresentando a composição química prevista para o aço AISI 8630 modificado e inconel 625 [11].

Na soldagem de materiais dissimilares devem ser seguidas considerações importantes na soldagem para minimizar probabilidades de surgimento de defeitos provenientes da soldagem, tais como: materiais metalurgicamente compatíveis, propriedades físicas e mecânicas assim como propriedades anticorrosiva [3, 11]. No entanto nem sempre é possível utilizar a soldagem de materiais compatíveis.

3.12. Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)

Quando se realiza a soldagem de materiais dissimilares ocorre a formação de pequenas zonas descontínuas, duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão. Estas regiões de ordem micrométrica possuem uma variação química específica, mas intermediária entre o metal de base e o metal de adição podendo ser determinadas qualitativamente por cálculos de diluição.

Segundo alguns autores [3, 30] são observados essas microregiões provenientes de soldagem dissimilar, que são denominadas de *Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)*.

Um grande desafio é identificar a quantidade e a localização dessas regiões por não serem evidentes e nem contínuas. A presença destas áreas provoca diferenças de comportamento durante o ataque para revelar a microestrutura e pode provocar modificação das propriedades mecânicas da junta soldada. Na figura 17, observa-se a presença da ZPD entre o MA e o MB.

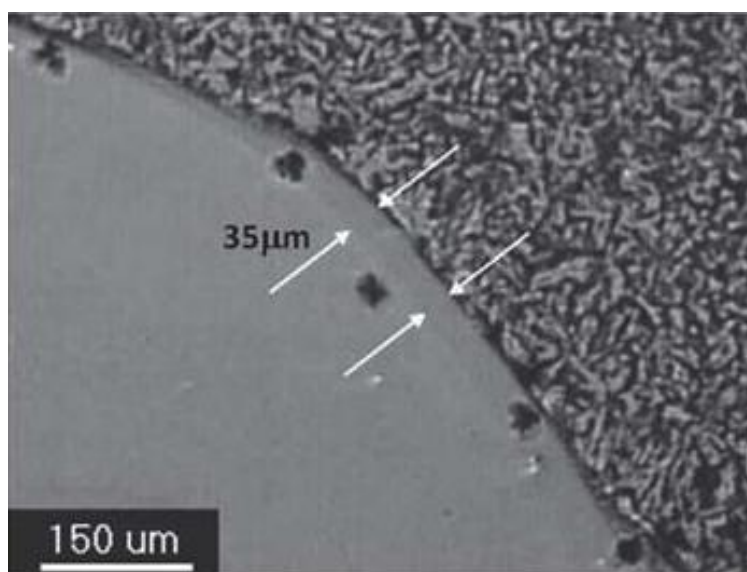


Figura 17: Em detalhe a ZPD com espessura de 35 µm [25].

As ZPD's podem fragilizar uma solda tornando a junta susceptível ao ataque de corrosão por "pitting", fragilização por hidrogênio, trincas por corrosão sob tensão em meios onde há presença de H₂S, queda de resistência mecânica, em especial impacto e falhas por fadiga [3, 11, 31].

3.13. Formação das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)

Transformações metalúrgicas são geradas na soldagem a arco, entretanto, o metal de solda depositado por cada passe continua com sua composição química homogênea causada pela ocorrência de fortes movimentos hidrodinâmicos na poça de fusão.

Em estudos realizados utilizando os aços austeníticos AISI 304L e 310 [3, 28, 32] sugerem que existem numa soldagem heterogênea quatro regiões distintas. A região do metal de solda onde acontece mistura hidrodinâmica dos metais de base e de adição (indicadas pelas setas na figura 18), que resulta numa composição química “relativamente” uniforme, zonas não misturadas, representando pequenas porções do metal fundido e re-solidificada sem que ocorra a mistura com o metal de solda, zona parcialmente fundida e a zona afetada pelo calor (ZAC). Na figura 18 estão representadas todas as regiões.



Figura 18: Esquema da poça de fusão proposto [3, 28].

Em alguns estudos [3, 24, 25, 31] foram realizadas análises, onde não é muito clara, a presença de uma região da solda próxima a linha de fusão. No entanto, verificam-se a existência de uma região de transição química e microestrutural a partir da linha de fusão em direção ao metal de adição. Existem fatores relacionados que evidencia a região de transição e são mencionados a seguir:

- Variação cristalográfica do metal de base (CCC) e o metal de adição (CFC);
- Movimentação de difusão dos elementos de liga e impurezas originados na solda (ZPD);
- Diluição alterada no metal de base, afetando o gradiente de composição da linha de fusão;

3.14. Características das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's)

As ZPD's são compostas de várias formas e tamanhos e ocorrem de forma irregular além de possuir a seguinte classificação [3, 21, 33]:

Estruturas de “Praias” – pequenas faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão ou em regiões dispersas na linha de fusão, conforme figura 19 (a) e (b).

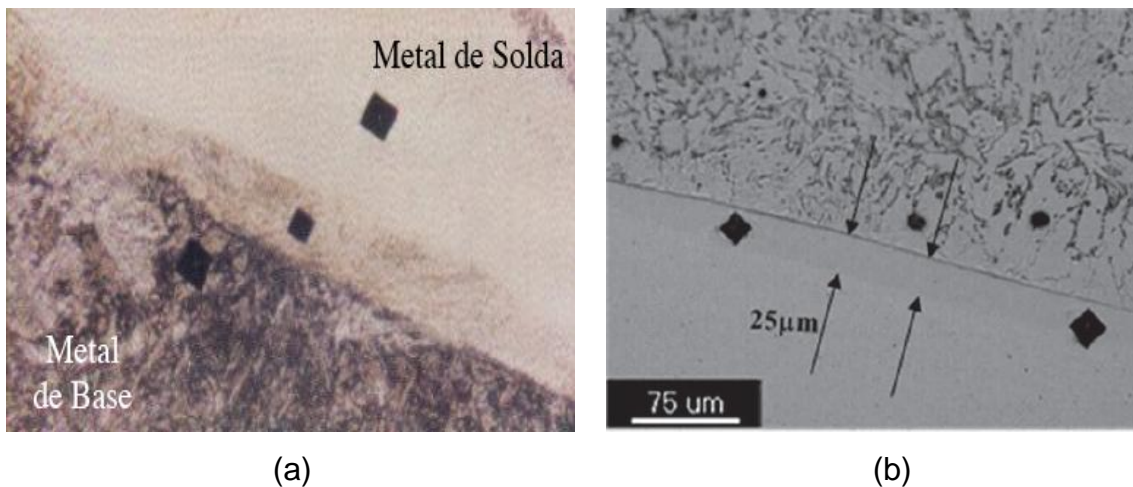


Figura 19: ZPD's tipo ilha apresentando dureza elevada [3, 25, 28].

Estruturas de “Baías” – áreas parcialmente circundadas pelo metal de base, ao qual usualmente apresentam dureza elevada, conforme observado na figura 20.

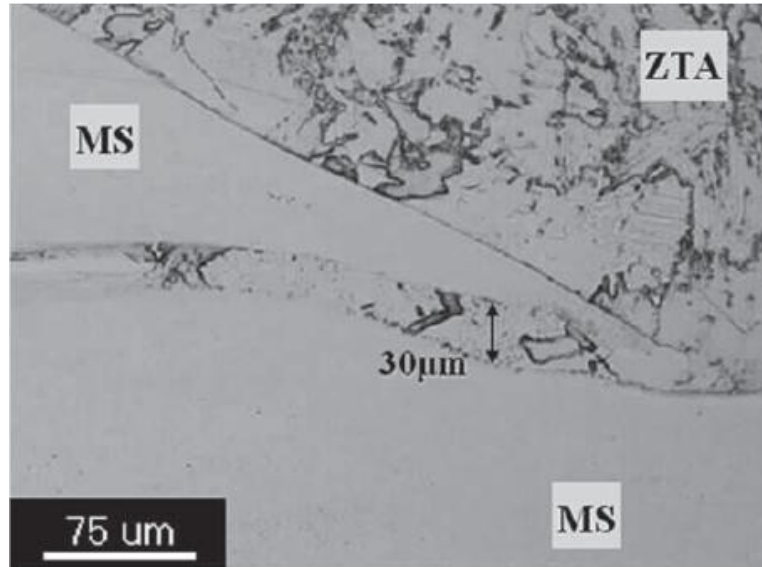


Figura 20: ZPD tipo baías ou península [25, 28].

Estruturas de “Ilhas” – regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas não podendo ser identificadas na interface do MA e MB de acordo com a figura 21.

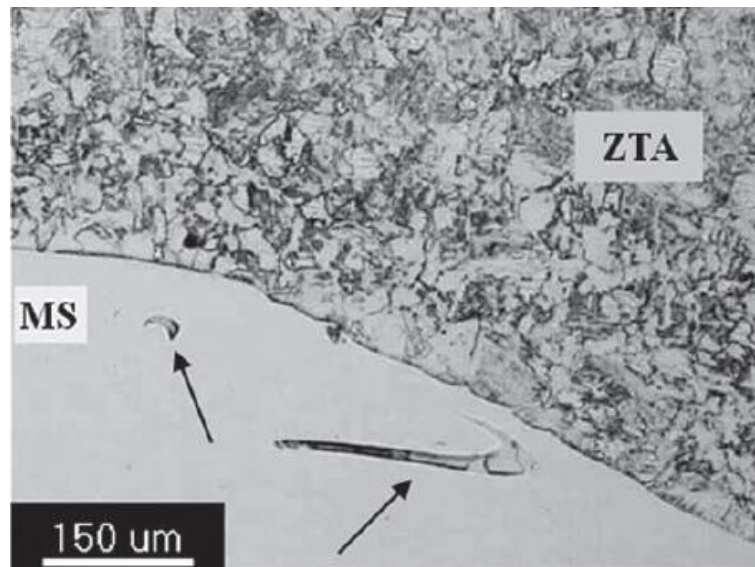


Figura 21: ZPD tipo ilha, MB em meio ao MA [25].

3.15. *Fragilização por Hidrogênio*

A fragilização por Hidrogênio também conhecida por trincas a frio pode ser originada na ZTA e na ZF (zona de Fusão). A fragilização por H₂ é

considerada como trinca a frio por ocorrer em baixas temperaturas (200 °C até -100 °C).

O processo de fragilização ocorre pela presença de elementos residuais que ocupam posição intersticial, tais como, carbono, nitrogênio, hidrogênio, oxigênio e boro. Os elementos residuais usualmente estão presentes na matriz do aço e podem se precipitar em diversas áreas [6, 17, 23, 28, 34].

O hidrogênio está dissociado de outros elementos e esta na forma H^+ . A difusão do Hidrogênio ocorre na rede cristalográfica dos aços por meio do íon químico H^+ . O H^+ ocupa posição intersticial localizado preferencialmente em regiões com elevada concentração de tensões [6, 17, 23, 28, 34].

As estruturas soldadas são susceptíveis a trinca por Hidrogênio, sendo uma consequência da combinação de outros fatores inerentes ao processo de soldagem, que envolvem: alta concentração de Hidrogênio, elevada tensão residual e formações de estruturas susceptíveis como a fase martensítica. As tensões são induzidas durante o resfriamento do processo de solidificação e resfriamento da junta soldada. No processo de resfriamento podem ser produzidas tensões residuais internas próximas ao limite de ruptura do metal soldado [6, 17, 23, 28, 34].

Alta concentração de Hidrogênio presente na junta soldada é proveniente da absorção do H^+ , pelo metal líquido da solda seguido de uma redistribuição durante o processo de resfriamento. Na figura 22 é representada a redistribuição do Hidrogênio no metal de solda e na ZTA, onde T_F e T_B representam a temperatura da austenita (ferrita+perlita) e austenita/martensita respectivamente em relação à temperatura de transformação. Com o resfriamento do metal de solda, a transformação da austenita em ferrita ocorre à rejeição do Hidrogênio na estrutura devido à diferença de solubilidade [6, 17, 23, 28, 34].

Materiais com baixos valores de tenacidade e altos valores de dureza são mais susceptíveis a trinca por Hidrogênio, pois a concentração deste elemento ocorre nas zonas frágeis da microestrutura da ZTA.

O resultado da concentração de Hidrogênio em zonas frágeis combinadas com altas tensões residuais provoca a falha por hidrogênio na ZTA conforme figura 23 a) e b) [6, 17, 23, 28, 34].

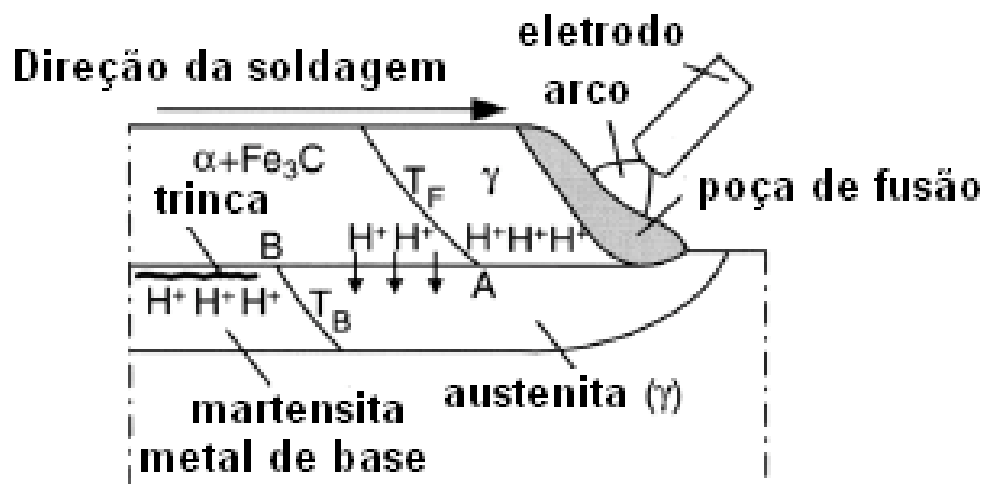


Figura 22: Difusão do Hidrogênio da solda para a ZTA [23].

Na figura 23 (a) está sendo observado o tipo de fratura por Hidrogênio denominada de “*trinca sob cordão*”, onde a trinca é perpendicular a poça de fusão e através da ZTA. Outras formas de trincas por Hidrogênio na ZTA podem ser observadas em outros processos, quando concentração de tensões residuais é elevada nas regiões tais como “*pé do cordão (toe crack)*”, onde a trinca se inicia na superfície do metal de solda e do metal de base e na “*raiz do cordão*” onde a intersecção do fundo do metal fundido e o metal de base, conforme figura 23 (b) [6, 17, 23, 28, 34].

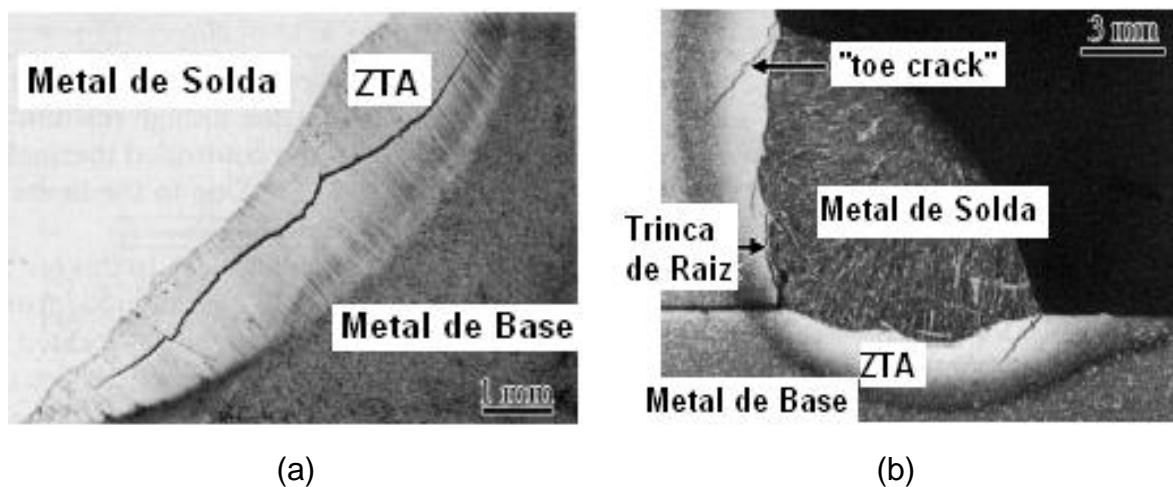


Figura 23: Trincas ocorreram na ZTA, a) Trinca ocorrida na direção perpendicular ao metal de adição e b) Trinca ocorrida no topo do cordão e no fundo do cordão entre o metal de adição [23].

3.16. Fragilização por H₂S

Em soldagem de materiais dissimilares e deve-se observar quando há limitação de dureza e o meio. Os ambientes que contenham H₂S podem provocar o risco de corrosão sob tensão (SSCC – “Sulfide Stress Corrosion Cracking”) [20, 35]. O valor de dureza máxima permissível é de 250HV conforme NACE MR0175.

Algumas falhas ocorridas em meios onde H₂S está presente, a dureza do conjunto soldado apresenta valores de dureza próximo de 435 HV e presença de martensita, tornando a solda susceptível a corrosão sob tensão, vide figura 24.

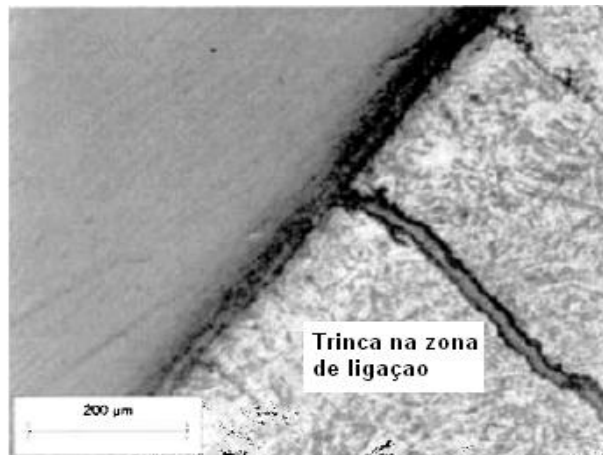


Figura 24: Região apresentando trinca devido a presença de H₂S [20, 35].

3.17. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões.

O tratamento térmico de alívio de tensões realizado pós soldagem é conhecido internacionalmente como PWHT (“Post Weld Heat Treatment”), deve ser realizado visando:

- Redução das tensões residuais;
- Amolecimento de regiões duras;
- Aumento da tenacidade no metal de solda e da ZTA;
- Redução da sensibilidade à falha da corrosão sob tensão (*Stress Corrosion Cracking*);

O tratamento de alívio de tensão (AT) deve ser realizado com base em requisitos de normas vigente da área, com base em considerações técnicas e a natureza da utilização. Os processos e os parâmetros de soldagem precisam ser avaliados com o intuito de evitar dureza inaceitáveis [19, 36], portanto é importante ser usado um procedimento previamente estudado [20].

A queda de tensão residual que é o primeiro objetivo do tratamento térmico do AT deve provocar uma diminuição desta tensão durante o aquecimento da amostra.

3.18. Critérios de Aceitação com base em normas do setor Petrolífero

As normas *NACE MR0175*, *ASME IX* e *API 6A* [5, 41, 37] usados na área de petróleo estabelecem vários critérios que devem ser atendidos para aprovação da junta soldada estudada.

Existe a exigência para juntas soldadas que descontinuidades tais como: poros, falta de fusão, trincas provenientes do processo de soldagem são inaceitáveis, por causa da aplicação final do componente em condições críticas de ciclagem pode provocar falhas.

Na soldagem de revestimento é utilizado o ensaio não destrutivo de líquido penetrante, após a usinagem de faceamento dos cordões de solda, nos quais os critérios de aceitação são: não apresentar descontinuidades lineares, indicações redondas maiores que 5 mm, quatro ou mais indicações em linha separadas por 0,4 mm, indicações relevantes na área de vedação, indicações maiores que 3 mm para soldagem com espessura maior que 16 mm e 5 mm para soldagem com espessura maior que 16 mm. Caso ocorra a presença de poros devem ser removidos completamente por esmerilhamento e em seguida deve ser reparado.

Após a remoção da descontinuidade, a região deve ser reparada localmente até as dimensões finais especificadas, contudo, o reparo não deve chegar ao metal de base. Caso a região o reparada entre em contato com o metal de base, esta região deve ser aliviada novamente, conforme requisitos da *NACE MR0175* [5].

Em relação às propriedades mecânicas exigidas para o procedimento de soldagem o valor mínimo aceitável de tensão de escoamento é de 586 MPa

(85 Ksi) e alongamento mínimo de 18%. Não há exigências para localização da fratura, pois, utilizou-se um processo de revestimento que não é exigido o ensaio de tração no MA.

O valor mínimo da tensão de escoamento deve ser atingido e não pode ser abaixo do mínimo especificado pela norma *API 6A* [37], ao se tratar dos materiais submetidos à soldagem. Em relação ao ensaio de impacto para equipamentos submarinos os valores médios mínimos devem ser de 20 J de energia absorvida conforme indicação da *API 6A* [37].

De acordo *NACE MR 0175 – 2003* [5] são estabelecidos vários critérios que devem ser satisfeitos para a aprovação da junta soldada. Na soldagem de revestimento é estabelecido que o valor máximo de dureza que pode ser alcançado é 22 HRc ou 250 HV10[38] na ZTA, caso o meio de utilização do componente soldado, contenha H₂S, gerando Hidrogênio e levando o componente ao seu rompimento final.

Controlar os níveis de dureza abaixo do especificado deve minimizar a possibilidade de ocorrer trincas a frio na ZTA. O controle deve ser feito por meio da taxa de resfriamento e depende da temperabilidade do material de base.

A taxa de resfriamento está relacionada às condições de soldagem, geometria da peça e tipo de junta. O nível de dureza está relacionado também com a espessura do metal de base, processo de soldagem e controle do processo.

Outro fator de relevante importância que afeta o nível de dureza é o carbono equivalente (CE), que está diretamente ligado ao teor de carbono e aos teores dos elementos de liga. Usualmente trincas na ZTA não ocorrem quando a dureza está abaixo de 350 HV para eletrodos com alto teor de H ou 400 HV para baixo teor. No entanto, quando há possibilidade de corrosão sob tensão a dureza não deve ultrapassar 350 HV [3, 20], sem o meio conter H₂S.

O cálculo do CE é realizado pela relação:

$$CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (8)$$

O carbono equivalente pode ser analisado conforme figura 25. Nesta figura os aços são classificados de acordo com a sua soldabilidade. Materiais que

se enquadram na região 1 não apresentam problemas relativos com soldabilidade. Os aços enquadrados na região 2 requerem mais atenção, pois pode estar sujeitos a trincas a frio e possuem moderada soldabilidade. Deve ser adotado um controle para determinar a velocidade de resfriamento evitando assim possíveis transformações de fases indesejáveis. Aços localizados na região 3 possuem alta temperabilidade e são passíveis de trincas a frio em consequência do alto teor de elementos de liga causando fragilização da ZL [3, 39].

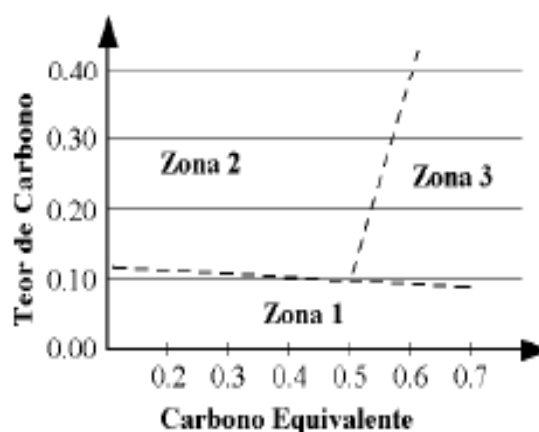


Figura 25: Diagrama de Graville adotado pela AWS para avaliar a possibilidade de trincamento a frio[18]

O cálculo realizado pela equação (8) para o AISI 8630 modificado verifica-se que este aço encontra-se na zona 2 de CE, conforme sua composição química.

Não são considerados desvios dimensionais, tais como, empenamento e distorções neste tipo de soldagem por se tratar de um processo de revestimento. Na soldagem por revestimento não é realizada análise dimensional pois as camadas internas são usinadas para propiciar uma melhor fluidez do fluido no interior da tubulação ou do componente.

4.0. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Materiais

O material de base utilizado neste desenvolvimento foi o AISI 8630 modificado temperado a 880 °C e revenido a uma temperatura de 660 °C durante 6 horas (360 minutos). O material de adição usado como revestimento foi a liga de Ni625, comercialmente denominado de inconel 625®. Na tabela 4 são apresentadas às composições químicas, em peso, dos materiais utilizados, AISI 8630 modificado e liga de níquel 625 obtidas a partir da análise por fluorescência de raios X.

Tabela 4: Composição química do AISI 8630 modificado.(% em peso) e do inconel 625®

Comp. Quím	%C	%Mn	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%P	%S	%V	%Fe	%Cu	%Nb	%Ti
AISI 8630 mod.	0,30	0,89	0,23	0,85	0,95	0,43	0,01	0,01	0,01	bal.	0,09	0,04	–
Níquel 625	0,10	0,45	0,43	bal.	21,5	9,10	0,01	0,01	–	–	–	3,62	4,90

4.2. Preparação da Amostra

A amostra do AISI 8630 modificado utilizada neste trabalho apresentava a geometria na forma anel, com dimensões aproximadas de 435 mm de diâmetro externo x 279,4 mm de diâmetro interno x 152,4 mm de comprimento

(altura). Na figura 26 é apresentada uma representação em desenho com as dimensões da amostra.

A peça a ser soldada foi usinada no diâmetro interno usando apenas um passe, na dimensão de aproximadamente, 3 mm para a remoção de óxidos superficiais e acerto dimensional da superfície. O detalhe da usinagem interna realizada na amostra encontra-se representado na figura 27.

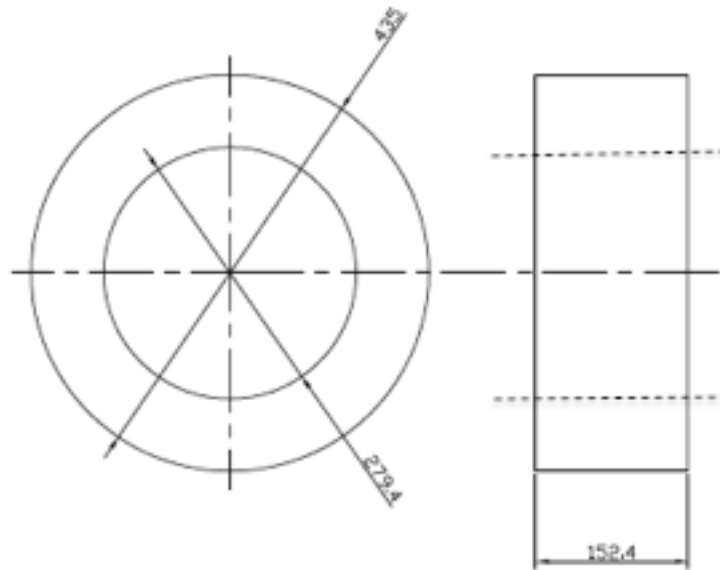


Figura 26: Representação das dimensões da peça a ser revestida (cotas em mm).



(a)

(b)

Figura 27: (a) peça usinada e (b) detalhe interno da região da peça usinada visando remoção de camada oxidada para realização de soldagem e preparação da superfície.

4.3. Montagem e Pré-aquecimento

Na figura 28 são mostrados detalhes da montagem e fixação da amostra no equipamento, antes de iniciar o processo de soldagem por revestimento.



Figura 28: Detalhe da montagem da amostra no dispositivo para execução da soldagem TIG.

Após a montagem da peça no dispositivo, para a execução da soldagem foi realizado um pré-aquecimento, usando uma chama oxi-acetilênica para reduzir a possibilidade e formação de trincas na peça, durante a deposição do revestimento. A temperatura de pré-aquecimento foi controlada por meio de pincel térmico de 300 °C. Na figura 29 é observada uma imagem da execução do pré-aquecimento realizado na superfície externa com tempo suficiente para equalização da temperatura na superfície interna.

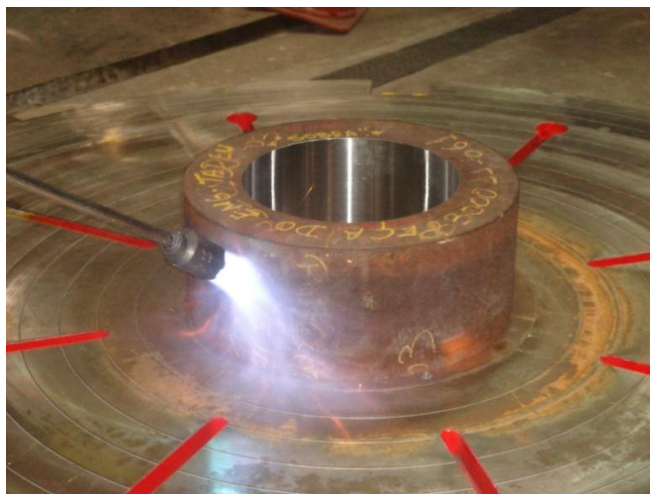


Figura 29: Imagem da peça submetida ao tratamento térmico de pré-aquecimento.

4.4. Parâmetros de Soldagem

Empregou-se um equipamento automático de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) com corrente alternada, para aquecimento do material de adição (Hot Wire). Utilizou-se o equipamento fabricado pela A&N Plant modelo PA 8000 TIG no ano 1995. A soldagem de revestimento realizada neste trabalho foi utilizando corrente pulsada. Os valores da intensidade de corrente de pico e de base foram respectivamente de 248 e 188 A e com tempo de pulso de 200ms. A tensão utilizada foi de 12 a 14 V com uma velocidade de alimentação do arame níquel 625 de 5,92 – 8,05 mm/segundo (14.0 – 19 polegadas/minutos).

O eletrodo utilizado foi de tungstênio EWTh-2 e diâmetro de 3,2 mm. A atmosfera de proteção empregada foi de argônio com vazão de 14.1 L/minutos. A velocidade de soldagem empregada foi de 45,1 cm/min. Os parâmetros selecionados para esta soldagem foi baseado em procedimento previamente qualificado (EPS), conforme requisitos estabelecidos na *NACE MR0175*, *ASME IX* e *API 6A* [5, 41, 37].

Neste trabalho optou-se por utilizar a soldagem com corrente pulsada em consequência da capacidade de se obter profundidades de penetração adequadas combinada com baixo valor de calor imposto. O processo de corrente

contínua reversa não é o mais indicado pois o arco torna-se mais instável dificultando a deposição do material de forma mais uniforme com menor diluição.

4.5. Execução de Soldagem

O revestimento foi aplicado na parte interna do anel, utilizando o cabeçote de soldagem rotativo, enquanto a peça estava fixada em uma base rotativa. Portanto, o cabeçote girava em relação ao anel durante a soldagem conforme ilustração observada na figura 30 (a). A alimentação do material de adição foi realizada de forma automática, conforme sistema indicado na figura 30 (b).

Usualmente no processo de revestimento por meio de soldagem utiliza-se camadas com espessura de aproximadamente 3 camadas depositadas. Entretanto, neste trabalho optou-se em realizar uma deposição de 20 camadas depositadas com o intuito de facilitar a remoção dos corpos de provas para o ensaio de impacto.

No processo de revestimento foi empregada uma taxa de deposição e o calor imposto de pequena intensidade no metal de base, para diminuir a possibilidade de modificação das características do material de base.

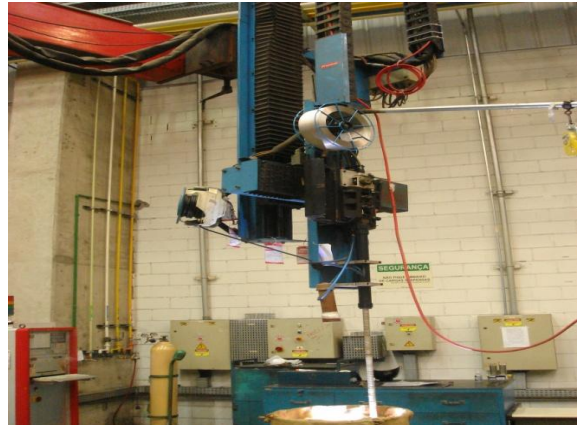
O calor imposto é definido pela relação (9), onde: η (rendimento térmico da soldagem), V (tensão em volts), I (corrente em Ampère), v (velocidade de soldagem em mm/s) e H (calor imposto em Joule/mm)

$$H = \frac{(V \times I)}{v} \times \eta \quad (9)$$

A soldagem por revestimento foi realizada em passes múltiplos, perfazendo um total de 20 passes. No entanto, após a décima camada de soldagem, a peça foi usinada visando nivelar esta camada.



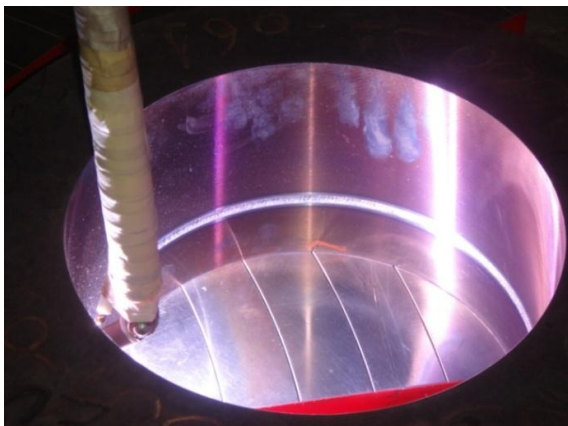
(a)



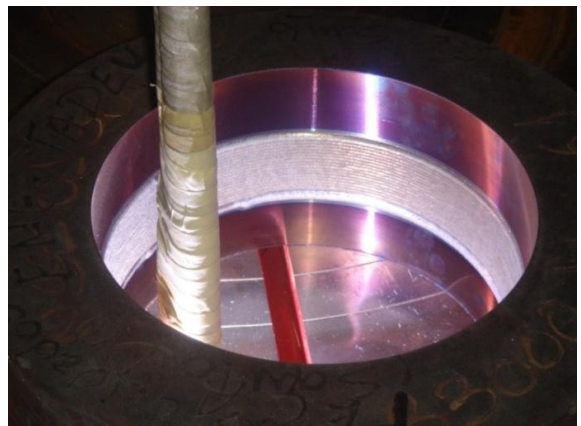
(b)

Figura 30: Montagem da peça no equipamento de soldagem - (a) Imagem da base giratória onde a peça está sendo soldada e (b) Imagem do mecanismo automático de alimentação do arame (material de adição)

Após o pré-aquecimento da peça iniciou-se o processo de deposição do níquel 625, conforme parâmetros de soldagem definidos em especificação do processo de soldagem (EPS) mencionados anteriormente. Nas figuras 31 (a) e 31 (b) observam-se imagens da execução da soldagem por revestimento da amostra.



(a)



(b)

Figura 31: Imagens da realização da soldagem (a) Momento de abertura do arco e (b) detalhe da primeira camada e início da segunda camada.

A deposição foi finalizada após a execução da vigésima camada. No entanto, após a décima camada de soldagem, a peça teve que voltar para o processo de usinagem, visando nivelar esta última camada depositada. Essa

nova etapa do processo foi inserida com o intuito de eliminar possíveis defeitos gerados por imperfeições entre as camadas depositadas, conforme indicado na figura 32.

Após a usinagem foi realizado o ensaio de líquido penetrante com o intuito de verificar possíveis discontinuidades na região usinada.

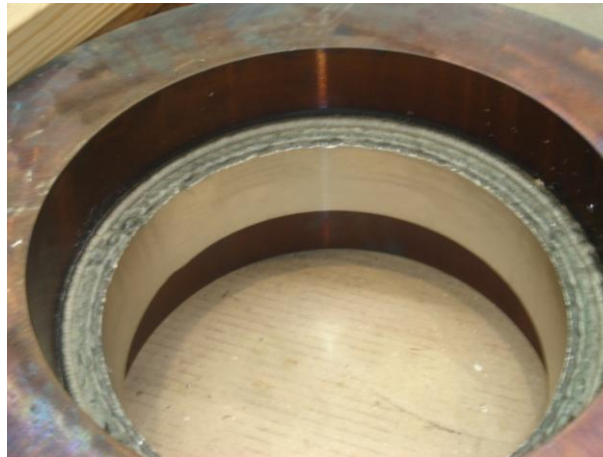


Figura 32: Detalhe da usinagem realizada para nivelar a 10ª camada depositada.

4.6. Corte e Tratamento Térmico de Alívio de tensões

Após a realização da soldagem a peça foi enviada ao laboratório para o corte do anel e posterior tratamento térmico de alívio de tensões. O anel foi seccionado em cinco partes visando a realização dos tratamentos térmicos de alívio de tensões, para posterior caracterização mecânica e avaliação da microestrutura.

Na figura 33 é observada em detalhe respectivamente as amostras seccionadas 1A, 1B, 2, 3 e 4 antes do alívio de tensões.



Figura 33: Representação da amostra seccionada em cinco partes respectivamente denominadas por 1A, 1B, 2, 3 e 4

Na figura 34 (a), (b), (c) e (d) são observadas as amostras seccionadas e marcadas seguindo a notação: 1A, 1B, 2, 3 e 4, que foram submetidas aos tratamentos térmicos de alívio de tensões realizados nas seguintes condições:

- Amostra 1A – Tratado termicamente para alívio de tensões a uma temperatura de 620 °C durante 270 minutos
- Amostra 1B – Como soldado.
- Amostra 2 – Tratado termicamente para alívio de tensões a uma temperatura de 640 °C durante 270 minutos.
- Amostra 3 – Tratado termicamente para alívio de tensões a uma temperatura de 660 °C durante 270 minutos.
- Amostra 4 – Tratado termicamente para alívio de tensões a uma temperatura de 680 °C durante 270 minutos.



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 34: Detalhes da amostra seccionada (a) amostra 1a, (b) amostra 2, (c) amostra 3 e (d) amostra 4.

A seleção de temperatura foi realizada de acordo com critérios da *NACE MR 0175* na qual é especificada a temperatura mínima para tratamento térmico de AT de 620 °C.

Portanto, as amostras seccionadas foram submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões. A taxa de aquecimento foi livre até 300 °C e 150 °C/h acima de 300 °C. O resfriamento foi realizado dentro do forno com uma taxa de resfriamento por hora de 150 °C até 300 °C e livre abaixo de 300 °C.

Na figura 35 verifica-se a amostra no interior do forno utilizado para o tratamento térmico de AT.

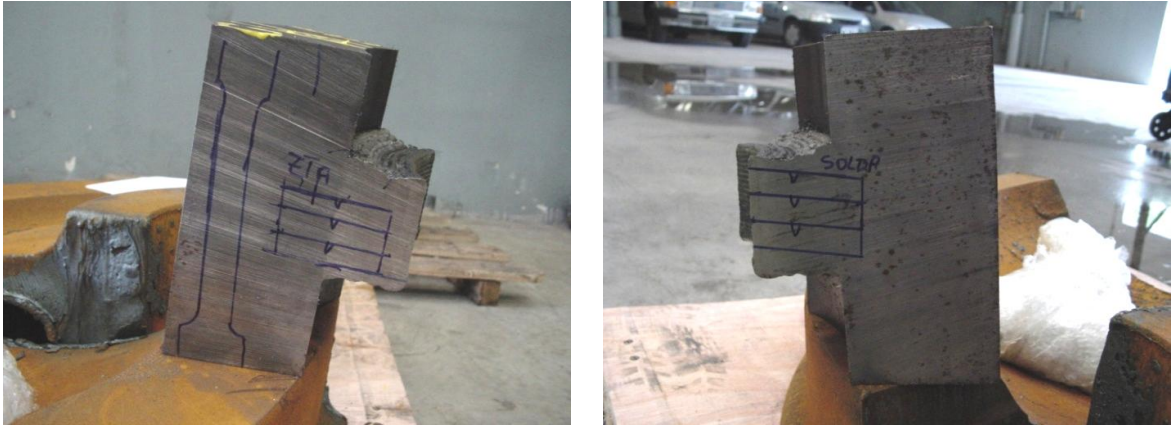


Figura 35: Imagem da montagem das peças para o tratamento térmico de alívio de tensões com indicação do termopar de contato.

4.7. Retirada de Amostras para Ensaios Mecânicos

Nas figuras 36 (a) e (b) estão indicadas as posições para retirada das amostras, para a realização dos ensaios mecânicos. Na figura 36 (a) estão indicados os locais para retirada de 3 amostras para ensaio de impacto da zona de ligação, adicionalmente foram retiradas 3 amostras para ensaio de impacto na ZTA e 3 amostras para ensaio de impacto da zona de fusão (MA). Ainda nesta figura observa-se o local para retirada da amostra de ensaio de tração no metal de base. Na figura 36 (b) observa-se os locais para retirada de amostras para impacto da ZF. Todos os ensaios devem respeitar as condições exigidas pela *ASTM A370* [40].

Os testes foram realizados na temperatura de -18°C , conforme requisito de norma API 6A e os ensaios de tração foram realizados em temperatura ambiente.



(a)

(b)

Figura 36: (a) Região de remoção das amostras de Tração e impacto na zona de ligação e (b) Região de retirada das amostras do ensaio de impacto no material de adição.

Na figura 37 estão indicadas as regiões onde devem ser realizados os ensaios de dureza e tração no material de base (imagem retangular no canto superior da amostra).



Figura 37: Vista superior de anel 1B. Região de retirada das medições de Dureza e Tração. A região de sobra foi usada para análise microestrutural.

Após a retirada de material foram usinadas as amostras padronizadas para os ensaios de tração e impacto de acordo com os requisitos da *ASTM A370*

[40]. Nas figuras 38 (a) e 38 (b) observam-se as imagens das amostras relativas aos ensaios de tração e impacto.

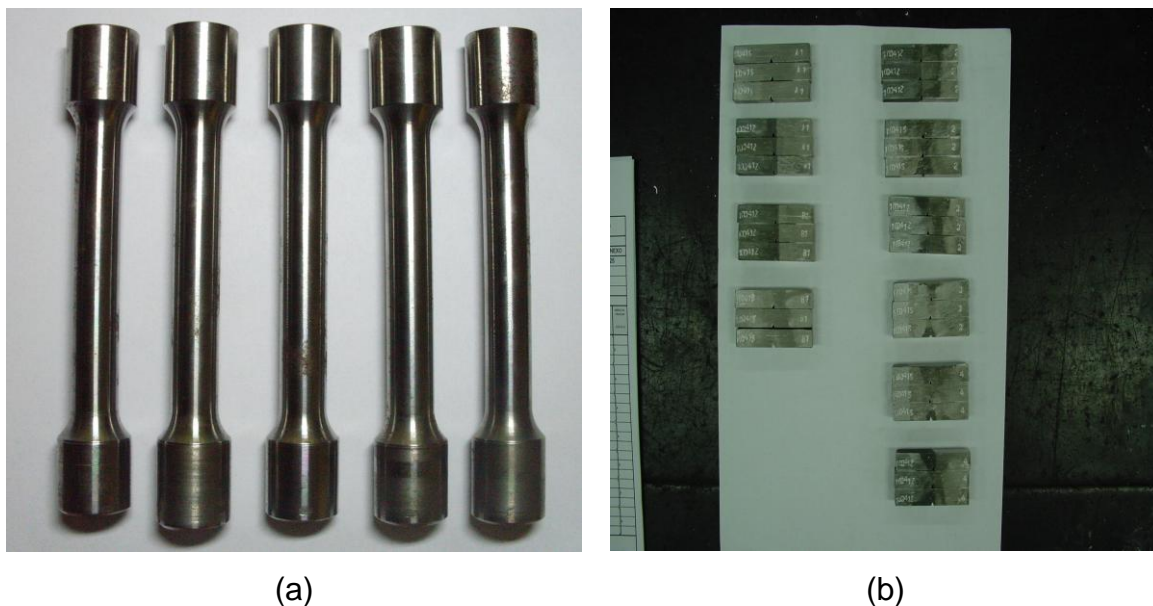


Figura 38: Amostras dos ensaios (a) de tração e (b) impacto conforme ASTM A370 [40].

A região de medição de dureza deve atender aos requisitos técnicos especificados, conforme norma *NACE MR0175* [5], especificado na figura 39. De acordo com a *NACE MR0175* [5] devem ser realizadas 12 medições de dureza nas amostras. São medidos 3 pontos no MB, 3 pontos na ZTA, 3 pontos na primeira camada de revestimento e 3 pontos na segunda camada de revestimento. O afastamento horizontal entre os pontos de dureza é de aproximadamente de 13 mm. No entanto, a distância entre a ZTA e a primeira camada de revestimento deve ser de aproximadamente de 2 mm para se realizar as medições de dureza na ZTA [5].

Utilizou-se a carga de 10 kg (HV10) para a realização do ensaio conforme, posições indicadas e Rockwell C em caso de não aprovação pela dureza Vickers.

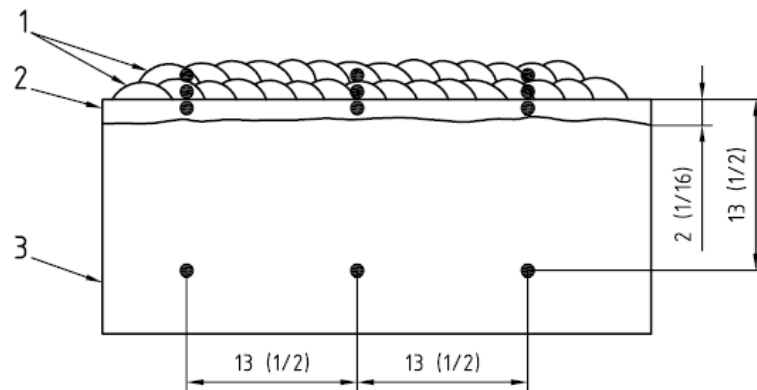


Figura 39: Localização das medições de Dureza[5].

4.8. Caracterização Microestrutural

Foram obtidas amostras das diversas regiões de soldagem e preparadas por técnicas metalográficas (embutidas em baquelites, lixadas e polidas). Após a preparação as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução de nital 3% (em peso). Na região do inonel 625 foi usado ataque eletroquímico com solução 50% HNO₃ e 50% H₂O. Ao se utilizar um ataque eletroquímico para revelar a microestrutura do inonel 625, não avaliou-se a existência de pilha galvânica entre o MB/MA. Neste processo de ataque eletroquímico o MB foi super atacado em consequência do par galvânico gerado entre o MA/MB.

As amostras foram submetidas a uma análise metalográfica por meio de um microscópio óptico Olympus BX 60M utilizando aumento variando de 50 a 1000x.

Utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura (MEV) (Philips XL30) com EDS acoplado para análise da microestrutura, região da fratura e análise da distribuição dos elementos químicos.

5.0. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Inspeção Visual e Análise por Líquido Penetrante

Após a execução do décimo e vigésimo passe (último passe) foram realizados os ensaios de inspeção visual e por líquido penetrante com o intuito, de verificar a existência de defeitos superficiais. Não foram constadas imperfeições, tais como, porosidades, mordeduras, inclusões, falta de fusão nos cordões de soldas realizados e distorções no MB, que poderiam comprometer o componente soldado.

Portanto, a região da superfície depositada de inconel 625 foi aprovada com base em requisitos estabelecidos para ensaios não destrutivos da API 6A.

A utilização de parâmetros definidos em EPS e a taxa de deposição constante de 1,4 kg/h em todas as camadas depositadas auxiliaram na realização de soldagem sem descontinuidade. Valores de taxa de deposição diferentes poderiam gerar descontinuidades, em consequência do fluxo incorreto do metal líquido ocasionando falha no preenchimento e desequilíbrio da taxa de deposição em relação aos parâmetros de soldagem. A taxa de deposição usada está dentro dos valores usados no processo GTAW. Taxas de deposições superiores, caso sejam empregadas devem ser utilizadas com o processo MIG/MAG (MIG – Metal Inert Gas / MAG – Metal Active Gas).

5.2. Ensaios Mecânicos

5.2.1. Ensaios de Tração

Nas normas API 6A [37] e ASME IX [41] é recomendado a utilização de uma amostra para o ensaio de tração. No entanto, neste estudo para que

houvesse valores mais reais e de maior confiabilidade nos ensaios de tração foram preparados em dois conjuntos de amostras do aço AISI 8630 modificado submetido ao tratamento térmico de alívio de tensões.

Na tabela 5 são apresentados os resultados obtidos no ensaio de tração. Observa-se que a variação de temperatura dos vários ciclos de tratamento térmico de alívio de tensões não provocou decréscimo significativo nas propriedades mecânicas de tração do material de base.

As propriedades obtidas no ensaio de tração, tais como, limite de ruptura, limite de escoamento e alongamento permaneceram no intervalo de aceitação da matéria prima. Portanto os valores obtidos foram superiores à: 586 MPa para limite de escoamento, 724 MPa para limite de ruptura e 18% de alongamento mínimo, nestas condições estão sendo atendidos os requisitos estabelecidos de projeto para o MB (aço AISI 8630 modificado).

Tabela 5: Resultados obtidos nos ensaios de tração no material de base em relação ao tratamento térmico de alívio de tensões.

Amostra	Área do CP [mm ²]	Limite de Resistência	Limite de Escoamento	Alongamento	
		Tensão [MPa]	Tensão [MPa]	L ₀ [mm]	[%]
1A – TTAT à 620 °C	125,39 ± 0,09	767,5 ± 8,5	641,5 ± 7,5	50	26 ± 0,0
1B sem TT	125,59 ± 0,29	757,5 ± 0,5	632,0 ± 7,0	50	26 ± 0,5
2 – TTAT à 640 °C	125,19 ± 0,30	757,5 ± 9,5	620,0 ± 13,0	50	25 ± 0,5
3 – TTAT à 660 °C	125,69 ± 0,39	770,5 ± 1,5	650,0 ± 3,0	50	25 ± 0,5
4 – TTAT à 680 °C	125,69 ± 0,39	757,0 ± 1,0	627,0 ± 0,5	50	25 ± 1,0

Na figura 40 é observada a variação da tensão de escoamento em relação à temperatura de alívio de TTAT. Observa-se que a variação da tensão de escoamento não seguiu um comportamento linear com a temperatura. O maior valor da tensão de escoamento foi encontrado para a temperatura de 660 °C.

Existem dois fenômenos envolvidos que influenciam a obtenção da maior tensão de escoamento, após tratamento térmico de AT a 660 °C, a reversão da fase martensítica grosseira para martensita revenida e a precipitação de segunda fase. A precipitação de segunda fase indica um efeito preponderante no aumento da tensão de escoamento ocorrido a 660 °C.

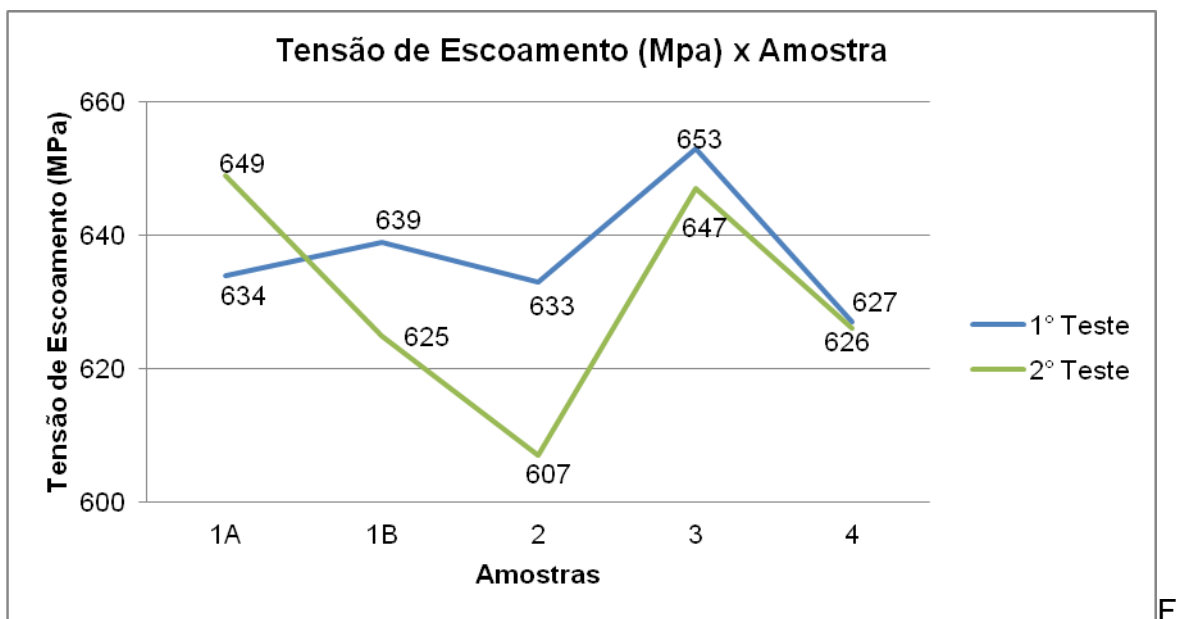


Figura 40: Valor da tensão de escoamento obtido a partir do ensaio de tração para dois conjuntos soldados, em relação a temperatura de alívio de tensão.

Os valores obtidos para a amostra 1B são os valores que representam a condição original do MB para a condição de temperado e revenido. Observa-se na amostra 3 (TTAT à 660 °C) apresentou um aumento na tensão de escoamento e na tensão de ruptura, indicando que houve um aumento na precipitação de carbonetos que favoreceram o aumento do limite de resistência.

No entanto, na amostra 4 (TTAT à 680 °C) observa-se que há uma redução na tensão de escoamento apontando que os precipitados formados estão perdendo coerência com a matriz, em consequência do e tratamento térmico de alívio de tensões ter sido realizado acima da temperatura de revenimento indicando um novo tratamento no MB.

A partir dos resultados mencionados na tabela 5 e figura 40 verifica-se que, o aço AISI 8630 modificado apresentou propriedades mecânicas superiores

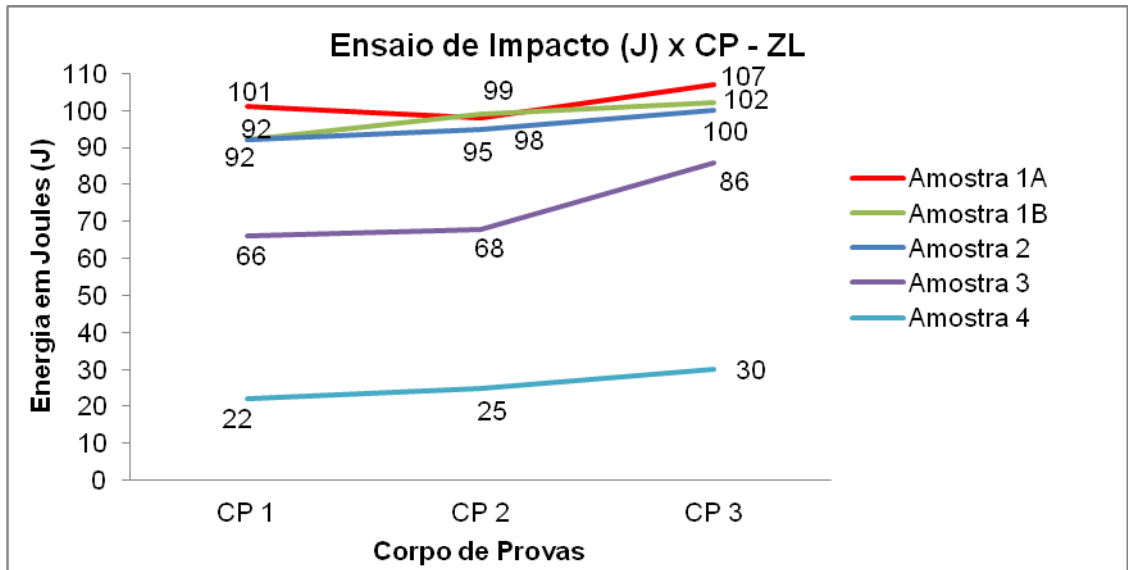
em relação ao AISI 8630 comercial conforme pode ser observado na tabela 3, em especial, pela maior quantidade de elementos de liga (Ni, Cr e Mo), após a realização dos ciclos térmicos de alívio de tensões. Portanto, atende os requisitos de projeto, quanto ao limite de resistência e escoamento, além do alongamento.

5.2.2. Ensaios de Impacto

Os resultados do ensaio de impacto de três amostras analisadas, por condição de tratamento térmico bem como a média dos resultados estão apresentados na tabela 6 e figura 41. As fraturas de todas as amostras ocorreram na zona de ligação

Tabela 6: Resultados do Ensaio de Impacto da Zona de Ligação

Amostra	Temperatura do ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida [Joule]			
			CP 01	CP 02	CP 03	Média
	-18	Linha de fusão	CP 01	CP 02	CP 03	Média
1A (TTAT a 620 °C)		Linha de fusão	101	98	107	102 ± 4
1B (sem TTAT)		Linha de fusão	92	99	102	98 ± 5
2 (TTAT a 640 °C)		Linha de fusão	92	95	100	96 ± 4
3 (TTAT a 660 °C)		Linha de fusão	66	68	86	73 ± 11
4 (TTAT a 680 °C)		Linha de fusão	22	25	30	26 ± 4



Fig

ura 41: Valores do ensaio de impacto a -18°C na zona de ligação

Os valores de resistência ao impacto alcançados nas amostras 1A, 1B, 2 e 3 na temperatura de -18°C apresentaram resultados acima do especificado na norma *API 6A*. No entanto, na amostra 4 ocorreu uma redução significativa da resistência ao impacto, contudo os valores encontrados ainda satisfazem os requisitos estabelecidos na norma *API 6A* que estabelece o valor mínimo de 20 J. Portanto, todos os ciclos térmicos empregados apresentaram resultados satisfatórios que permitiram a aprovação da resistência ao impacto.

Observa-se uma tendência de redução da resistência ao impacto a medida que a temperatura de alívio de tensão aumenta. Na comparação dos resultados da amostra 4, com as amostras de temperaturas inferiores, pode-se afirmar que houve condições suficientes para ocorrer aumento do tamanho de precipitados e a precipitação de fases frágeis, em maior quantidade na zona de ligação. Assim, reduzindo a resistência ao impacto no tratamento térmico do AT realizado na temperatura de 680°C .

Na tabela 7 e figura 42 estão apresentados os resultados do ensaio de impacto na zona termicamente afetada (ZTA). Os valores de resistência ao impacto alcançados nas amostras 1A, 1B, 2 e 3 na temperatura de -18°C apresentaram valores acima do especificado na norma *API 6A*. Na amostra 4, verificou-se uma redução significativa da resistência ao impacto, contudo, os valores encontrados satisfazem à norma *API 6A*, indicando que todos os ciclos térmicos foram satisfatórios para o ensaio de impacto.

Observa-se uma tendência de redução da resistência ao impacto à medida que a temperatura de alívio de tensões aumenta. Na comparação da amostra 4 com as outras amostras existe a possibilidade de ocorrer precipitação de fases frágeis, em maior quantidade na zona termicamente afetada, em consequência, da maior temperatura de alívio de tensão. Deve-se mencionar que a norma API 6A aceita um valor médio de 20 J para a resistência ao impacto.

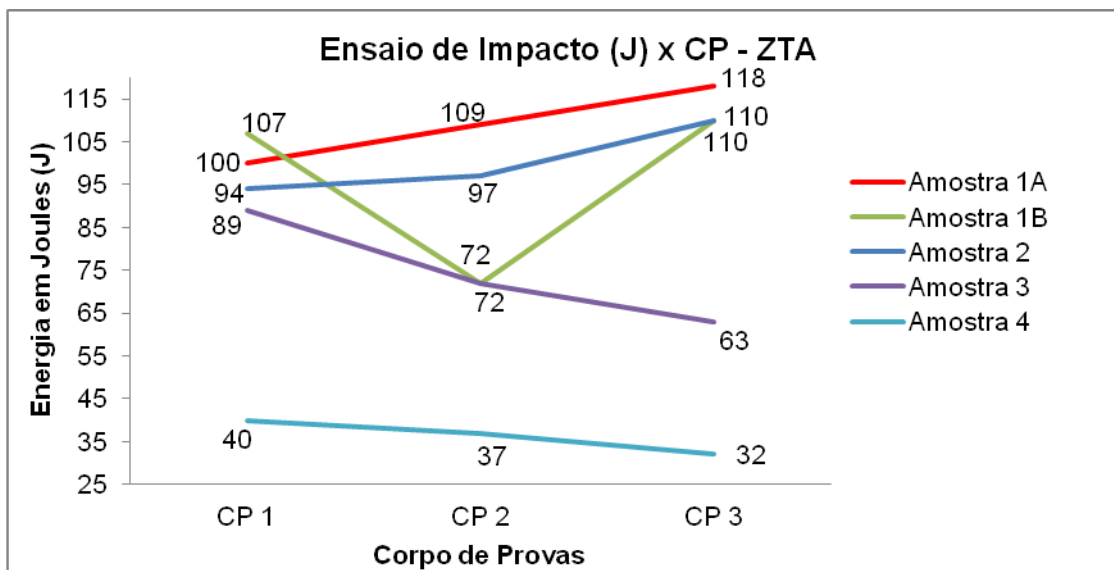
Tabela 7: Resultados do Ensaio de Impacto na Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Amostra	Temperatura do ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida [Joule]			
			CP 01	CP 02	CP 03	Média
	-18	ZTA	CP 01	CP 02	CP 03	Média
1A		ZTA	100	109	118	109 ± 9
1B		ZTA	107	72	110	96 ± 21
2		ZTA	94	97	110	100 ± 8
3		ZTA	89	72	63	75 ± 13
4		ZTA	40	37	32	36 ± 4

A queda da resistência ao impacto pode ser atribuída a alterações microestruturais na ZTA. Dois fenômenos devem ser observados. O primeiro é a reversão da fase martensítica grosseira para a martensita refinada, que pode aumentar a resistência ao impacto.

O segundo é a formação de fase frágeis que podem ter ocorrido nesta região em razão do tratamento térmico.

A partir do resultado obtido pode-se supor que a precipitação de partículas de segunda fase e o crescimento do tamanho dos precipitados são mais efetivos para provocar redução a resistência ao impacto.



Fig

ura 42: Valores obtidos em corpos de provas retirados na zona afetada termicamente.

Na tabela 8 e figura 43 estão mostrados os valores do ensaio realizado na liga de níquel 625 (metal adição). Observa-se um decréscimo no valor do impacto a medida que aumenta a temperatura de alívio de tensões.

Contudo os valores obtidos não ocasionam a reprovação do procedimento empregado, pois foram superiores a 20 J.

Deve ser mencionado que na norma *NACE MR0175* é considerado em processos de “*cladding*” não é necessário a realização do ensaio de impacto, uma vez que, o revestimento não possui a função estrutural.

Os valores apresentados neste ensaio indicam que o revestimento depositado por soldagem possui tenacidade adequada para sua utilização no segmento de óleo de gás.

Tabela 8: Resultados do Ensaio de Impacto no Material de Adição (MA)

Amostra	Temperatura do Ensaio [°C]	Localização	Energia absorvida [Joule]			
			CP 01	CP 02	CP 03	Média
	-18	MA				
1A		MA	246	270	256	257 ± 12
1B		MA	240	246	229	238 ± 8
2		MA	215	238	236	230 ± 12
3		MA	206	205	200	204 ± 3
4		MA	197	184	176	186 ± 10

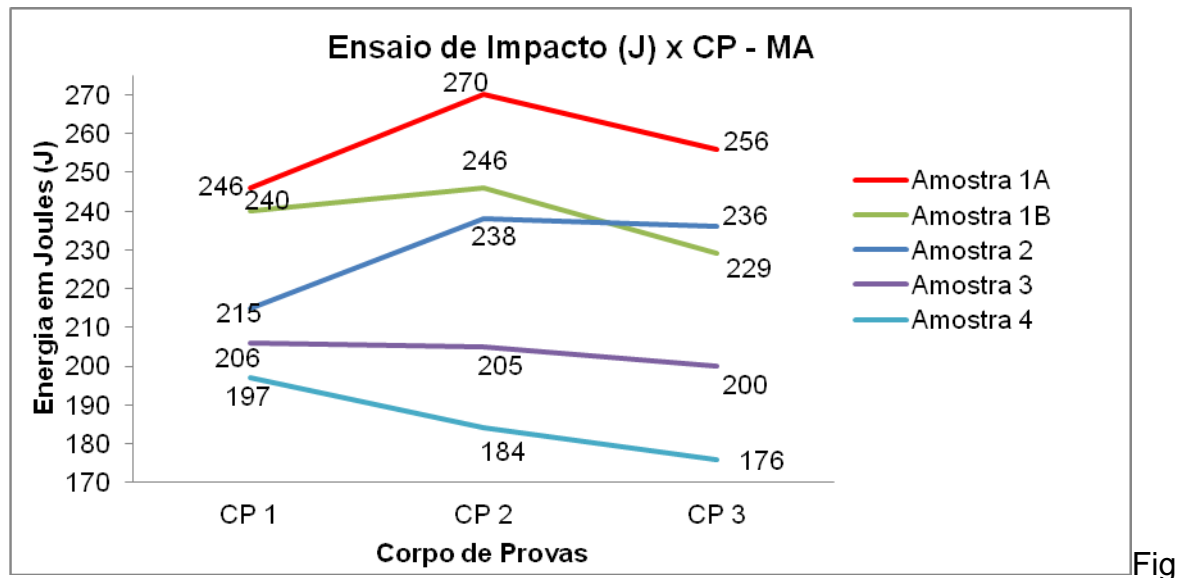


Figura 43: Variação dos valores do ensaio de impacto das amostras retirados no metal de adição (liga de níquel).

Observa-se que todos os valores obtidos no ensaio de impacto, apresentaram perda significativa da tenacidade com o aumento da temperatura, independentemente da região ensaiada.

A diminuição dos valores está relacionada com a possibilidade de formação e crescimento da interface em todas as regiões da junta soldada.

5.3. Ensaio de Dureza

No caso de revestimento de componentes, a norma API 6A faz referência à norma NACE MR0175, que indica a realização de ensaio de dureza para avaliação da fragilização pelo Hidrogênio e H₂S. Medidas de dureza foram realizadas conforme indicação da NACE MR0175, vide figura 39, e os resultados estão apresentados na tabela 9. Na tabela 9, após a análise do resultado de microdureza verifica-se que os valores obtidos na ZTA estão acima da faixa especificada pela NACE MR0175. Na norma NACE MR0175 é recomendado que os valores de microdureza Vickers na ZTA devem ser menores ou iguais a 250 HV.

Os resultados de microdureza Vickers no MB, fora da ZTA apresentaram valores inferiores a 250 HV em todas as condições de tratamento térmico de alívio de tensões.

Nas regiões da ZTA do AISI 8630 modificado, em todas as condições de tratamento térmico apresentaram valores de microdureza Vickers maior que 250 HV₁₀, portanto, não estão aprovadas conforme NACE MR0175.

Os valores de microdureza do metal de solda (ZF) também estão acima de 250 HV. No entanto, conforme mencionado o revestimento não possui função estrutural, portanto pode atingir valores maiores que 250 HV.

Os valores de microdureza Vickers da ZTA do MB (AISI 8630 modificado) sem AT foram superiores ao AISI 8630 modificado com AT, indicando que a ZTA deve ter sofrido transformações microestruturais ocasionadas pela soldagem de revestimento e também, pelo alívio de tensão. Portanto, como consequência de não atender os valores de microdureza Vickers HV₁₀ a proposição da norma NACE MR0175 prevista é a utilização de medidas de dureza Rockwell C.

Tabela 9: Resultados dos Ensaio de Dureza das amostras 1A, 1B, 2, 3 e 4.

Amostra	Região			
	Camada 1	Camada 2	ZTA	MB
1A	322 – 343 – 339 (334,66 ± 9,10)	290 – 288 – 291 (289,66 ± 1,24)	327 – 304 – 335 (322 ± 13,14)	240 – 249 – 245 (244,66 ± 3,68)
1B	273 – 288 – 265 (275,33 ± 9,53)	270 – 264 – 260 (264,66 ± 4,10)	340 – 372 – 372 (361,33 ± 15,08)	248 – 237 – 242 (242,33 ± 4,49)
2	298 – 333 – 280 (303,66 ± 22)	279 – 301 – 284 (291,33 ± 9,41)	318 – 315 – 312 (315 ± 2,44)	239 – 242 – 241 (240,66 ± 1,24)
3	297 – 304 – 319 (306,66 ± 9,17)	290 – 287 – 292 (289,66 ± 2,05)	291 – 281 – 304 (292 ± 9,41)	250 – 244 – 250 (248 ± 2,82)
4	293 – 305 – 312 (303,33 ± 7,84)	300 – 300 – 289 (296,33 ± 5,18)	270 – 263 – 284 (272 ± 8,73)	242 – 242 – 238 (240,66 ± 1,88)

A partir das informações contidas na tabela 9 foram realizadas novas medições de dureza, Rockwell C. Os valores encontrados estão mostrados na tabela 10.

Tabela 10: Valores de dureza utilizando escala Rockwell C.

Amostra	Dureza – ZTA	Metal de Base
1A	30 ± 1	21 ± 1
1B	34 ± 2	22 ± 2
2	28 ± 1	22 ± 1
3	23 ± 1	21 ± 1
4	22 ± 1	20 ± 1

De acordo com o valores obtidos na tabela 10 apenas as amostras 3 e 4 poderiam estar aprovadas. Na amostra 3 o valor de dureza alcançado em média supera o valor de 22 HRc, que é estabelecido pela NACE MR0175, apesar do item 7.3.3.1 considerar um valor individual de 24 HRc. Como o valor obtido médio supera o máximo estabelecido por esta norma, novas medições devem ser realizadas utilizando outros métodos como método 70HR 15N [5, 42], para futura aprovação desta junta

Nas condições deste trabalho apenas a amostra 4 está aprovada uma vez que, o valor médio obtido está abaixo de 22 HRc e valor individuais abaixo de 24 HRc. Portanto nas condições da amostra 4 o alívio de tensões foi suficiente para reduzir os valores de dureza para faixa de aceitação conforme indicação NACE MR0175 item 7.3.3.

5.4. Caracterização Microestrutural

As amostras soldadas foram preparadas por técnicas metalográficas para análise microestrutural. Conforme mencionado anteriormente, a caracterização microestrutural não é um requisito analisado nas normas *API 6A* [37] e *NACE MR0175* [5], no entanto, neste trabalho foi realizada em razão da influência que a microestrutura exerce nas propriedades mecânicas da junta soldada.

5.4.1. Análise por Microscopia Ótica

A análise por microscopia ótica das juntas soldadas envolvendo o AISI 8630 e a liga de níquel 625 indicou no aço AISI 8630 uma microestrutura predominantemente formada por fase martensítica, conforme observado na figura 44. Observam-se contornos de grãos próximos a linha de fusão entre o MA e o MB e um empobrecimento de carbono em consequência, do processo de descarbonetação do MB próximo da interface (linha de fusão MA/MB). O alívio de tensões podem criar zonas descarbonetadas no metal de base em consequência da difusão de carbono e facilitar a formação de precipitados. As regiões com menor teor de carbono podem favorecer a formações de fase ferrítica.

Observa-se na figura 44 o detalhe da região descarboneta delineada pela linha tracejada. A setas em preto indicam a presença de carbonetos na matriz do MB.

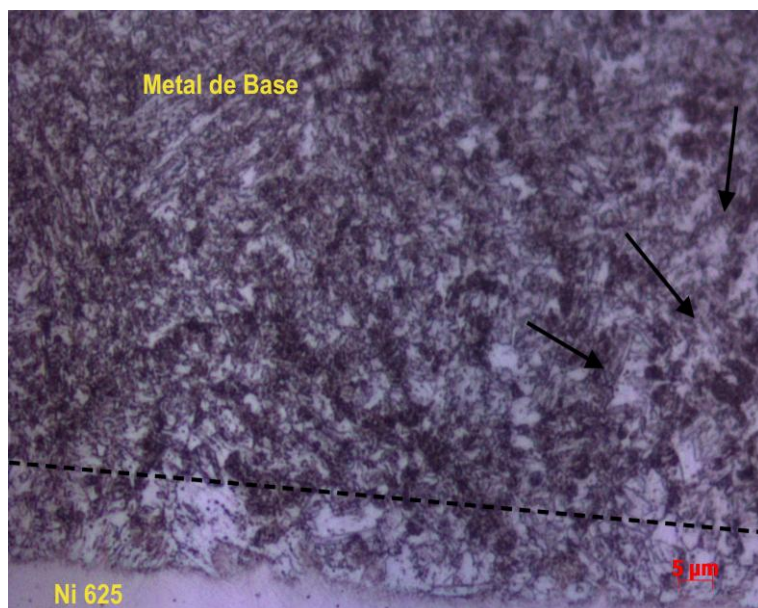


Figura 44: Imagem obtida por microscopia ótica do MB sem tratamento de AT.

Na figura 45 é observada a microestrutura do aço AISI 8630 submetidas ao tratamento térmico de AT. Nas imagens pode ser observada a predominância da fase martensítica e de precipitados em toda a microestrutura do material. No entanto pode ser verificada uma crescente quantidade de martensita revenida (microestrutura refinada), em relação ao aumento da temperatura do AT, ocasionada pela reversão da martensita grosseira proveniente do processo de soldagem. Evidências da formação de fase ferrítica podem ser observadas nas figuras 45 (c) e 45 (d) em razão da maior temperatura utilizada no tratamento de alívio de tensão.

As setas brancas na figura 45 (b) indicam a presença de carbonetos e precipitados provenientes do próprio MB. Nas figuras 45 (c) e (d) as setas brancas indicam a presença de ferrita formada a partir das excessivas temperaturas de tratamento térmico de alívio de tensões.

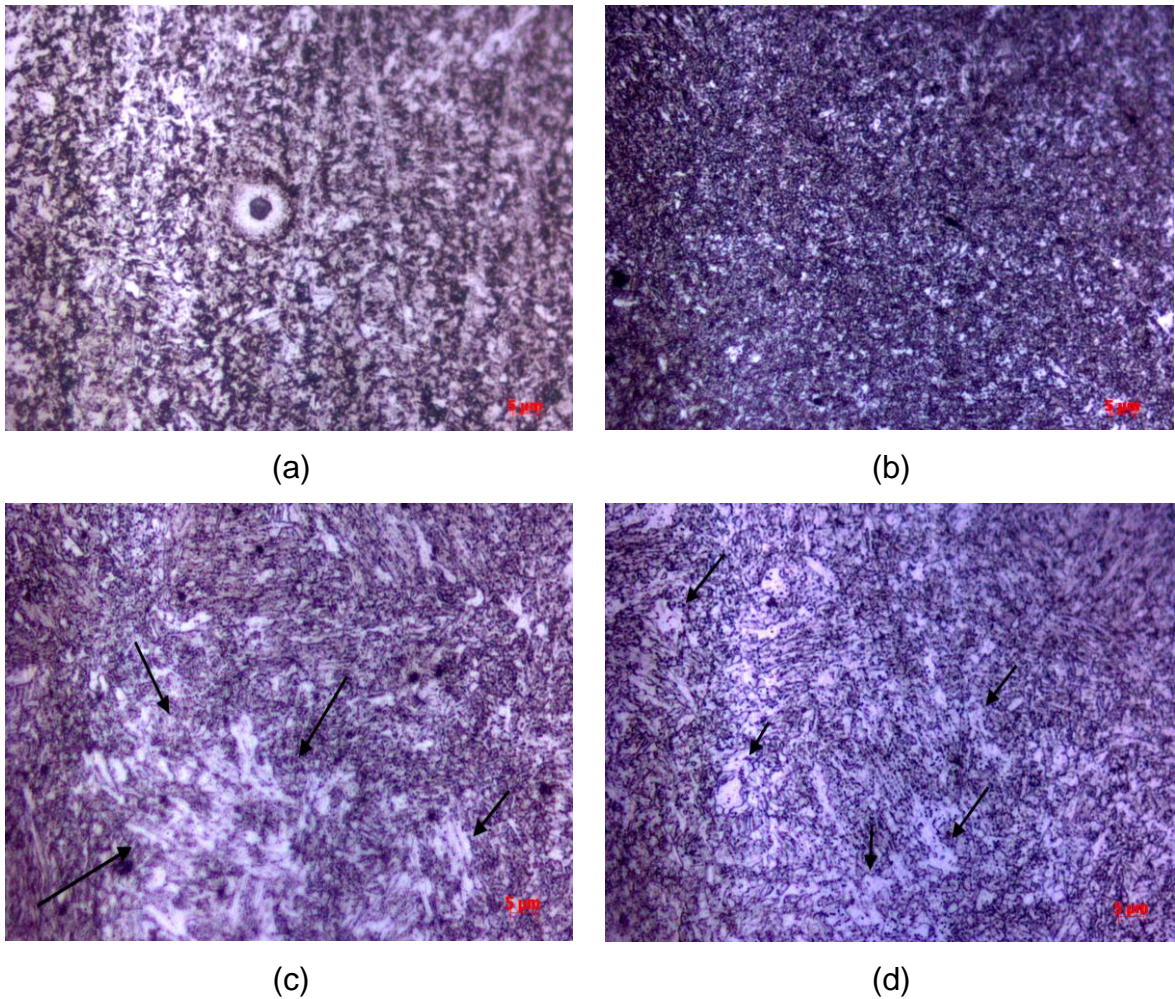
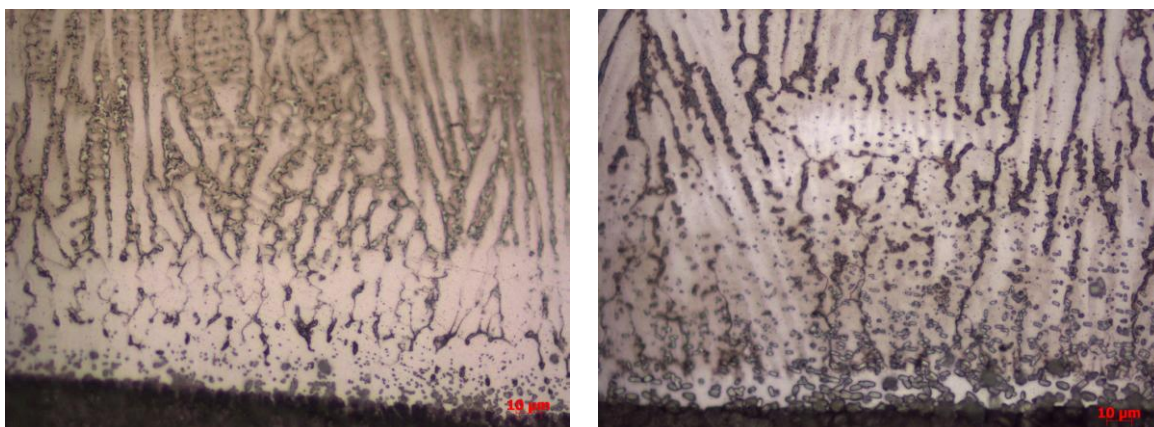


Figura 45: imagem obtida por microscopia ótica do MB (aço AISI 8630 modificado)
- (a) 1A, (b) 2, (c) 3 e (d) 4

Na figura 46 são observadas as imagens obtidas por microscopia ótica da zona de fusão (inconel 625[®]). Verifica-se que a microestrutura possui orientação paralela a direção de maior extração de calor do MA. A microestrutura é composta basicamente por fase austenítica e morfologia celular dendrítica. O aumento de temperatura do AT provoca uma microestrutura mais grosseira com maior homogeneidade em razão da difusão dos elementos de liga, conforme observado nas figuras 46 (a) e (b).



(a)

(b)

Figura 46: imagem obtida por microscopia ótica do metal de adição (inconel 625) - (a) amostra 1B e (b) amostra 4

5.4.2. Análise por Microscopia Eletrônica por Varredura (MEV)

Na figura 47 obtida por microscopia eletrônica de varredura observa-se a interface da junta do AISI 8630 e inconel 625. Verifica-se que a interface não é retilínea e em maior quantidade a separação MA/MB é difusa. Nesta região difusa pode originar áreas denominadas por ZPD's (zonas parcialmente diluídas), ocasionadas pela variação de composição química.

Na figura 47 observa-se no MA a presença de áreas mais claras que indicam regiões com maior porcentagem de elementos de liga com maior peso atômico (como o Mo e Nb). As setas claras indicam zonas parcialmente diluídas no MB enquanto as setas escuras mostram as zonas parcialmente diluídas no MA.

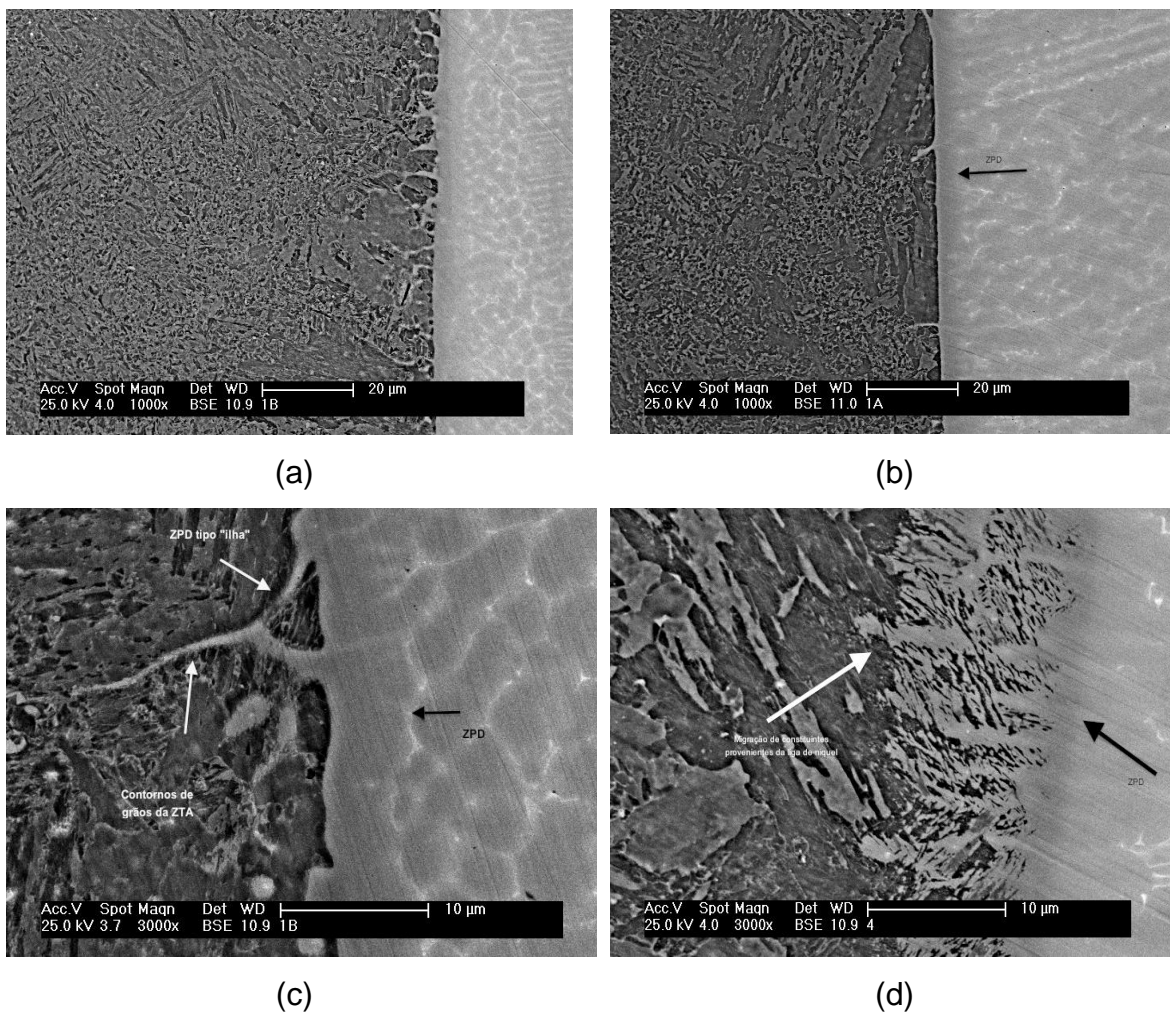


Figura 47: Imagens obtidas por MEV da interface AISI 8630 e inconel 625 - (a) amostra 1B, (b) amostra 1A, (c) amostra 1B e (d) amostra 4

Na figura 48 são mostradas as imagens obtidas a partir da análise por EDS para mapear a variação de composição química ao longo da interface.

Observa-se que a distribuição do ferro apresenta uma queda na transição da interface do AISI 8630 para o inconel 625. Na primeira camada do MA ainda foi detectada a presença de ferro, enquanto na segunda camada foram obtidos apenas valores residuais.

A distribuição de níquel, cromo, molibdênio e nióbio apresentaram uma tendência similar de distribuição, isto é apresentaram uma queda em direção ao AISI 8630. Observa-se uma região intermediária com diminuição de composição destes elementos, atingindo valores inferiores a 1% no aço AISI 8630. Verifica-se uma maior difusão do ferro no inconel se comparado a difusão do níquel no AISI 8630.

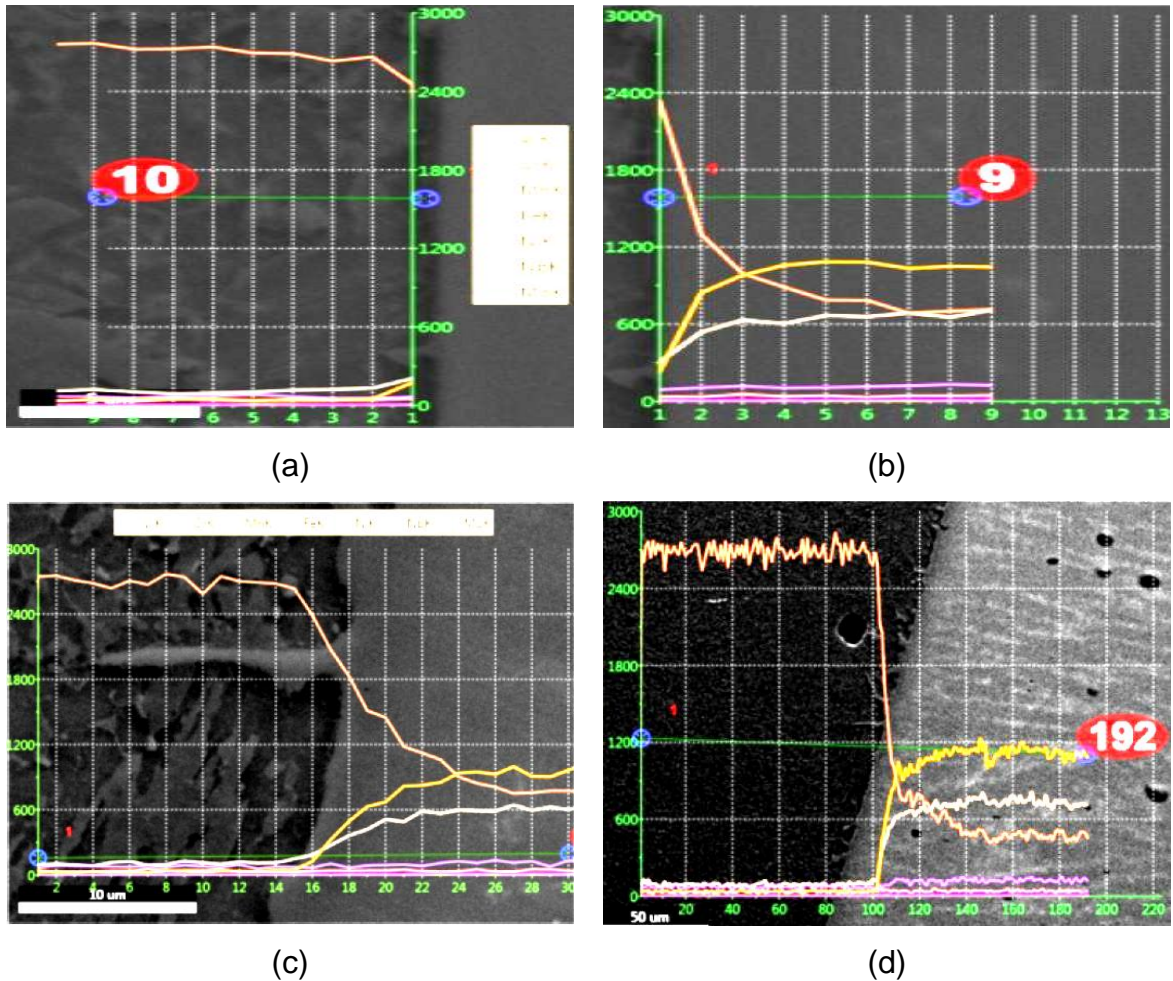


Figura 48: Imagem obtida por MEV da distribuição dos elementos químicos ao longo da junta soldada, por meio de EDS (a) AISI 8630, (b) inconel 625, (c) e (d) interface MB/MA.

Observa-se uma região com elevado gradiente de composição química entre o aço AISI 8630 e o inconel 625, em consequência de uma mistura incompleta entre MB e o MA gerando um elevando gradiente de concentração. Portanto nesta região em razão do gradiente de composição química é possível a ocorrência de regiões com diferentes propriedades mecânicas, criando regiões como ZPD (zona parcialmente diluída) [3,27].

As superfícies de fratura foram examinadas utilizando MEV e estão mostradas na figura 49. Observam-se nas figuras 49 (a), (b) e (c) regiões com a presença de microcavidades (“dimples”) características de fratura do tipo dútil. Na figura 49 (d) verifica-se algumas áreas com planos de clivagem que caracterizam a fratura do tipo frágil.

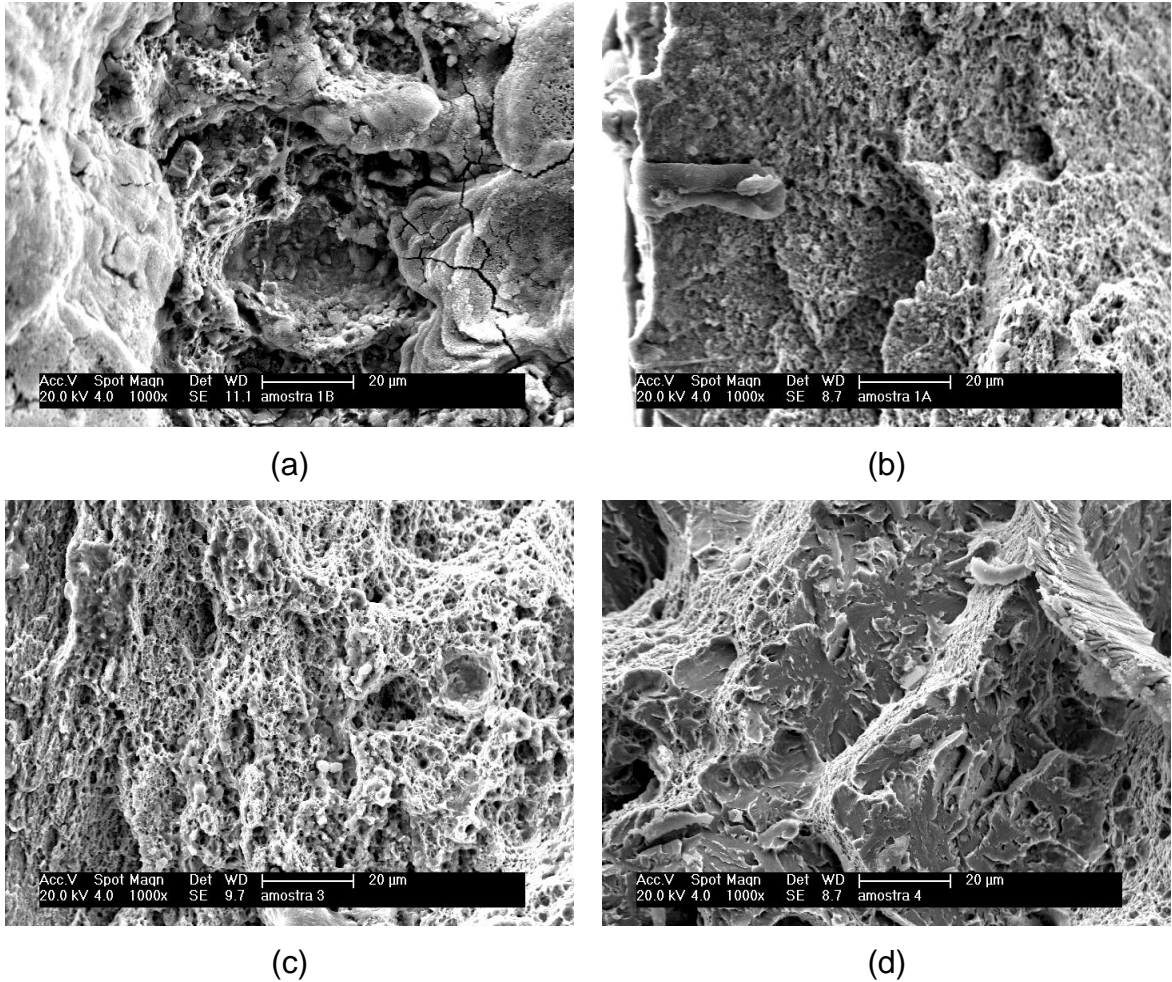


Figura 49: Ensaio de Fractografia na amostra 1B, (a) sem tratamento térmico de AT, (b) com AT a 620 °C, (c) 660 °C e (d) a 680 °C

Estas observações estão de acordo com os resultados obtidos no ensaio de impacto da zona de ligação. Na condição 4 a resistência ao impacto foi a menor das condições avaliadas, em consequência da presença de precipitados associada a presença de zonas parcialmente diluídas. No entanto o valor obtido para a resistência ao impacto de 26 J foi superior ao valor mínimo de 20 J estabelecido pela API 6A.

6. CONCLUSÕES

Com base nos ensaios mecânicos e análise microestrutural realizados após ciclos térmicos de alívio de tensões conclue-se que:

O aço AISI 8630 modificado apresentou consistência nos valores de tensão de ruptura, alongamento e tensão de escoamento após o tratamento térmico de alívio de tensões atendendo os requisitos de valor mínimo de 586 MPa para tensão de escoamento, 724 MPa para tensão de ruptura e 18% para alongamento.

Os valores do ensaio de impacto obtidos atenderam os requisitos da API 6A, ao qual especifica um valor mínimo de 20 J. Contudo, foi observado que houve uma tendência de redução dos valores com o aumento da temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões, atingindo o valor mínimo de 27J podendo comprometer os valores de energia absorvida, caso o tempo de tratamento seja estendido.

O tratamento térmico de alívio de tensões não foi eficaz em reduzir a dureza da ZTA para as amostras 1A (620 °C) e 2 (640 °C) não sendo aprovadas, pois apresentaram valores acima do especificado pela NACE MR0175.

Na amostra 3 os valores de dureza apresentaram pontos acima do máximo permitido para a média dos valores de 22 HRc. Neste caso, deve ser realizadas novas medições de dureza utilizando outros métodos aplicáveis conforme item 7.3.3.2 da NACE MR0175.

As condições do tratamento térmico de alívio de tensões usadas na amostra 4 possibilitaram a aprovação com base na norma NACE MR0175, pois o valor médio situou-se em 22 ± 1 HRc.

A microestrutura obtida no aço AISI 8630, após a soldagem e tratamento térmico de alívio de tensões, é composta por uma matriz formada por martensita revenida e precipitados contribuiu para a aprovação dos requisitos

mecânicos de tensão de ruptura e de escoamento, além do alongamento e impacto estabelecidos pela API 6A.

Na ZL interface entre o MB/MA e regiões próximas apresentam elevado gradiente de composição química, e criam regiões com diferentes propriedades mecânicas denominadas por zonas parcialmente diluídas (ZPD).

As regiões de fratura das amostras 1A, 1B, 2 e 3 apresentaram superfícies da ZL com características dúcteis, enquanto a amostra 4 a morfologia exibiu uma superfície com clivagem, característica de fratura frágil. No entanto o valor obtido na resistência ao impacto possibilitou a aprovação desta condição conforme, critério estabelecido pela API 6A.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Após a realização deste trabalho, novos tópicos podem ser sugeridos para estudos futuros, tais como:

- Utilizar o processo MIG/MAG para a deposição do revestimento (inconel 625 no aço AISI 8630).
- Realizar por meio de ensaio de CTOD (“Crack Tip Opening Displacement”) um estudo da região de fratura na interface MA/MB.
- Alterar condições de tratamento térmico de alívio de tensões e avaliar propriedades mecânicas.
- Analisar e medir o tamanho dos precipitados formados após a realização da soldagem e do tratamento térmico de alívio de tensões.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM Metals Handbook: **Properties and Selection: Iron, Steels, and High Performance Alloys**, vol. 1, 10th Edition, 1994.
2. <http://www.twi.co.uk/content/jk98.html>, Acessado em 23/09/2011.
3. KEJELIN N, Z.; BUSHHINELLI, A. J. A; POPE, A. M.: **"Effects of welding parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds"**. In: *Anais do 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM: November; Ouro Preto*. 2005.
4. **ASTM A322-07: Standard Specification for Steels Bars, Alloy, Standard Grades**. In.; 2007.
5. **NACE MR0175/ISO 15156:2003 - Petroleum and Natural Gas Industries - Materials for use in H₂S Environments in Oil and Gas Production - Part 2: Cracking Resistent Carbon and Low Alloy Steels and the use of Cast Iron**. In.; 2003.
6. SIQUARA PC: **Influência da Microestrutura nas Propriedades Físicas e Mecânicas de Aços 2,25Cr-1Mo usados em Ambientes ricos em Hidrogênio**. Rio de Janeiro, RJ - Brasil: Universidade Federal do Rio de Janeiro; 2006.
7. MODENESI PJ: **Soldabilidade do Aços Inoxidáveis, Escola SENAI "Nadir Dias Figueiredo"**. Osasco/SP; 2001.
8. **Recommended Engineering Practice, 5.1.4**. 27/067/2004(Revision 3).
9. **LB-7720-08: Estudo da Temperabilidade de um AISI 8630 comum temperado e revenido ensaiado mecânicamente após Alívio de Tensões**. In.
10. ASM Metals Handbook: **"Welding, Brazing and Soldering"**, vol. 6, 10th Edition edn; 1993.
11. GOULD EK: **Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Alloy Steels**. Ohio: The Ohio State University; 2010.
12. ASM Metals Handbook: **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials"**, vol. 2, 10th Edition edn; 1990.
13. BUSO SJ: **Estudos Microestruturais e por Microanálise para Identificação dos Precipitados Presentes em Amostras da Liga de Níquel 600 (Nacional) após Processo de Soldagem**. São Paulo: IPEN; 1999.
14. NOECKER LI FF, DUPONT, J. N.: **Metallurgical Investigation into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys: Part I**. *Welding Journal*, 2009.88(1):7S-20S.
15. NOECKER LI FF, DUPONT, J. N.: **Metallurgical Investigation into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys: Part II**. *Welding Journal*, 2009.88(3):62S-77S.

16. CANTARIN TN, NEVES, M. D. M.: **Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 pelo Processo TIG.** In: *Consolda 2011; Natal - RN - Brasil.* 2011.
17. **Welding Handbook - Materials Application**, vol. Part 2 Volume 4, 8th Edition edn. Miami; 1998.
18. **Welding Handbook - Materials Application**, vol. Part 1 Volume 3, 8th Edition edn. Miami; 1998.
19. GNIRB IG: **Welding and Heat Treatment fo Joints made of dissimilar Materials.** *TWI Article* 2001, **XI-742/01.**
20. BERNASOVSKY P: **Case Study of SSCC and Repair Welding of Dissimilar Joints.** *Welding Research Institute* 2006.
21. LUNDIN CD: **Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literature Review.** *welding Journal* 1982, **61:58-62.**
22. WAINER E, BRANDI, D. D., MELLO, F. D. H.: **Soldagem: Processos e Metalurgia.** São Paulo - Brasil: Edgard Blücher Ltda; 1992.
23. FENSKE JA: **Microstructure and Hydrogen induced Failure Mechanism in Iron-Nickel Weldments.** Ohio - USA: University of Illinois at Urbano Champaign; 2010.
24. DUPONT JN, KUSKO, C. S.: **Technical Note: Martensite Formation in Austenite/Ferritic Dissimilar Alloy Welds.** *Welding Journal* 2007, **86:51-54.**
25. SILVA MM, OLIVEIRA, W. C., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A.: **Caracterização de solda de Revestimento de AWS 317L depositados por GMAW para uso na indústria do petróleo.** *Soldagem e Inspeção - São Paulo* 2010, **15.**
26. NEVES MDM, LOTTO, A., BERRETTA, J. R., ROSSI, W., JUNIOR, N. D. V.: **Solidificação da Zona de Fusão na Soldagem do AISI 304 com Incone 600 por Laser de Nd:YAG.** *Soldagem e Inspeção São Paulo* 2009, **14:104-113.**
27. SILVA CC, MENEZES, T. I. S., MOTTA, M. F., MIRANDA, H. C., FARIAS, J. P.: **Evolução Microestrutural e Composicional da Interface de Soldas de Revestimentos Dissimilares Entre a Liga Inconel 625 e o aço ASTM A516 Gr 60.** In: *Consolda 2011; Natal, RN - Brasil.* 2011.
28. SAVAGE WF, NIPPES, E. F., SZEKERES, E. S.: **A Study of Fusion Boundry Phenomena in Low Alloy Seel.** *Welding Journal* 1976, **55.**
29. DOODY T: **Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service.** *welding Journal* 1992, **71:55-60.**
30. MOUGO AL, ALCANTARA, A. C. M., MOTA, C. A. M., SANTOS, M. W. B.: **Caracterização Microestrutural de uma Superliga de Níquel Depositada pelos Processos GMAW e GMAW com Arame Frio em Chapas e Dutos de Aço Carbono.** In: *Consolda 2011; Natal - RN - Brasil.* 2011.
31. KOU SY, K.: **Fusion-Boudary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds.** *welding Journal, Miami* 2007, **86.**
32. NELSON WT, LIPPOLD, J. C.: **Nature and Evaluation of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 1: Nuclation and Growth.** *American Welding Society* 1999.
33. BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTO, M. F. (2009). **Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that Influence the Performance.** *28th International Conference on Ocean, Offshore and Artic Engineering, OMAE 2009. Honolulu, Hawaii.*

34. ROWE D, NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C.: **Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds.** *welding Journal, Miami* 1999, **78:31-37.**
35. OMWEG GM, FRANKWELL, G. S., BRUCE, W. A., RAMIREZ, J. E., KOCH, G.: **Effect of Welding Parameters and H₂S Partial Pressure on the Susceptibility of Welded HSLA Steels to Sulfide Stress Cracking.** *Welding Research Institute* 2003.
36. BEAUGRAND VC, M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F.,: **Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanism and Opportunities for Mitigation.** In: *CORROSION 2009; Atlanta, USA.* NACE International 2009.
37. **API 6A/ISO 10423:2004 - Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment, 19th Edition.** In.; 2004.
38. **ASTM E140/02: Standard Hardness Conversion Tables for Metals - Relationship among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope Hardness.** In.
39. OMAR AA: **Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds.** *Welding Journal* 1998.
40. **ASTM A370/08 - Standard Test Method and Definitions for Mechanical Testing.** In.; 2008.
41. **ASME IX Edition 2009: Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications.** In.: American Society of Mechanical Engineers.
42. CANTARIN TN, ORTEGA, V., SILVA, L. C. E., NEVES, M. D. M.: **Recuperação por Soldagem de Estrutura Utilizada no Setor Petroquímico Fabricada com Aço AISI 8630 Modificado.** In: *Consolda 2009: 26 à 29 de Outubro; Piracicaba, SP - Brasil.* 2009.