



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**



**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO DE  
JUNTAS SOLDADAS DE METAIS DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES SUBMARINAS  
NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

**Adriana Bispo do Nascimento**

**Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel**

**Campina Grande, Fevereiro de 2014**

Adriana Bispo do Nascimento

AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO DE  
JUNTAS SOLDADAS DE METAIS DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES SUBMARINAS  
NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
como requisito parcial à obtenção do título  
de MESTRE EM ENGENHARIA  
MECÂNICA.

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Campina Grande, Fevereiro de 2014

**AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO DE  
JUNTAS SOLDADAS DE METAIS DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES SUBMARINAS  
NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

Adriana Bispo do Nascimento

Dissertação apresentada em 21/02/2014 com a participação da banca examinadora  
constituída dos seguintes membros

---

Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel  
(Orientador)  
UAEM/UFCG

---

Prof. Marco Antonio dos Santos  
(Examinador Interno)  
UAEM/UFCG

---

Prof. Eudésio de Oliveira Vilar  
(Examinador Externo)  
UAEQ/UFCG

## Dedicatória

Ao meu PAI, José Bartolomeu, e minha MÃE, Elisdete.

Sem eles essa conquista não seria possível.

### **Sua chance**

*Preparo, renúncia, dedicação*

*Tudo para a grande corrida!*

*Um momento para mostrar todo seu potencial.*

*É um jogo e tudo pode acontecer*

*Haverá alguém mais forte, rápido ou inteligente?*

*Assim é a vida!*

*Pode-se perder ou vencer.*

*Mas não viver de qualquer jeito e esperar ganhar.*

*O que faz de você um vencedor?*

*Qual o melhor caminho?*

F. B. Souza

## AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a Deus por todas as bênçãos concedidas em minha vida e pela minha saúde.

A toda minha FAMÍLIA, principalmente meu PAI, José Bartolomeu, minha MÃE, Elisdete, e minhas IRMÃS, Andréia e Adriele, por estarem ao meu lado durante todo momento.

À universidade Federal de Campina Grande – UFCG/PB, especialmente ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM.

Ao Professor Dr. Theophilo Moura Maciel, pela orientação e pela amizade contribuindo de forma significativa para com o trabalho.

Ao Professor João Batista, pela orientação, amizade e apoio que sempre estiveram à disposição.

A Jorge A. P. Carrasco e a Renato, pelas sugestões e contribuições durante todo este trabalho.

Ao Professor Eudésio de Oliveira Vilar e o Laboratório de Engenharia Eletroquímica (LEEq), pela orientação e disponibilidade de seu laboratório para realização de atividades importante para o trabalho.

A todos do Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), pela realização dos ensaios de tração, que contribuiu de forma significativa para a conclusão deste trabalho.

Ao IBP pela concessão da bolsa de mestrado que viabilizou o andamento dos trabalhos.

A todos da oficina mecânica da Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica-UFCG.

Ao soldador Fernando José, pela ajuda e descontração.

Aos amigos e companheiros de laboratório, André, Endira, Felype, Giovanna, Kleanny, Lívia, Pedro Luiz e Morôni.

A todos que me ajudaram e contribuíram direta e indiretamente para realização deste trabalho, me dando força e apoio.

**Muito Obrigada a TODOS.**

Resumo da Dissertação apresentada à PPGEM/UFMG como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

## AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR HIDROGÊNIO DE JUNTAS SOLDADAS DE METAIS DISSIMILARES PARA APLICAÇÕES SUBMARINAS NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

Adriana Bispo do Nascimento

Fevereiro, 2014.

Orientador: Theophilo Moura Maciel

Programa: Engenharia Mecânica

A presente dissertação teve como objetivo estudar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de metais dissimilares, utilizadas no setor *offshore* da indústria do petróleo. Para isto foram aplicados previamente cordões de solda sobre segmentos do aço AISI 8630 temperado e revenido utilizado em válvulas submarinas, com duas composições químicas diferentes, (normal e modificado) utilizando o processo GMAW protegido com Ar e automatizado. Como metal de adição foi utilizado o arame AWS ERNiCrMo-3 com 1,2 mm de diâmetro comercialmente denominado Inconel 625, os quais foram posteriormente submetidos à tratamentos térmico de alívio de tensões (TTAT) às temperaturas de 650°C por 3h e 676 °C por 1h. Depois de feito o TTAT as amostras foram submetidas à soldagem de união com o aço ASTM A36 utilizados em tubos para condução de petróleo, utilizando também o arame AWS ERNiCrMo-3 com 1,2 mm de diâmetro. Após a soldagem de união foram usinados corpos de prova de tração para hidrogenação simulando as condições de proteção catódica e para a realização do ensaio de impacto Charpy. Os corpos de provas foram submetidos a sete dias de hidrogenação e, imediatamente em seguida, foram colocados ao ensaio de tração uniaxial para avaliar como o hidrogênio inserido na microestrutura do material afeta as suas propriedades mecânicas. Os resultados obtidos indicaram que o ciclo térmico utilizado para o TTAT tem uma influência significativa sobre os resultados obtidos. Observou-se também que o TTAT de 650°C por 3 horas proporcionou uma maior formação de zonas parcialmente diluídas, tornando a microestrutura da região próxima à linha de fusão mais dura. Os corpos de

prova provenientes da junta soldada com o aço AISI 8630 normal, com menor percentual de carbono, apresentaram maior susceptibilidade à fragilização por hidrogênio.

Abstract of Dissertation presented to PPGEM/UFCG as a partial requirements for the degree of Master of Mechanical Engineer.

EVALUATION OF THE SUSCEPTIBILITY TO HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF  
WELDED JOINTS OF DISSIMILAR WELDED JOINTS SUBMARINE APPLICATION OF  
OIL AND GAS SECTOR

Adriana Bispo do Nascimento

February, 2014.

Advisor: Theophilo Moura Maciel

Program: Mechanical Engineering

This work aimed to study the susceptibility to hydrogen embrittlement of dissimilar welded joints, used in offshore sector of oil industry. For this weld beads were previously deposited in segments of quenched and tempered AISI 8630 steel used in submarine valve, with two different composition (standard and modified) using the automatized GMAW process. AWS ERNiCrMo-3 wire with 1.2 mm diameter commercially known as Inconel 625, was used as filler metal. The segments were subsequently subjected to post welding heat treatment (PWHT) at 650 ° C for 3 hours and 676 ° C for 1h. After this the samples were subjected to welding union, also using the same wire and welding process. After welding union tension samples were drawn for hydrogenation test using the same condition of cathodic protection used in submarine application. The test samples were subjected to hydrogenation by seven days, and then immediately were placed in the tensile test to evaluate as hydrogen inserted into the microstructure affects its mechanical properties. The results showed that thermal cycle of the PWHT promote a significative influence. It was also observed that the PWHT 650 ° C for 3 hours promoted a greater formation of partially diluted areas, making the microstructure of the region next to the fusion line harder. The specimens machined from the standard AISI 8630 showed higher susceptibility to hydrogen embrittlement.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1</b> – Trincas induzidas por hidrogênio em aço carbono em ambiente contendo H <sub>2</sub> S: bolhas são associadas em inclusões de MnS (Metals Handbook, 1987).....	08
<b>Figura 2</b> – Aspecto típico de uma trinca SWC (ELBOUJDANI, 2000).....	09
<b>Figura 3</b> – Trincas induzidas por hidrogênio orientadas pelo campo de distribuição de tensões –SOHIC (Metals Handbook, 1987).....	09
<b>Figura 4</b> – Reações anódicas e catódicas na superfície de um metal em um eletrólito (CARRASCO, 2010).....	14
<b>Figura 5</b> – (a)microestrutura de uma junta soldada; (b) ilustração das diferentes regiões da ZAC obtida com soldagem de dois passes (EVANS, 1997).....	17
<b>Figura 6</b> – Esquema demonstrando a atmosfera protetora formada durante a soldagem MIG/MAG (KOU, 2003).....	25
<b>Figura 7</b> – Esquema do equipamento da soldagem pelo processo MIG/MAG semi-automático (Fonte: Apostila da ESAB).....	26
<b>Figura 8</b> – Dimensões das amostras dos aços AISI 8630 e ASTM A36 (Fonte: Autoria própria).....	28
<b>Figura 9</b> – Microestrutura do metal de base das amostras de 8630: (a) A0, aço AISI 8630 normal e (b) B0, aço AISI 8630 modificado.....	28
<b>Figura 10</b> – Esboço mostrando a região do amateigamento nas chapas do aço AISI 8630.....	29
<b>Figura 11</b> – Máquina de soldagem MIG (Processo automatizado).....	30
<b>Figura 12</b> – Combinação dos materiais para a formação da junta dissimilar.....	31
<b>Figura 13</b> – Máquina de soldagem MIG (Processo manual).....	32
<b>Figura 14</b> – Microdurômetro digital FM-700 usado para a realização do ensaio.....	33
<b>Figura 15</b> – Ilustração do corpo de prova Charpy.....	34
<b>Figura 16</b> – (a) confecção do entalhe nos corpos de prova, (b) brochadeira modelo LS71-UV usada para usinar o entalhe e (c) máquina de ensaio de impacto JB – W300.....	34
<b>Figura 17</b> – Corpo de prova para ensaio de tração.....	35
<b>Figura 18</b> – Presença de descontinuidades no corpo de prova para ensaio de tração.....	36

<b>Figura 19</b> – (a) e (b) Montagem do sistema de dopagem e (c) formação de bolhas de H <sub>2</sub> no corpo de prova.....	37
<b>Figura 20</b> – Montagem do ensaio de tração com o meio.....	38
<b>Figura 21</b> – Esquema da célula de dopagem que será utilizada no ensaio de tração.....	39
<b>Figura 22</b> – Imagem obtida por Microscopia ótica para as amostras amanteigadas de 8630: (a) normal A0 e (b) modificado B0, sem TTAT.....	41
<b>Figura 23</b> – Interface amanteigada do Inconel 625 com aço 8630 modificado, sem o TTAT, B0.....	42
<b>Figura 24</b> – Imagem obtida por Microscopia ótica para as amostras amanteigadas de 8630: (a) A1 e (b) B1, com TTAT de 676°C por 1 hora, (c) A2 e (d) B2, com TTAT de 650°C por 3 horas.....	42
<b>Figura 25</b> – Valores de Microdureza Vickers para as amostras Amanteigadas do aço AISI 8630 (a) normal e (b) modificado, para as condições sem e com TTAT.....	44
<b>Figura 26</b> – Valores de energia absorvida para todas as condições.....	46
<b>Figura 27</b> – Gráfico tensão <i>versus</i> deformação das amostras soldadas com o aço 8630 normal, hidrogenadas e não hidrogenadas na condição sem TTAT.....	48
<b>Figura 28</b> – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV dos corpos de prova: (a) A1-a e (b) A1-b.....	50
<b>Figura 29</b> – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV do corpo de prova A1-b com 500x.....	51
<b>Figura 30</b> – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV dos corpos de prova: superfícies de fratura (a) A2-a e (b) A2-b com 60x, (c) A2-a com 500x e (d) formação de <i>dimples</i> em A2-b com 200x.....	52
<b>Figura 31</b> – Gráfico tensão <i>versus</i> deformação das amostras soldadas com o aço 8630 modificado, hidrogenadas e não hidrogenada na condição sem TTAT.....	53

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> – Composição química da liga de níquel Inconel 625 trabalhada e como vareta de soldagem (BRADLEY, 1989).....	23
<b>Tabela 2</b> – Composição química dos aços usados como metal de base e do arame usado como metal de adição (% em peso).....	27
<b>Tabela 3</b> – Parâmetros usados no amanteigamento.....	29
<b>Tabela 4</b> – Parâmetros usados no tratamento térmico de alívio de tensões.....	30
<b>Tabela 5</b> – Nomenclatura das amostras após o tratamento térmico de alívio de tensões..	31
<b>Tabela 6</b> – Especificação do procedimento de soldagem de união da junta dissimilar.....	31
<b>Tabela 7</b> – Nomenclatura das amostras usadas no ensaio de hidrogenação sobre tensão.....	39
<b>Tabela 8</b> – Valores de resistência ao impacto obtidas pelo ensaio Charpy.....	47
<b>Tabela 9</b> - Valores das propriedades mecânicas obtidos das curvas de tensão-deformação para os corpos de prova testados em tração utilizando o aço AISI 8630 normal.....	49
<b>Tabela 10</b> - Valores das propriedades mecânicas obtidos das curvas de tensão-deformação para os corpos de prova testados em tração utilizando o aço AISI 8630 modificado.....	53

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivo.....	2
1.1.1. Objetivos Específicos.....	2
1.2. Justificativa.....	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1. Fragilização por Hidrogênio.....	3
2.1.1. Difusão de Hidrogênio nos Aços.....	4
2.2. Teorias de Fragilização por Hidrogênio.....	5
2.2.1. Teoria da Pressão.....	5
2.2.2. Teoria da Formação de Hidretos.....	5
2.2.3. Teoria da Adsorção ou da Energia Superficial.....	6
2.2.4. Teoria da Decoação.....	6
2.2.5. Teorias Baseadas em Interações Hidrogênio-Discordâncias.....	6
2.2.6. Teorias Considerando Alterações nas Ligações entre Átomos.....	7
2.3. Tipos de Danos Promovidos pelo Hidrogênio em Metais.....	7
2.3.1. Fragilização por Hidrogênio (Hydrogen Embrittlement – HE).....	10
2.4. Fatores que Influenciam a Permeação de Hidrogênio.....	12
2.4.1. Fatores Metalúrgicos.....	12
2.4.2. Fatores Ambientais.....	13
2.5. Proteção Catódica.....	13
2.5.1. Efeito Negativo da Proteção Catódica.....	14
2.6. Microestrutura de Juntas Soldadas de aços ARBL.....	17
2.7. Soldagem de Metais Dissimilares.....	19
2.7.1. Aplicação de Juntas Dissimilares com Ligas de Níquel.....	21
2.7.2. Liga ERNiCrMo-3 ou Inconel 625.....	22
2.8. Tratamento Térmico de Alívio de Tensão – TTAT.....	24
2.9. Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa GMAW (Gas Metal Arc Welding) ou MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas).....	25
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	27
3.1. Materiais.....	27
3.2. Métodos.....	29
3.2.1. Amanteigamento.....	29
3.2.2. Realização do TTAT.....	30
3.2.3. Solda de União da Junta Dissimilar.....	31
3.2.4. Preparação Metalográfica e Microdureza.....	33
3.2.5. Ensaio de Impacto Charpy.....	33
3.2.6. Ensaio de Hidrogenação sobre Tensão.....	35
3.2.6.1. Corpo de Prova.....	35
3.2.6.2. Hidrogenação.....	36
3.2.6.3. Ensaio de Tração.....	38
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	40
4.1. Caracterização Microestrutural.....	40
4.1.1. Análise por Microscopia Ótica.....	40
4.2. Ensaio de Microdureza.....	30
4.3. Ensaio Charpy.....	45
4.4. Ensaio de Hidrogenação sobre Tensão.....	47

5. CONCLUSÕES.....	55
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	56

## 1. INTRODUÇÃO

Tradicionalmente, nas indústrias de extração e processamento de petróleo, os componentes estruturais que exigiam resistência a corrosão e/ou temperatura eram fabricados em aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos. Atualmente está sendo empregado a nível mundial, o revestimento interno de tubulações de aço C-Mn com ligas a base de níquel para melhoria da resistência à corrosão. Essa aplicação está ganhando espaço principalmente por questões econômicas, uma vez que restringe a utilização de materiais nobres somente às regiões que demandam melhores propriedades, nesse caso, à superfície interna dos tubos.

Em soldas circunferenciais para a união de tubulações com válvulas de aços C-Mn e aços ARBL revestidas com ligas de níquel (portanto, uniões dissimilares), deve-se garantir ao mesmo tempo integridade estrutural e a resistência à corrosão. Desta maneira, torna-se imprescindível a utilização de metais de adição com composição química similar à do revestimento interno, garantindo assim uma microestrutura adequada no metal de solda após a diluição do metal de base.

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) apresentam elevada soldabilidade, a qual aumenta muito mais quando se utiliza como metal de adição uma liga de níquel, mesmo com processos de soldagem a arco que introduzam relativamente altos teores de hidrogênio na solda. A utilização do Ni pode ser tanto na solda de união, como para a aplicação de camadas no lado do aço de maior resistência mecânica antes da soldagem. Esta técnica denominada de “amanteigamento”, além de acomodar as tensões residuais oriundas da soldagem de união, pode proporcionar o refino da zona termicamente afetada (ZTA) quando é aplicada em duas camadas.

Entretanto, a acentuada diferença de composição química entre estes materiais promove alguns fenômenos peculiares. Em muitos casos observa-se a ocorrência de falhas em estruturas dissimilares soldadas, sendo que a região crítica associada com o início destes eventos é aquela adjacente à linha de fusão.

Um dos principais problemas encontrado em soldas de metais dissimilares é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem

frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição (KEJELIN et. al., 2006).

Um outro problema existente em juntas de metais dissimilares é a fragilização por hidrogênio, que é um tipo de falha causada pela incorporação e retenção de hidrogênio, acima de certo nível tolerável, que gera uma redução significativa na ductilidade e no limite de resistência à tração. O hidrogênio pode penetrar no material por diferentes processos: na fabricação do aço, durante o processo de soldagem, por corrosão e ainda no processo de proteção catódica contra corrosão causando degradação no material, resultando na redução de sua ductilidade e até a ocorrência de fratura frágil.

## **1.1 Objetivo**

Este trabalho tem como objetivo avaliar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aços dissimilares aplicadas no setor de petróleo e gás utilizando a técnica de amanteigamento com dupla camada de Níquel pelo processo MIG/MAG.

### **1.1.1 Objetivos Específicos**

- Avaliar a microestrutura e microdureza da zona fundida e da ZTA do aço de maior resistência mecânica da junta dissimilar soldada com a técnica de amanteigamento com dupla camada de níquel através do processo MIG automatizado;
- Avaliar a resistência ao impacto das juntas soldadas;
- Relacionar a microestrutura, a tenacidade e o perfil de microdureza com os resultados obtidos no ensaio de hidrogenação sobre tração para a avaliação da susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio.

## **1.2 Justificativa**

O presente trabalho é de indiscutível importância para o setor de petróleo e gás mais especificamente para instalações “offshore” dada à grande agressividade do meio marinho e sua proposta é de evitar ou minimizar grandes problemas provocados pela fragilização por hidrogênio em juntas soldadas. Sabe-se que na exploração de petróleo é comum o uso de juntas de dutos de aços C-Mn com aços temperados e revenidos utilizados em válvulas submarinas, com microestrutura susceptível, portanto, à fragilização por hidrogênio. Externamente estes tubos são muitas vezes protegidos pela combinação de revestimento e proteção catódica, a qual proporciona a formação de hidrogênio que pode penetrar na região martensítica da zona termicamente afetada do aço temperado e revenido e originar a formação de trincas na região, diminuindo a vida útil do material ou, até mesmo, acarretando em acidentes por vazamento de óleo.

Portanto, o estudo de procedimentos de soldagem para o estabelecimento dos melhores parâmetros e consumíveis de soldagem é sem sombra de dúvidas de fundamental importância para aumentar a durabilidade e até mesmo viabilizar a aplicação de determinados materiais em componentes nos quais se deseja alta resistência à corrosão e ao desgaste. Por isto, e, sobretudo considerando-se a importância do Pré-Sal para o futuro da nação brasileira, esta proposta poderá contribuir significativamente neste contexto.

## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 Fragilização por Hidrogênio**

O hidrogênio interage com a maioria dos metais por uma série de mecanismos, resultando em modificações das propriedades mecânicas que levam a fraturas frágeis. Em um ambiente rico em hidrogênio, a fragilização se manifesta como decréscimo da ductilidade, ou seja, uma redução do tempo para a ocorrência da fratura sob carregamento estático sem alteração significativa do limite de escoamento. A contaminação pelo hidrogênio pode ocorrer durante o processamento e a fabricação ou posteriormente em serviço (GENTIL, 2007).

A difusão do hidrogênio, nos metais e suas ligas, ocorre na forma atômica e, devido ao hidrogênio possuir raio atômico muito pequeno, a sua presença é facilitada em solução sólida na estrutura cristalina. Além disso, sua movimentação por difusão no estado sólido acontece com relativa facilidade, mesmo em baixas temperaturas. Portanto, qualquer processo que produza hidrogênio na forma atômica na superfície do metal poderá resultar em absorção do mesmo. Porém, grande parte deste elemento tende a se combinar sob a forma molecular e assim escapar na forma de bolhas de gás. A fração que penetra no metal é então determinada pela presença de agentes que diminuem a formação de moléculas de hidrogênio gasoso como sulfetos, cianetos e arsênicos, e pela extensão da superfície exposta ao hidrogênio (GENTIL, 2007).

A presença de hidrogênio nos metais e ligas metálicas prejudica suas propriedades, mesmo em pequenas quantidades, possuindo uma tendência a segregar-se em defeitos, atingindo concentrações localmente elevadas. O acúmulo de hidrogênio em sítios de rede pode enfraquecer as ligações metálicas e nuclear uma trinca, a qual, em condições apropriadas, se propagará e levará a fratura catastrófica dos componentes metálicos (GENTIL, 2007).

### **2.1.1 Difusão do Hidrogênio nos Aços**

Devido ao seu pequeno raio atômico ( $0,46 \text{ \AA}$ ), o hidrogênio ocupa sítios intersticiais da rede cristalina dos metais, favorecendo os sítios tetraédricos nos metais CCC e os sítios octaédricos nos metais CFC. A difusão de hidrogênio pode ocorrer através de três mecanismos: difusão no retículo cristalino, difusão por caminhos facilitados e transporte por discordâncias.

A difusão intersticial de hidrogênio no reticulado obedece a relação de Arrhenius e a Lei de Fick, sendo termicamente ativada. A difusão por caminhos facilitados ocorre ao longo de caminhos favoráveis, tais como contornos de grão orientados, sendo geralmente insignificante em metais que apresentam uma rápida difusão intersticial, como é o caso da ferrita, porém pode desempenhar um papel importante nos metais CFC como, por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos. Finalmente, o transporte de hidrogênio por movimento de discordâncias durante a deformação plástica é uma importante forma de

difusão onde discordâncias móveis carregam uma “atmosfera” de hidrogênio, levando a uma rápida difusão localizada (GINGELL, 1997).

## **2.2 Teorias de Fragilização por Hidrogênio**

Várias teorias são propostas para explicar o fenômeno de fragilização por hidrogênio nos aços, pois não existe apenas um mecanismo que explica o fenômeno de degradação. Dentre as principais teorias encontradas a respeito podemos citar:

### **2.2.1 Teoria da Pressão**

A teoria da pressão emprega o conceito simples da recombinação do hidrogênio atômico em hidrogênio molecular dentro de defeitos internos do metal, tais como vazios internos, trincas e inclusões não metálicas. A formação do gás hidrogênio resulta em pressões internas elevadas ( $> 10^5$  atm) que atuam de modo a expandir a cavidade do defeito. Devido à pressão exercida pelas moléculas de hidrogênio a nucleação e o crescimento de micro trincas podem ocorrer sem a presença de uma tensão externa aplicada (BASTIEN e AZOU, 1951).

### **2.2.2 Teoria da Formação de Hidretos**

A formação de uma segunda fase no interior do metal pode promover a sua fragilização sendo que, neste caso mais especificamente, está relacionada com a formação de hidretos metálicos. Os tipos de hidretos formados no material são classificados em diferentes grupos dependendo do potencial do hidreto uma vez que podem ocorrer diferentes formas das ligações entre o metal e o hidrogênio. A concentração localizada de tensões no material promove o aumento da concentração de hidrogênio nestas regiões além de diminuir a energia livre de formação do hidreto de modo que, se for energeticamente favorável, pode ocorrer a precipitação de determinados hidretos.

Em geral, a presença de hidretos metálicos no reticulado cristalino pode provocar a fragilização do material. Esta fragilização pode ocorrer devido ao aumento de volume local no reticulado ou devido à redução da ductilidade do material pela presença dos hidretos, ou ainda, por ambos os fenômenos (JOHNSON, 1975).

### **2.2.3 Teoria da Adsorção ou da Energia Superficial**

Os átomos de hidrogênio em solução sólida no material se difundem para a ponta da trinca, causando a diminuição da energia de superfície das faces desta trinca. Esta diminuição da energia de superfície seria responsável pela diminuição da resistência do material à clivagem ou à fratura intercrystalina (PETCH e STABLES, 1952).

### **2.2.4 Teoria da Decoesão**

Esta teoria baseou-se em aspectos mais submicroscópicos da interação do hidrogênio com a rede cristalina, onde o ente fragilizante não seria mais o gás e sim o átomo de hidrogênio. A camada 3d incompleta do ferro seria ocupada por elétrons cedidos pelos átomos de hidrogênio presentes no material. O aumento da concentração eletrônica nestas bandas resultaria no aumento das forças de repulsão entre os átomos de ferro, e conseqüentemente, na diminuição das forças interatômicas de coesão. A resistência à fratura seria menor na ponta de uma trinca, sendo esta um local preferencial para o acúmulo de hidrogênio. É de se esperar que o agrupamento de hidrogênio demande um certo tempo, o que explica o caráter intermitente e retardado da fratura assistida por hidrogênio (TROIANO, 1960).

### **2.2.5 Teorias Baseadas em Interações Hidrogênio-Discordâncias**

A fragilização por hidrogênio seria resultado da interação discordâncias/átomos de hidrogênio, na qual seriam responsáveis pela iniciação da trinca. Os átomos de hidrogênio formariam um aglomerado em locais preferenciais como imperfeições da rede cristalina, inclusões ou concentradores de tensões. Estes aglomerados expandem a rede cristalina, o

que gera a repulsão dos elétrons de condução dos átomos da rede para um local mais afastado dos aglomerados. A repulsão dos elétrons causaria a diminuição da força de ligação entre os átomos de ferro mais próximos e, para a acomodação das tensões resultantes, dar-se-ia a iniciação de discordâncias e vazios. Os átomos de hidrogênio se combinariam nestes vazios, formando hidrogênio gasoso. A pressão exercida pelo hidrogênio gasoso acumulado em um vazio favorecia o enfraquecimento das ligações atômicas dos átomos da rede, resultando na criação de uma micro trinca (FUJITA, 1977).

### **2.2.6 Teoria Considerando Alterações nas Ligações entre Átomos**

Esta teoria considera que há transferência de carga do átomo do metal para o átomo da impureza, e como resultado, tem-se a ligação covalente entre metal-impureza (M – I). Em função disto, considera-se que a força de ligação entre átomos vizinhos a esta ligação covalente é reduzida e que a fratura ocorre, preferencialmente, entre os átomos da rede próximos à impureza. Para a fragilização de contornos de grão, considerou-se que a trajetória da fratura é paralela ao conjunto de moléculas M – I ao longo do contorno, sendo que devido a irregularidade dos contornos de grão, a trajetória da fratura pode cruzar o conjunto de moléculas e continuar a trajetória paralela do outro lado. Em virtude de não terem sido consideradas as interações entre impureza-impureza, esta teoria tem aplicação restrita a intervalos de concentração nas quais o agente fragilizante não possa interagir, isto é, em concentrações diluídas. Este não seria o caso do átomo de hidrogênio, que tem a característica de agrupar-se em concentrações locais muito elevadas (LOSCH, 1979).

### **2.3 Tipos de Danos Promovidos pelo Hidrogênio em Metais**

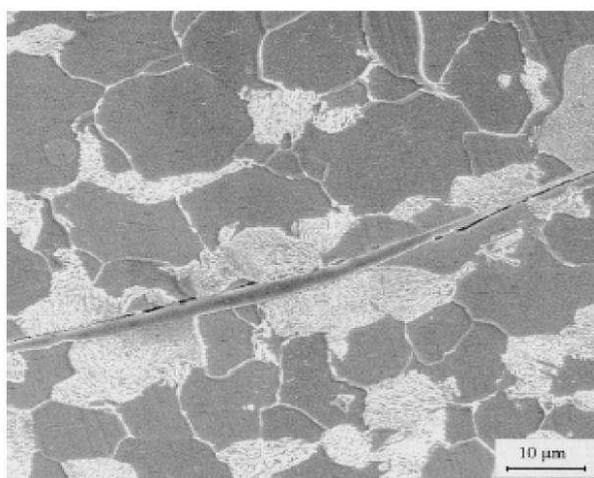
Os danos causados por hidrogênio são uma causa frequente de reparos, manutenção e reposição em equipamentos e estruturas na indústria petroquímica, a qual opera em fluxo constante e qualquer tipo não programado de parada acarreta em prejuízos relevantes. Por esse motivo, é de extrema importância o conhecimento da causa destas discontinuidades, das maneiras de remediá-las e também dos métodos para avaliar a sua

severidade a fim caracterizá-las quanto a sua influência a integridade estrutural (FRANCESCHINI, 2011).

Conforme Stroe, 2006, os danos causados pelo hidrogênio podem ser classificados da seguinte forma:

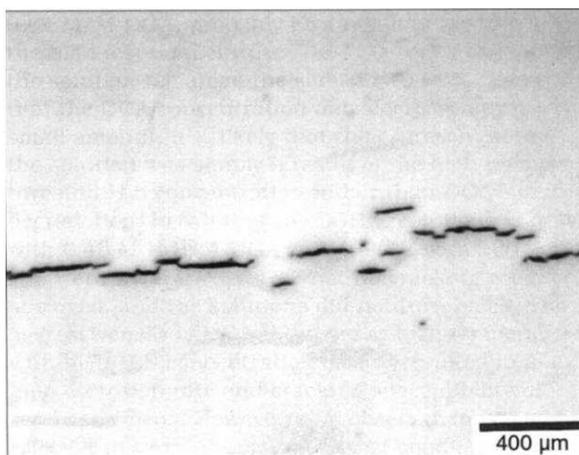
→ **Trincas induzidas por hidrogênio (*Hydrogen Induced Cracking-HIC*) e Trincas escalonadas induzidas pelo hidrogênio (*stepwise cracking-SWC*):** O hidrogênio atômico H se difunde no interior do metal e recombina-se como molécula, H<sub>2</sub>, em locais específicos. Este H<sub>2</sub> pode desenvolver alta pressão nesses locais. Em metais mais ou menos dúcteis (limite de resistência de aproximadamente 540 MPa), essas pressões provenientes do H<sub>2</sub> podem deformar o material e produzir bolhas de hidrogênio gasoso, H<sub>2</sub> molecular. Bolhas de HIC são típicas em aços de baixa resistência em ambientes contendo H<sub>2</sub>S. Para metais com baixa ductilidade a trinca pode ocorrer uma vez que a pressão exceder o valor crítico. O hidrogênio atômico é normalmente produzido por uma reação de corrosão em ambientes que contém H<sub>2</sub>S. Este tipo de dano é típico em dutos de aço ao carbono com alta resistência, que transportam produtos contendo H<sub>2</sub>S.

**Figura 1** – Trincas induzidas por hidrogênio em aço carbono em ambiente contendo H<sub>2</sub>S: bolhas são associadas em inclusões de MnS (Metals Handbook, 1987).



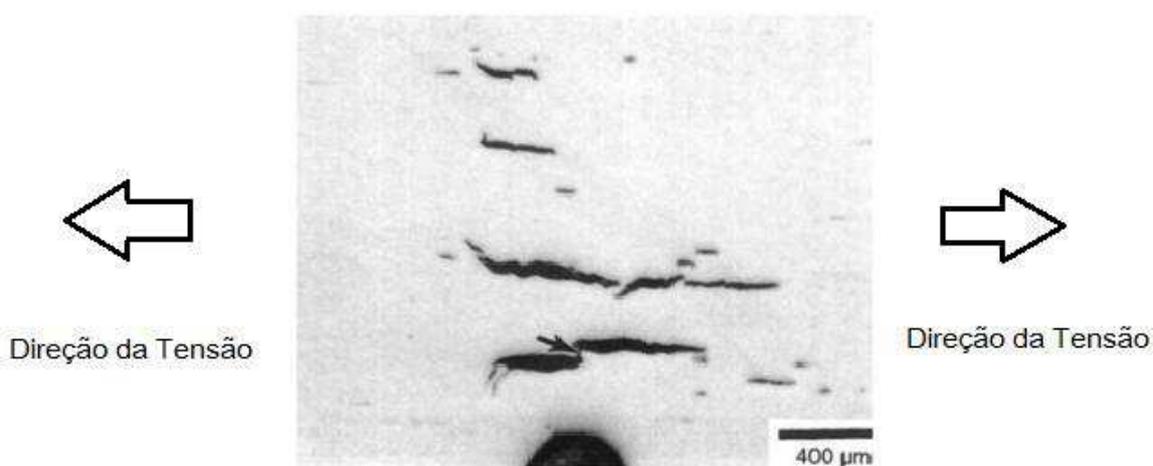
A recombinação de H em H<sub>2</sub> geralmente ocorre em inclusões de MnS alongados, Figura 1. Medidas de combate são a redução do teor de S em aços para níveis muito baixos (0,001%) ou a adição de cálcio (Ca), ou de outros elementos, por exemplo o cério, para construir inclusões esféricas. Este tipo de dano ocorre na ausência de tensão aplicada. A tensão é produzida pela pressão interna do hidrogênio. A forma como a trinca escalonada induzida por hidrogênio (SWC) se propaga pode ser vista na Figura 2.

**Figura 2** – Aspecto típico de uma trinca SWC (ELBOUJDAINI, 2000).



→ **TIH orientadas pelo campo de distribuição de tensões (*Stress Oriented Hydrogen Induced Crack-SOHIC*)**: É uma combinação de HIC e trincas de tensão de sulfeto (SSC – *Sulphide Stress Cracking*). Trata-se de bolhas formadas por  $H_2$ , como na trinca induzida por hidrogênio, mas ocorre na presença de uma tensão aplicada ou tensão residual. A presença conjunta do hidrogênio atômico e da tensão produzem trincas finas que podem se interligar, Figura 3. Essas trincas se desenvolvem perpendicularmente à direção da tensão aplicada. A Figura 3 apresenta um aspecto típico das trincas SOHIC.

**Figura 3** – Trincas induzidas por hidrogênio orientadas pelo campo de distribuição de tensões –SOHIC (Metals Handbook, 1987).



→ **Reação do hidrogênio com a matriz metálica (Formação de hidretos):** O hidrogênio pode formar hidretos quebradiços com os seguintes elementos: Ti, Zr, V, Nb, Ta, Mg, U, Th e suas ligas. Falhas com tubos de Ti foram observadas em condensadores próximos a placas colocadas para proteger catodicamente o tubo. A formação de hidretos ocorre acima de uma concentração crítica de hidrogênio. A pré-existência de trincas pode ser o início para o dano, uma vez que o hidrogênio tende a se difundir para a região de alta tensão na ponta da trinca. A fase hidreto apresenta um volume maior do que o elemento original e isso cria deformações locais elásticas ou plásticas. Este tipo de falha não ocorre em ligas ferrosas.

→ **Trincas de tensão de sulfeto (*Sulphide Stress Cracking-SSC*):** è um caso especial de fragilização por hidrogênio onde compostos com sulfetos aumentam a entrada de hidrogênio atômico na estrutura do metal. Esse nome foi dado em relação ao tipo de ambiente que esse dano ocorre. As trincas de SSC podem ser particularmente rápidas e catastróficas. Microestruturas duras são mais sensíveis ao SSC. Tratamentos térmicos impróprios ou zonas termicamente afetadas pelo calor de juntas soldadas são causas freqüentes do SSC. A ocorrência deste tipo de dano no ambiente ácido é muitas vezes impedido por limitar a dureza do material.

### **2.3.1 Fragilização por Hidrogênio (*Hydrogen Embrittlement – HE*)**

Sabe-se que sobre certas condições o hidrogênio pode degradar e fraturar a maioria das ligas estruturais. A fragilização pode ocorrer como resultado do hidrogênio localizado no interior da liga durante a aplicação de uma carga (fragilização por hidrogênio interna). Como também, esta fragilização pode ser resultado da exposição de uma liga sobre carregamento em um ambiente que contém hidrogênio (fragilização por hidrogênio externa). Esta fragilização é manifestada por um modo não dúctil, reduzindo a ductilidade e reduzindo a resistência à tração do metal ou liga (ELIAZ et. al., 2002).

Este processo de fragilização depende de três grandes fatores: (1) a origem do hidrogênio; (2) o processo de transporte do hidrogênio envolvido na movimentação do hidrogênio da superfície até a localização onde o hidrogênio reage com o metal causando a fragilização; e (3) o próprio mecanismo de fragilização (ELIAZ et. al., 2002).

O átomo de hidrogênio, após ser adsorvido, superficialmente, é absorvido e se difunde rapidamente na rede cristalina (em temperaturas próximas à ambiente), em função de ser um elemento químico de diâmetro muito pequeno e de grande mobilidade, através de difusão no estado sólido (PRONSATO et. al., 2001).

A interação do hidrogênio com as heterogeneidades da rede cristalina de um metal influencia fortemente na susceptibilidade à fragilização (POUND et. al., 1991). As heterogeneidades estruturais são sítios aprisionadores em potencial para o hidrogênio difusivo, e a natureza da interação do hidrogênio com estes sítios afeta a resistência do metal à fragilização por hidrogênio. Interações locais na microestrutura entre hidrogênio e heterogeneidades podem iniciar uma série de eventos que levam à fratura e por isso há a necessidade do conhecimento destas interações. O acúmulo de hidrogênio em partículas de segunda fase e precipitados é, geralmente, considerado por promover a iniciação de microtrincas via fratura das partículas ou no enfraquecimento das interfaces partícula-matriz (LUKITO et. al., 1997).

O hidrogênio solubiliza-se no metal sólido em sítios intersticiais através dos quais se movimenta em difusão no estado sólido. Além disso, os átomos de hidrogênio também podem encontrar-se em solução sólida e aprisionados em armadilhas da microestrutura. A ocupação dos aprisionadores é determinada pela concentração e energia de ligação dos átomos de hidrogênio ao redor destes sítios da rede (TURNBULL et. al., 1997). O transporte de hidrogênio é influenciado fortemente pela presença de aprisionadores de hidrogênio, tais como: contornos de grão, discordâncias, carbonetos e partículas não metálicas.

O hidrogênio não precisa estar presente em concentrações acima do limite de solubilidade das microestruturas ferríticas e martensíticas dos aços para promover a fragilização. Ambas as microestruturas podem ser fortemente degradadas por concentrações relativamente baixas de hidrogênio proveniente da composição química do aço ou liga, como também, proveniente do hidrogênio contido no meio. Em geral, quanto maior o nível de resistência mecânica dos aços, maior a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio (ELIAZ et. al., 2002). A junta soldada de metais dissimilares estudada neste trabalho foi submetida a este tipo de dano, no qual haverá tensões residuais provenientes da soldagem, porém será feito um tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) para que seja minimizado o efeito das tensões.

## **2.4 Fatores que Influenciam a Permeação de Hidrogênio**

A susceptibilidade dos metais a permeação e fragilização ao hidrogênio dependem tanto de fatores metalúrgicos quanto de fatores ambientais. Dentre os fatores metalúrgicos estão a presença de elementos de liga, a microestrutura, segregações e inclusões não metálicas. Já os fatores ambientais pode-se citar a presença de  $H_2S$  e  $CO_2$ , a temperatura, pH do meio e a presença de íons agressivos como o  $Cl^-$  (ELBOUJDAINI,1994; MORRIS, 1995).

### **2.4.1 Fatores Metalúrgicos**

Parvathavarthini et al. (1999), durante estudos, analisaram a influência da microestrutura na permeabilidade, difusividade e solubilidade do hidrogênio em aço ferrítico 9% Cr – 1% Mo, o qual tem sido muito utilizado na indústria de petróleo. Os resultados obtidos sugeriram que os defeitos agiam como armadilhas para o hidrogênio. A estrutura martensítica obtida com têmpera em água oferece uma resistência máxima de permeação do hidrogênio e alta solubilidade do hidrogênio devido a sua complexa microestrutura.

Brass e Chanfreau (1996) avaliaram a influência da quantidade de contornos de grão. Segundo ele, a permeação do hidrogênio ocorre preferencialmente pelos contornos de grão. Ele analisou amostras com alta pureza de níquel com tamanhos de grão de 25 a 150  $\mu m$  e um níquel monocristalino. Foi observado que a permeabilidade do hidrogênio, à temperatura ambiente, era maior na amostra de menor tamanho de grão, ou seja, quanto maior a densidade de grãos, maior a quantidade de caminhos preferenciais para a permeação do hidrogênio.

## 2.4.2 Fatores Ambientais

Foi constatado que a deterioração por hidrogênio pode ocorrer tanto em condições ácidas, como alcalinas. Em estudos conduzidos com o pH menor do que 7, as taxas de permeação geralmente aumentaram com a diminuição do pH.

Com relação ao efeito das pressões parciais do  $H_2S$  e do  $CO_2$ , diferentes resultados foram obtidos nos estudos de laboratório. Em alguns trabalhos, as taxas de permeação de hidrogênio aumentaram com o aumento da pressão parcial de  $H_2S$ . Outros sugeriram que as taxas aumentavam com o incremento das pressões parciais de  $H_2S$  e  $CO_2$ , sendo menor o efeito deste último. E, por fim, baixa pressão parcial de  $H_2S$  e alta pressão parcial de  $CO_2$  resultou em altas taxas de permeação. Em altas pressões parciais de  $H_2S$ , filmes estáveis de sulfeto formaram-se e reduziram as taxas de permeação de hidrogênio. Na ausência de polissulfeto, a permeação de hidrogênio aumentou com a elevação da pressão parcial de  $H_2S$  e pH na faixa de 8 a 10.

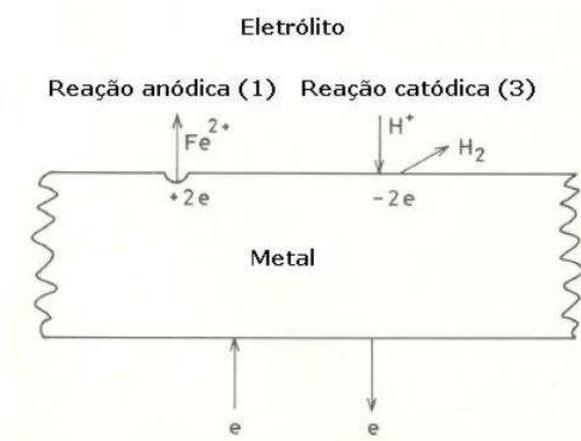
Além disso, cloretos aparentaram ter pouco efeito sobre a permeação em soluções ácidas. A maior parte da literatura sugere que o pH é a variável que apresenta maior influência nas taxas de permeação em presença de  $H_2S$  (SILVA, 2002).

## 2.5 Proteção Catódica

A proteção catódica é um método pelo qual a corrosão do metal de base é impedida. Os dois principais métodos de proteção catódica são ânodos galvânicos e sistemas de corrente impressa. Para tubulações submarinas, o sistema de ânodo galvânico é geralmente utilizado. A corrosão é uma reação eletroquímica que envolve a perda de metal. Isto é devido ao fato de a superfície da tubulação de aço estar distribuída aleatoriamente em áreas anódicas e catódicas, e a água do mar é o eletrólito que completa a célula galvânica. Isto faz com que elétrons fluam de um ponto para o outro, o que resulta em corrosão. Ao ligar um metal de maior potencial para na tubulação de aço, é possível criar uma célula eletroquímica em que o metal com menor potencial torna-se um cátodo e está protegido. (GUO, 2014)

Revestimentos feitos nas tubulações, como pintura, por exemplo, são as primeiras barreiras de defesa contra a corrosão. No entanto, o processo de transporte e de instalação pode resultar em algum dano para o revestimento. A proteção catódica usa outro metal que vai perder elétrons em detrimento de aço. Os principais metais utilizados como ânodos de sacrifício são ligas de alumínio e zinco. Ao ligar estes ânodos à tubulação de aço, a área de aço onde o revestimento é danificado, é protegida contra a corrosão. O projeto de sistemas de proteção catódica deve considerar o potencial dos efeitos prejudiciais do sistema de proteção catódica, como a fragilização por hidrogênio nos aços. (GUO, 2014) Uma representação esquemática das reações que os aços carbono sofrem quando expostos à água do mar, pode ser observada na Figura 4.

**Figura 4** – Reações anódica e catódica na superfície de um metal num eletrólito (CARRASCO, 2010).



### 2.5.1 Efeito Negativo Induzido pela Proteção Catódica: Fragilização por Hidrogênio

O efeito secundário mais importante é a fragilização dos aços causada por hidrogênio atômico. Alguns tipos de aços com alta resistência ( $\sigma > 700$  MPa), podem ser submetidos à hidrogenação se o seu potencial é trazido para valores cujo evolução de hidrogênio pode ocorrer. Parte do hidrogênio produzido durante o processo de proteção pode entrar nestes aços e fazer deste fenômeno possível. Em ambientes alcalinos ( $\text{pH} > 12$ ) e, portanto, no reforço protegido catodicamente, a evolução de hidrogênio só pode ocorrer em potenciais mais negativo de cerca de  $-950$  mV. Este tipo de susceptibilidade

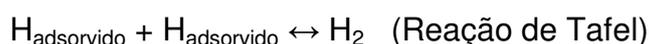
depende de muitos fatores metalúrgicos e variáveis eletroquímicas e, portanto, pode variar de acordo com: composição, calor e tratamentos mecânicos, presença de fendas ou defeitos devido à corrosão ou processo de soldagem e fabricação, valor da tensão usada e as suas variações que resultam em baixa velocidade de deformação, condições ambientais, etc). (PEDEFERRI, 1995)

O hidrogênio atômico é desenvolvido como parte da reação catódica, sendo que a reação de hidrogênio é cada vez mais dominante quando o potencial assume valores mais negativos. Em relação ao processo envolvido na entrada e no transporte de hidrogênio no material, a primeira etapa está relacionada com a adsorção de hidrogênio na superfície do material. Assim, a evolução de hidrogênio na superfície do material contribui para a formação de condições favoráveis para um elevado fluxo de hidrogênio para o interior do aço. Consequentemente, a aplicação da proteção catódica ao aço pode desencadear fenômenos de fragilização por hidrogênio (DIAS, 2009).

Quando o aço é submetido à proteção catódica, os cátions de hidrogênio hidratados em solução ( $\text{H}_3\text{O}^+$ ) são transportados por difusão/migração em direção ao cátodo (no caso trata-se do aço protegido). Na superfície do aço, estes cátions são submetidos a uma redução transformando-se em hidrogênio atômico (H), constituindo a reação catódica do processo de proteção. Este hidrogênio atômico pode recombinar-se de maneira a formar hidrogênio molecular ( $\text{H}_2$ ) que evolui na superfície do aço. Na redução dos íons hidrogênio, dois diferentes mecanismos de reação são possíveis, dependendo da natureza do metal, sendo eles (STROE, 2006):

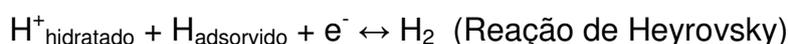
#### Mecanismo Volmer-Tafel

(redução eletroquímica seguida por recombinação química)



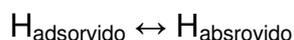
#### Mecanismo Volmer-Heyrovsky

(redução e recombinação eletroquímicas)



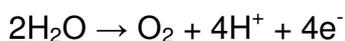
Dependendo da natureza do metal, os diferentes mecanismos de evolução de hidrogênio podem ocorrer. Para aços, os mecanismos mais prováveis são de uma redução e uma recombinação química unidas, ou uma lenta redução e a rápida recombinação eletroquímica. A cobertura do substrato metálico pelo hidrogênio depende tanto do mecanismo de evolução de hidrogênio no metal como das condições eletroquímicas, esta última associada com a densidade de corrente ou com o potencial aplicado na polarização (STROE, 2006).

Após a redução dos cátions de hidrogênio, parte dos átomos de hidrogênio adsorvidos na superfície do aço é recombinada para formar H<sub>2</sub>. Outra parte dos átomos de hidrogênio adsorvidos na superfície é absorvida para o interior do aço de acordo com a reação de equilíbrio (STROE, 2006).



Deste modo, competindo com a adsorção de hidrogênio na superfície está a formação de H<sub>2</sub> que deixa a superfície ao invés de ser absorvido. A difusão e a acumulação de hidrogênio atômico nos componentes de aço geradas pelo sistema de proteção catódica dependem de alguns parâmetros, tais como a composição e microestrutura do aço, o potencial de proteção catódica, as condições superficiais, os níveis de tensão e deformação aos quais são submetidos os componentes, a temperatura e a pressão hidrostática (STROE, 2006).

Como consequência da reação anódica do processo de proteção catódica do aço em água do mar, ocorre uma gradual diminuição do valor de pH da solução proveniente da acidificação promovida pela decomposição da água conforme a reação:

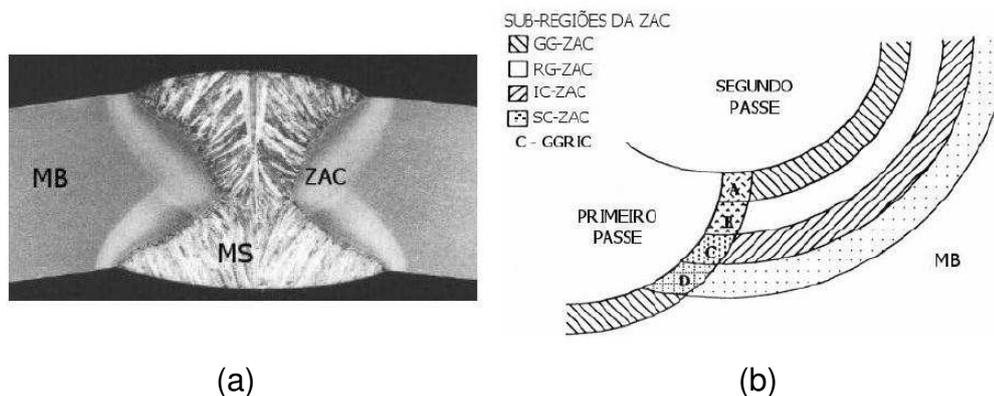


Um importante aspecto no mecanismo de redução e evolução de hidrogênio está relacionado com um aumento substancial da absorção de hidrogênio pelo aço promovido pela presença de determinados compostos. Estes compostos, tais como S<sub>2</sub><sup>-</sup>, HS<sup>-</sup>, H<sub>2</sub>S, As, entre outros, impedem a recombinação dos átomos de hidrogênio na superfície do aço e conseqüentemente elevam a reação de absorção. Mesmo pequenas quantidades destes compostos aumentam fortemente a quantidade de hidrogênio absorvido pelo material (DIAS, 2009)

## 2.6 Microestrutura de Juntas Soldadas de Aços ARBL

O elevado gradiente térmico originado das grandes diferenças de temperatura e pela taxa de resfriamento em regiões reduzidas de uma junta soldada durante o processo de soldagem proporciona variações acentuadas na sua microestrutura e conseqüentemente nas suas propriedades mecânicas. A região do metal de base cujas características microestruturais são alteradas pelo ciclo térmico de soldagem é denominada de zona termicamente afetada (ZTA) ou zona afetada pelo calor (ZAC) (EVANS, 1997). A Figura 5 ilustra a microestrutura da ZAC de uma junta soldada de um aço, com dois passes de solda.

**Figura 5** – (a) microestrutura de uma junta soldada; (b) ilustração das diferentes regiões da ZAC obtida com soldagem de dois passes (EVANS, 1997).



A ZAC de um aço-carbono pode ser decomposta nas seguintes regiões: de crescimento de grão, refino de grão, parcialmente transformada e de esferoidização de carbonitretos, além do metal-base não afetado (EVANS, 1997).

Pela Figura, então, pode-se observar a ilustração destas diferentes regiões da ZAC. Na região onde as temperaturas são inferiores à temperatura da linha AC1 do diagrama Fe-C, (723°C), chamada de região subcrítica SC-ZAC, não ocorre modificação na microestrutura, entretanto, pode ocorrer a precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos. A formação desses precipitados pode resultar no endurecimento por precipitação diminuindo a tenacidade nessa região (EVANS, 1997).

Na região da ZAC onde as temperaturas encontram entre a linha AC1 e AC3, chamada de região intercrítica (IC-ZAC), o material é aquecido durante a soldagem e sofre

uma transformação parcial, permitindo que o carbono se solubilize na microestrutura presente (EVANS, 1997).

A região de refino de grão RG-ZAC, ou de normalização, situa-se mais afastada da linha de fusão e é caracterizada por uma microestrutura de granulação fina, similar à dos aços normalizados. Esta região pode ser considerada um problema para a maioria dos aços, exceto para os aços temperados e revenidos, onde ela pode apresentar menor resistência mecânica que o metal base (EVANS, 1997).

A região de granulação grosseira GG-ZAC, ou região de crescimento de grão, corresponde a porções do metal de base aquecidas acima de sua temperatura de crescimento de grão, tendo uma microestrutura caracterizada pelo seu elevado tamanho de grão (EVANS, 1997).

**Características da ZAC ou ZTA:** A região de grãos grosseiros (GG), por causa da maior taxa de resfriamento, é mais susceptível à formação de microestruturas frágeis como a Martensita, dependendo do teor de carbono do metal de base. É, portanto, a região em que existe o maior risco de formação de trincas induzidas por hidrogênio. Microestruturas dúcteis podem tolerar mais hidrogênio do que microestruturas frágeis, antes da trinca ocorrer. No caso de soldas com metais semelhantes, as microestruturas formadas na região da ZTA apresentarão características do metal de base e do metal de solda. O mesmo não acontece no caso de soldas dissimilares. (MAGUDEESWARAN et. al., 2008)

A microestrutura tanto do metal de solda (região fundida) como da ZTA é um fator importante que pode, portanto, influenciar diretamente sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio da junta soldada. O coeficiente de difusão de hidrogênio na fase austenítica no metal de solda é muito menor do que na fase ferrítica. Mas, a sua solubilidade na fase austenítica é muito mais elevada. Assim, quando o metal de solda encontra-se na fase austenítica pode armazenar alto teor de hidrogênio que não pode se mover rápido o suficiente para a linha de fusão devido à taxa de difusão de hidrogênio ser lenta nesta fase. O coeficiente de difusão de hidrogênio monoatômico à temperatura ambiente é de aproximadamente cinco ordens de grandeza menor na matriz austenítica do que na matriz ferrítica. Deste modo, a difusão do hidrogênio é mais rápida na ferrita do que na austenita, mas a solubilidade do hidrogênio é aproximadamente 30 vezes maior do que na ferrita à temperatura ambiente. Assim, a fase austenítica age como barreira para a fuga de hidrogênio. A ductilidade de austenita é também elevada, proporcionando assim uma

capacidade de superar restrições. Além disso, a austenita tem uma capacidade de tolerar altos valores de diluições sem risco de formar uma estrutura martensítica, que é susceptível a fragilização por hidrogênio. (MAGUDEESWARAN et. al., 2008)

**Efeito da composição química:** as composições químicas do metal de solda e do metal de base têm um papel importante na formação das microestruturas presentes na junta soldada e, conseqüentemente, influenciando diretamente sobre a susceptibilidade à sua fragilização por hidrogênio. É sempre preferível evitar a formação da microestrutura martensítica, pois esta é mais susceptível a fragilização por hidrogênio, o que pode ocasionar falhas catastróficas em estruturas submetidas à soldagem. O carbono é conhecido como o elemento de liga com a maior influência sobre o temperabilidade e susceptibilidade à fragilização dos aços, mas outros elementos de liga, tais como o molibdênio e cromo também apresentam fortes influências sobre a mesma. Embora o níquel também aumente a temperabilidade dos aços, tem sido usado para reduzir a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, pois este elemento tem um papel importante no controle microestrutural. No entanto, não há em geral um acordo sobre a quantidade e a proporção necessária de Ni e de outros elementos de liga. O teor de níquel mais elevado melhora a tenacidade de duas maneiras: reduz o teor de ferrita no metal de solda (fase microestrutural magnética e mais frágil do que a austenita), e aumenta a proporção e estabiliza as microestruturas austeníticas de maior tenacidade, impedindo a formação de martensita. Além disso, o hidrogênio tem maior solubilidade na austenita dificultando a sua migração para a ZTA. (MAGUDEESWARAN et. al., 2008)

## **2.7 Soldagem de Metais Dissimilares**

A soldagem de metais dissimilares é amplamente aplicada em juntas envolvendo aços carbono, aços inoxidáveis e ligas de níquel em ambientes que apresentam temperatura elevada e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimam combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas. As ligas à base de Níquel com altos teores de Cr possuem alta resistência à corrosão e alta tenacidade, sendo frequentemente utilizadas como metal de adição durante a soldagem de metais dissimilares.

Ligas à base de Ni são muitas vezes soldadas a diferentes tipos de liga, em particular os aços. E metais de adição à base de Ni também são utilizados para unir outras diferentes combinações, como aços para vasos de pressão com aços inoxidáveis. A seleção adequada de metais de adição para estas diferentes combinações precisa de um conhecimento do comportamento metalúrgico da solda dissimilar, pois é necessário para evitar problemas durante a fabricação ou em serviço. (DUPONT, 2009)

Há certo número de situações em que combinações das ligas a base de Ni em soldas dissimilares proporcionam vantagens em aplicações de engenharia. Em geral, estas aplicações tomam proveito de várias propriedades inerentes de ligas à base de Ni soldadas com materiais que fazem dessas ligas escolhas ideais para tipos específicos de aplicações. Cada aplicação em que a liga de Ni é usada como metal de adição para soldar outros metais comuns, geralmente, apresentam vantagem de características únicas, nas quais o metal de solda permite conferir propriedades iguais ou melhores do que a do metal de base. (DUPONT, 2009)

Outro tipo de aplicação que apresenta vantagens é a utilização de ligas de Ni no combate a resistência à corrosão, pois são usados para soldar ligas metálicas que apresentam baixa resistência à corrosão. Este tipo de aplicação combate a corrosão pela segregação da microestrutura na região do metal de solda em determinadas aplicações. Da mesma forma, em ambientes de corrosão galvânica ativos, os metais de adição ligados muitas vezes fornecem soldas mais nobres para que o ataque à corrosão não ocorra protegendo assim as soldas contra ataque à corrosão acelerada. Finalmente, há outras considerações, tais como resistência ao impacto à baixa temperatura na condição de soldado, que levou à escolha das ligas ERNiCrMo-3 e ERNiCrMo-4 como metal de adição para a soldagem de aços criogênicos, de aços com 5% e 9% de Ni. (DUPONT, 2009)

Neste tipo de junta soldada, na região próxima à linha de fusão ocorre a diluição do metal de base (MB) com o metal de adição (MA), produzindo uma região de composição intermediária, que pode apresentar propriedades distintas dos metais envolvidos. Existe uma fina camada, junto à linha de fusão, região não misturada, na qual o MB funde e solidifica-se rapidamente, não se misturando com MA, produzindo uma região com composição similar ao MB.

Devido a este fenômeno, a região parcialmente fundida se expande a um ou dois grão dentro da ZTA, e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, resultando

possivelmente na formação de trincas à quente durante o processo de soldagem ou durante o tratamento térmico pós-soldagem (CAMPOS, 2009), como também pode possibilitar a ocorrência de corrosão, dependendo da aplicação do material.

O processo de “amanteigamento” com a liga de níquel consiste na aplicação prévia, antes da soldagem de união, em uma ou ambas as partes dos metais de base a serem unidos e tem como objetivo minimizar a possibilidade de ocorrência destes defeitos, pois a camada de amanteigamento garante uma proteção maior contra esse mecanismo de dano, além de reduzir a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. (CERQUEIRA, 2009).

### **2.7.1 Aplicação de Juntas Dissimilares com Ligas de Níquel**

Ligas à base de Ni são muitas vezes utilizadas como metal de adição para soldas dissimilares de aços ao carbono ou de aços inoxidáveis. Elas também são usadas para revestimento de aços carbono em aplicações nas quais o revestimento de aço inoxidável não fornece proteção suficiente para a corrosão. Na maioria dos casos, a solução sólida reforçada das ligas à base de Ni é utilizada para estas aplicações uma vez que a força adicional que seria obtida com o uso da precipitação da liga reforçada seria superior significativamente à resistência do aço e o tratamento térmico para alívio de tensão (TTAT) necessário para atingir esta força, que é incompatível com a maioria dos aços. No entanto, em aplicações nas quais se tem o uso de válvulas na área de petróleo e gás, essas são cobertas com a liga Inconel 625, usada para resistência ao sulfeto de hidrogênio (H<sub>2</sub>S). Algumas válvulas, feitas de aço AISI 8630 apresentam vantagem em ser cobertas com precipitações reforçadas de metais de enchimento da liga 725. Em ambos os casos, os metais de enchimento, para poderem apresentar um efeito benéfico, se faz necessário a aplicação do tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) que também proporciona o revenimento da martensita que se forma na ZTA da junta soldada. (DUPONT, 2009)

As grandes diferenças de composição entre as ligas à base de níquel e aços podem resultar na formação de uma variedade de microestruturas no metal de solda e propriedades divergentes entre metal de solda e metal de base. Na maioria dos casos, a diluição deve ser cuidadosamente controlada para evitar a formação de fases intermediárias que podem levar à fragilização ou comprometer a soldabilidade. Em geral,

os metais de solda tendem a ser austenítico devido ao forte efeito estabilizador da austenita pelo Ni. No entanto, o intervalo de temperatura de solidificação do metal de solda é afetado significativamente a partir de uma diluição de ligas à base de Fe. Soldas dissimilares entre ligas à base de níquel e aços apresentam também uma região de transição entre a composição do metal de solda diluído e o metal de base. Em muitos casos, esta região de transição pode conter uma camada de martensita (DUPONT, 2009).

Em combinações diferentes de metais de adição com Ni e metais de base de aço, a microestrutura da ZTA pode diferir significativamente ao longo da linha de fusão e está sujeita a efeitos difusionais de gradientes de composição química locais. Por exemplo, se o metal de base tem um teor de carbono maior do que o metal de solda (que geralmente é o caso dos aços de carbono e a maior parte dos metais de adição a base de Ni), o carbono se difunde (ou "migra") da ZTA à linha de fusão durante a soldagem ou TTAT. Isto pode resultar potencialmente numa região martensítica próxima a linha de fusão, que apresenta alta dureza (DUPONT, 2009).

A difusão de carbono durante o TTAT pode produzir uma zona de depleção de carbono na HAZ, próxima à linha de fusão. Esta depleção de carbono pode resultar na formação de uma ferrita macia com baixo carbono, em uma zona estreita da ZTA. Esta zona amolecida tem sido considerada como motivo para levar a uma falha prematura durante a exposição em serviço (DUPONT, 2009).

### **2.7.2 Liga ERNiCrMo-3 ou Inconel 625**

A liga ERNiCrMo-3, conhecida comercialmente como Inconel 625, é utilizada em várias indústrias (aeroespacial, química, nuclear, aplicações com uso no mar etc.) graças a sua grande resistência mecânica, excelente resistência à fadiga, resistência térmica, resistência a oxidação, excelente soldabilidade e brasagem, excelente resistência a corrosão em vários meios e em uma grande faixa de temperatura e pressão, resistência a cloretos, além do seu uso frequente como material de adição em soldas dissimilares por causa de sua resistência, ductilidade e sua habilidade de tolerar na diluição uma grande quantidade de outros materiais (BRESCHIANI, 1997).

Essa liga contém alto teor de cromo (21%) e, ainda, 9% de molibdênio e cerca de 4% de nióbio. Esses elementos aumentam a resistência da matriz austenítica sem necessidade de tratamento de endurecimento por precipitação. A microestrutura austenítica apresenta, contudo precipitados de carbonetos (MC e M<sub>6</sub>C) de níquel, nióbio e molibdênio; e um efeito de endurecimento ocorre com aquecimento a 650<sup>o</sup>C devido a uma precipitação lenta de uma fase gama-1 rica em níquel e nióbio, que gradualmente se transforma numa fase (ortorrômbica) de composto intermetálico (Ni<sub>3</sub>Nb) depois de prolongado período de aquecimento. O aumento de resistência da matriz eleva os níveis de resistência mecânica da liga 625, em relação à liga 600, em cerca de 40% para o limite de resistência e de escoamento à temperatura ambiente, para praticamente um mesmo alongamento; para temperaturas mais elevadas (por exemplo, a 870<sup>o</sup>C) as relações são ainda mais favoráveis à liga 625, ou seja, respectivamente 50% e 120% maiores. As aplicações são as mesmas do Inconel 600, contudo com a vantagem adicional da resistência à corrosão por pites (PÉREZ, 2005).

A composição química do Inconel 625 na forma de uma liga trabalhada mecanicamente (N-06625) e como consumível de soldagem (vareta ER-NiCrMo-3) é mostrada na tabela 1.

**Tabela 1:** Composição química da liga de Inconel 625 trabalhada e como vareta de soldagem (BRADLEY,1989)

Liga	C	Fe	P	S	Si	Ni	Al	Ti	Cr	Nb	Mo
N-06625	0,05	2,5	-	-	0,5	61min	0,2	0,2	21,5	3,6	9,0
ER-NiCrMo-3	0,10	5,0	0,02	0,015	0,50	58min	0,40	20-23	3,15-4,15	8,0-10,0	-

Valores em % (peso)

Além das funções já mencionadas anteriormente com relação ao “amanteigamento”, a utilização deste procedimento com o uso de ligas como o Inconel 625 melhora a resposta ao dano das soldas entre metais dissimilares, caso exista uma trinca. Considerando o meio extremamente corrosivo dessas juntas em aplicações *offshore*, a trinca pode ter origem na raiz da solda em virtude do próprio processo de fabricação ou por fadiga mecânica. Se a junta soldada for composta por um metal que não apresenta resistência à corrosão, a trinca irá se propagar através do fenômeno conhecido como corrosão-fadiga. Sendo assim,

o amateigamento com Inconel visa ajudar na resistência a ocorrência deste mecanismo aumentando a confiabilidade da solda (CERQUEIRA, 2009).

## **2.8 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões (TTAT)**

O Tratamento térmico de alívio de tensões consiste no aquecimento da peça de trabalho após a operação de soldagem. Esse tratamento leva a junta soldada a uma condição mais durável, pois a ductilidade é aumentada, embora a resistência mecânica diminua ligeiramente (VIEIRA, 2006).

Para a realização do TTAT, a peça soldada deve ser aquecida a uma temperatura inferior a temperatura crítica de transformação do material, ou seja, antes que ocorra uma mudança de fase. Depois de atingida essa temperatura, a peça é mantida aquecida durante um determinado tempo de patamar ou de encharque. Segue-se então o resfriamento uniforme e controlado da peça, geralmente a uma taxa pequena, não superior a 150°C/h.

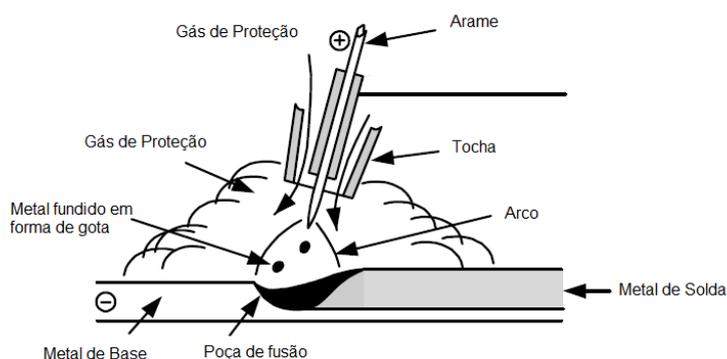
Os principais objetivos do TTAT são: aumento da ductilidade, diminuição tanto da dureza na zona fundida quanto na zona termicamente afetada, redução do empeno, aumento da resistência à fadiga e aumento da resistência à corrosão sob tensão (CODOGNOTTO e JUNIOR, 2011).

Ao realizar as soldas na junta dissimilar estudada neste trabalho, submeteu-se as juntas à diferentes condições de TTAT, onde posteriormente foi feita uma relação às condições de TTAT com a fragilização por hidrogênio (Hydrogen Embrittlement – HE) realizada no presente estudo. Com isso, pode ser feita uma estimativa de uma condição de TTAT ideal, diante das avaliadas, que minimize as ações da fragilização por hidrogênio.

## 2.9 Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Proteção Gasosa GMAW (Gas Metal Arc Welding) ou MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas)

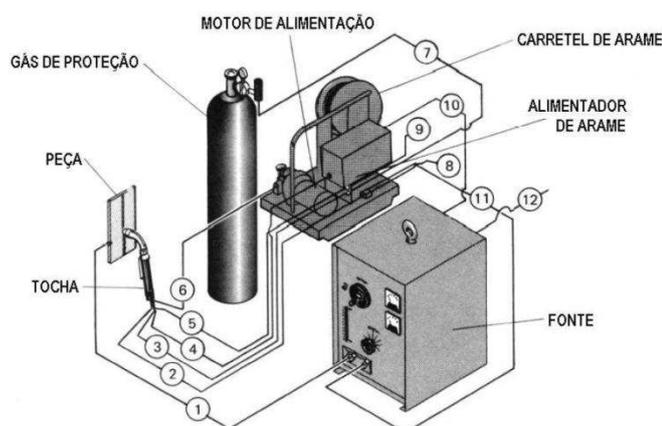
MIG/MAG é um processo de soldagem que se baseia na fonte de calor de um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame nu consumível, alimentado continuamente, e a peça a soldar. Quando a proteção da região da solda é feita por uma atmosfera protetora de *gás inerte* (comercialmente, Ar e He) o processo é denominado MIG. Quando esta proteção é com um gás *ativo* (usualmente CO<sub>2</sub>) ou misturas deles (no caso, incluindo como gás ativo o O<sub>2</sub> e o N<sub>2</sub>), o processo é denominado MAG. A abreviatura GMAW inclui as duas possibilidades (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). A Figura 6 ilustra o processo.

**Figura 6** – Esquema demonstrando a atmosfera protetora formada durante a soldagem MIG/MAG (KOU, 2003).



O processo MIG/MAG pode ser aplicado de forma *automática*, quando o movimento da tocha é feito por uma máquina, ou *semi-automática*, quando a tocha é conduzida manualmente pelo operador (soldador). Em ambos os casos, a alimentação do arame é feita mecanicamente (o equipamento mantém, por si só, a velocidade de alimentação e o comprimento do arco constantes). O *arame* (termo mais popular) é também designado por *arame-eletrodo* ou simplesmente *eletrodo*, pois a partir do ponto de contato elétrico até o metal de base, ele passa a ter a função de condutor elétrico (SCOTTI e PONOMAREV, 2008). Um esquema de um equipamento de soldagem pelo processo MIG/MAG semi-automático é apresentado na Figura 7.

**Figura 7** – Esquema do equipamento da soldagem pelo processo MIG/MAG semi-automático (Fonte: Apostila da ESAB)



O *gás de proteção* tem a função de evitar contaminação do arame, das gotas de metal fundido em transferência e da poça de fusão pelos gases da atmosfera. Este gás também tem o papel de ser o meio ionizante, conferindo as propriedades de estabilidade do arco e controlando a transferência metálica, consumo do eletrodo e fusão do metal de base. Como o arame-eletrodo é energizado a partir do bico de contato no sentido da chapa, o comprimento do eletrodo (energizado) é sempre curto (na prática, de 8 a 25 mm). A alimentação do arame-eletrodo, bobinado em um carretel na forma mais convencional de trabalho, se dá por roletes do alimentador de arame, que o impulsiona até a saída da tocha a uma velocidade regulada e rigorosamente constante. O equilíbrio entre a velocidade de alimentação e a taxa de fusão do arame será estabelecida automaticamente (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

As principais características do processo MIG/MAG são a relativamente elevada taxa de fusão do arame-eletrodo, a possibilidade da variação de modos com que a transferência metálica se dá e a relativa portabilidade da tocha.

O pequeno comprimento do eletrodo (extensão energizada do arame-eletrodo) permite o uso de uma alta densidade de corrente (levando a um alto consumo) sem afetar a rigidez mecânica do eletrodo por aquecimento ao longo do seu comprimento. Os seus diâmetros pequenos conferem um arco elétrico concentrado e de alto poder de fusão do metal de base. Estas são as principais razões de se creditar ao processo MIG/MAG uma alta capacidade de produção. O fato de a alimentação ser contínua possibilita aumentar o

ciclo de trabalho (relação entre o tempo de arco aberto e o tempo total de soldagem), o que confere ao MIG/MAG maior produtividade (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Este processo ainda gera relativamente poucos fumos e pouca escória, comparativamente aos processos que usam a escória como meio de proteção (como, por exemplo, o processo de soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido e ao Arco Submerso, este último mais quanto à escória). As restrições mais importantes do processo seriam uma alta emissão de calor e luz, relativa dificuldade de manuseio do equipamento como um todo (fonte, cabeçote e cilindros) e a necessidade de se conhecer como se regula os parâmetros para trabalhar com estabilidade.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

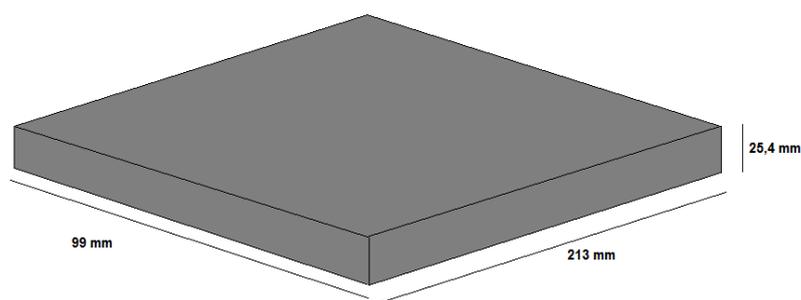
Neste trabalho foram utilizados como metal de base quatro amostras do aço AISI 8630 normal e quatro amostras do aço AISI 8630 modificado, ambos temperado a 872°C e revenido a 677°C, e oito amostras do aço ASTM A36. Como metal de adição utilizou-se o arame ERNiCrM-3, conhecido comercialmente como Inconel 625, com 1,2 mm de diâmetro tanto para o amanteigamento como para o enchimento da solda. Na tabela 2 encontram-se a composição química dos metais de base e do metal de adição.

**Tabela 2** – Composição química dos aços usados como metal de base e do arame usado como metal de adição (% em peso).

Comp. Química	8630 Normal	8630 Modificado	A36	Inconel 625
C	0,244	0,374	0,152	0,1
Si	0,24	0,335	0,257	0,5
Mn	0,897	0,92	1,51	-
Cr	0,894	0,91	0,0211	3,15
Mo	0,39	0,438	0,0012	-
Ni	0,861	0,89	0,0124	58
Al	0,0057	0,0251	0,0205	0,4
Ti	0,0005	0,002	0,0114	21
W	0,0173	0,0159	0,005	-
Fe	96,3	95,9	97,8	5
Outros	0,1268	0,1759	0,1657	11,85

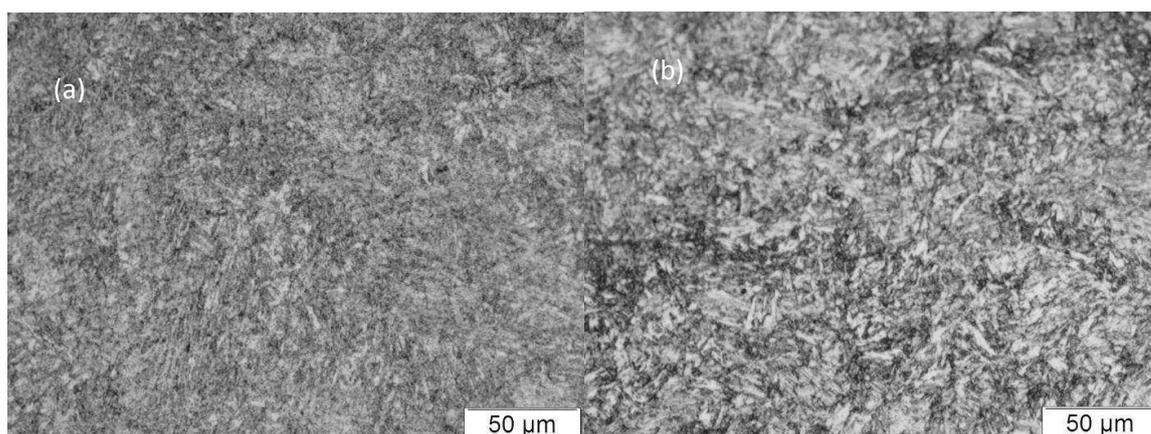
As chapas dos aços AISI 8630 normal, AISI 8630 modificado e ASTM A36 se encontram sob a forma de chapa, apresentando 25,40 mm de espessura, 99,00 mm de largura e 213,00 mm de comprimento, como mostrado na Figura 8.

**Figura 8** - Dimensões das amostras dos aços AISI 8630 e ASTM A36 (Fonte: Autoria própria).



A microestrutura do metal de base (MB), o aço AISI 8630, normal e modificado, é formada pela martensita revenida, como pode ser observado na Figura 9.

**Figura 9** – Microestrutura do metal de base das amostras de 8630: (a) A0, aço AISI 8630 normal e (b) B0, aço AISI 8630 modificado.

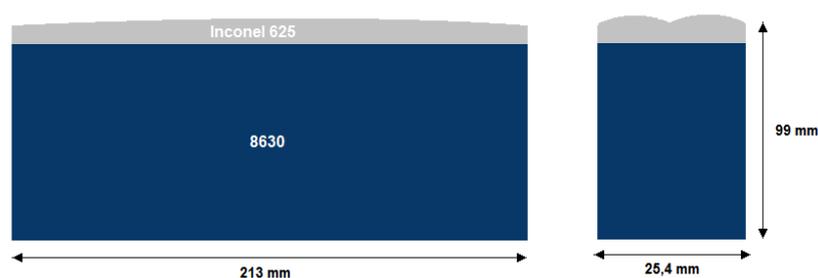


## 3.2 Métodos

### 3.2.1 Amanteigamento

As chapas do aço AISI 8630 foram amanteigadas com o arame Inconel 625 pelo processo MIG automatizado conforme a Figura 10.

**Figura 10** – Esboço mostrando a região do amanteigamento nas chapas do aço AISI 8630.



As amostras foram pré-aquecidas a 280°C antes do início da soldagem e a temperatura máxima entre passes foi de 235,4°C. Nas chapas foram aplicadas camadas de “amanteigamento” com espessura entre 7-10 mm. Para a realização do amanteigamento foram utilizados os seguintes parâmetros de soldagem presentes na Tabela 3:

**Tabela 3** - Parâmetros usados no amanteigamento.

Parâmetros para o Amanteigamento	
<b>Primeiro passe de amanteigamento</b>	
Tensão (V)	26
Velocidade de alimentação (m/min)	6
Velocidade de soldagem (cm/min)	30
<b>Segundo passe de amanteigamento</b>	
Tensão (V)	32
Velocidade de alimentação (m/min)	9
Velocidade de soldagem (cm/min)	30

Os valores do parâmetro de amanteigamento foram obtidos com base no trabalho de Pontes, 2012, no qual foi feito um planejamento experimental para a determinação dos melhores parâmetros para a realização do amanteigamento. Nesse processo foi utilizada uma fonte de soldagem eletrônica multiprocessado, com corrente máxima de 800 A, com sistema de aquisição de dados para adquirir sinais de tensão e

corrente e um Tartilope para deslocamento linear da tocha, eletronicamente controlado por um motor de passo, como pode ser observado na Figura 11.

**Figura 11** - Máquina de soldagem MIG (Processo automatizado).



### 3.2.2 Realização do TTAT

Depois de feito o amanteigamento, as chapas do aço AISI 8630 foram tratadas termicamente através do Tratamento Térmico pra Alívio de Tensões (TTAT). Os parâmetros resultantes que foram usados para a realização do TTAT estão na Tabela 4.

**Tabela 4** – Parâmetros usados no tratamento térmico de alívio de tensões.

Tratamento Térmico de Alívio de Tensão - TTAT		
Temperaturas (°C)	Taxa de aquecimento (°C/min)	Tempo (h)
650	12	3
676	12	1

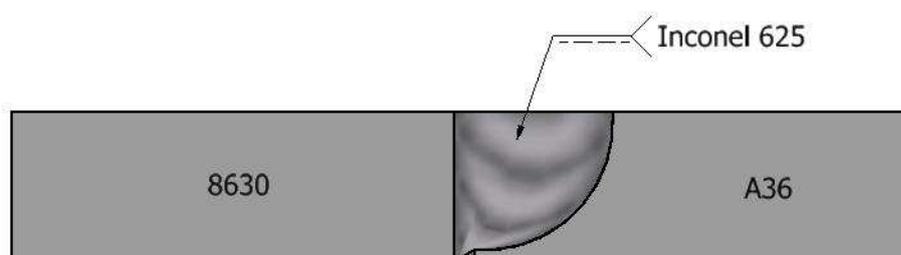
As amostras, que foram submetidas aos tratamentos térmicos e as sem TTAT, foram nomeadas seguindo as seguintes condições:

**Tabela 5** – Nomenclatura das amostras após o tratamento térmico de alívio de tensões.

Amostra	Temperatura	Taxa	Tempo	Pré-aquecimento
A0	-	-	-	280°C
B0	-	-	-	280°C
A1	676°C	12°C/min	60 min	280°C
B1	676°C	12°C/min	60 min	280°C
A2	650°C	12°C/min	180 min	280°C
B2	650°C	12°C/min	180 min	280°C

### 3.2.3 Solda de União da Junta Dissimilar

Para a realização da soldagem da junta dissimilar foi necessário a preparação do chanfro em J no aço ASTM A36 através de usinagem. O metal de adição que foi usado na união das chapas, também foi o Inconel 625. O preenchimento da junta foi realizado através do processo MIG manual, com proteção gasosa de Argônio com 25% e 75% de Hélio. O esboço da junta soldada pode ser observado na Figura 12.

**Figura 12** – Combinação dos materiais para a formação da junta dissimilar.

Nesse processo foi utilizada uma fonte de soldagem da ESAB denominada comercialmente como Aristopower 460, com corrente constante (CC: 10-500A) e tensão constante (CV: 80V), trifásica com uma potência aparente de 29KVA, como pode ser observado na Figura 13.

**Figura 13** - Máquina de soldagem MIG (Processo manual).



Os parâmetros para solda de união podem ser encontrados na EPS que se encontra na tabela 6.

**Tabela 6** – Especificação do procedimento de soldagem de união da junta dissimilar.

<b>Processo de Soldagem</b>	<b>MIG – Metal Inert Gas</b>
<b>Eletrodo</b>	ER NiCrMo-3
<b>Diâmetro do Eletrodo</b>	$\phi = 1,2 \text{ mm}$
<b>Gás de Proteção</b>	25% He + 75% Ar
<b>Corrente</b>	Contínua
<b>Polaridade</b>	(+)
<b>Tensão</b>	31,5 V
<b>Velocidade do Arame</b>	18 m/min
<b>Cordão</b>	Filetado
<b>Limpeza</b>	Esmerilhamento/escovamento
<b>Rendimento Térmico</b>	85%

### 3.2.4 Preparação Metalográfica e Microdureza

A análise microestrutural foi realizada em amostras retiradas da junta soldada na região compreendida entre a ligação do aço AISI 8630 e o metal de adição Inconel 625. As amostras, depois de cortada, foram lixadas (da granulação 200 até a granulação 1200  $\mu\text{m}$ ), polidas com alumina (de 1 $\mu\text{m}$ , 0,3 $\mu\text{m}$  e 0,05 $\mu\text{m}$ ) e por último, foram atacadas quimicamente com Nital 3%, para que houvesse a revelação da microestrutura existente no metal de base (MB) e na zona termicamente afetada (ZTA). Este ensaio foi feito em um microscópio óptico acoplado a um computador e um software analisador de imagens.

Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro digital FM-700, mostrado na Figura 14. Para a realização desse procedimento, foi seguida a norma ASTM E-92. A carga aplicada para realização do ensaio de microdureza foi de 100 gramas força (gf) durante 30 segundos.

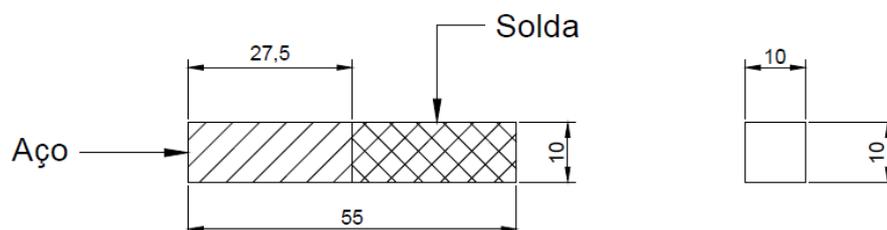
**Figura 14** – Microdurômetro digital FM-700 usado para a realização do ensaio.



### 3.2.5 Ensaio de Impacto Charpy

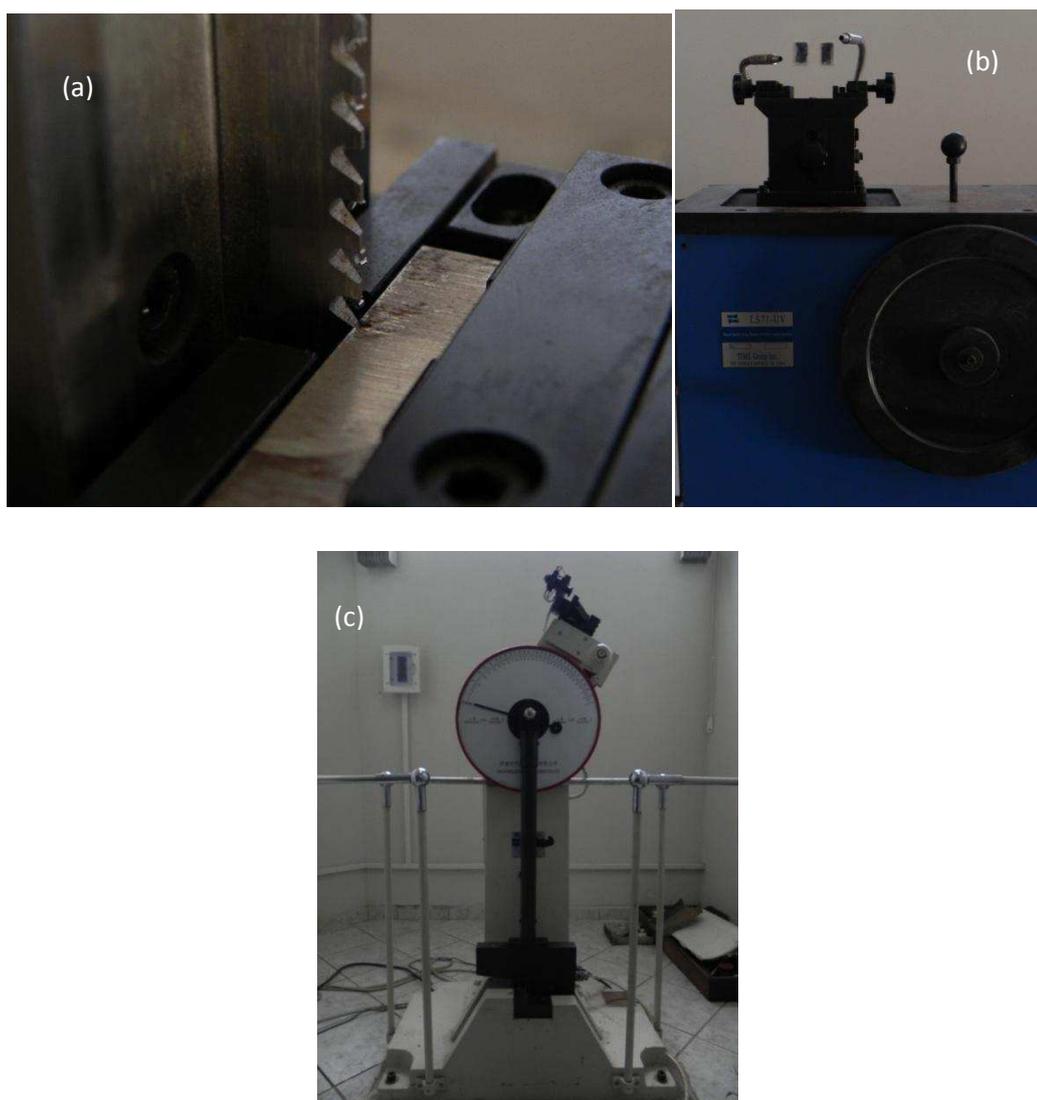
O ensaio de impacto foi realizado à temperatura ambiente em uma máquina de ensaio de impacto JB – W300, com um martelo de 300J, conforme a norma ASTM E-23 em corpos de prova com entalhe em V. O entalhe foi usinado em uma brochadeira modelo LS71-UV e sua posição no corpo de prova ficou a um milímetro da linha de fusão na região da solda de passe de enchimento, atingindo a região de grãos grosseiros conforme ilustrado na Figura 15.

**Figura 15** – Ilustração do corpo de prova Charpy.



Para a realização do ensaio de resistência ao impacto Charpy foram confeccionados três corpos de prova pra cada condição analisada. Na Figura 16 pode ser observada a confecção do entalhe e a máquina onde foi realizado o ensaio.

**Figura 16** – (a) confecção do entalhe nos corpos de prova, (b) brochadeira modelo LS71-UV usada para usinar o entalhe e (c) máquina de ensaio de impacto JB – W300.



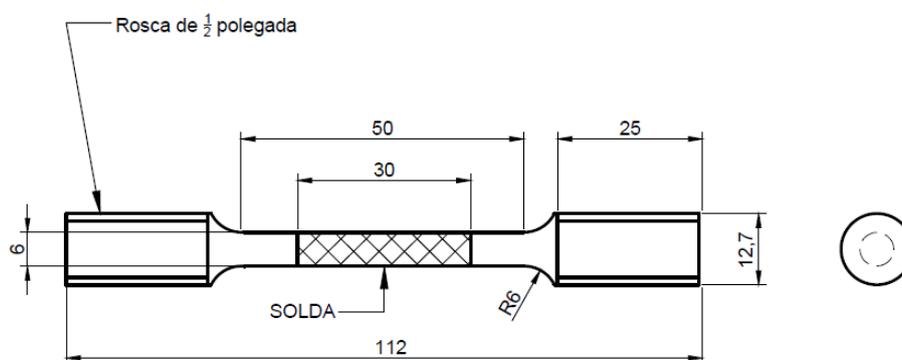
### 3.2.6 Ensaio de Hidrogenação sobre Tensão

Testes de tração sobre lenta taxa de deformação são amplamente utilizados para avaliar a suscetibilidade à fragilização por hidrogênio de vários materiais (BARTHÉLÉMY, 2011). Para tal investigação, foi escolhido como parâmetros de análise estudar as propriedades de tração e características de fratura da junta dissimilar com o ensaio de tração realizado no ar e simulando ambiente com proteção catódica. A redução da ductilidade à tração pode ser utilizada como um índice de fragilidade ao hidrogênio. A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio dos corpos de prova ensaiados foi relacionada tanto com a microestrutura como com o modo de fratura das amostras que foram testadas.

#### 3.2.6.1 Corpo de Prova

Depois de soldadas as juntas dissimilares, foram retiradas amostras para a confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração, que foram usinados e suas dimensões podem ser observadas na Figura 17.

**Figura 17** – Corpo de prova para ensaio de tração.



Observou-se que durante a confecção dos corpos de prova de tração, ao retirar as amostras para usinagem, a presença de defeitos na solda. Esses defeitos podem ter sido proveniente do fluxo incorreto do metal líquido promovendo falha no preenchimento e desequilíbrio da taxa de deposição em relação aos parâmetros de soldagem. A Figura 18 ilustra um dos corpos de prova que apresentaram descontinuidades do processo de soldagem.

**Figura 18** – Presença de descontinuidades no corpo de prova para ensaio de tração.



A presença de tais descontinuidades pode influenciar de forma significativa os resultados do ensaio de hidrogenação sobre tensão, promovendo o rompimento prematuro dos corpos de provas durante o ensaio.

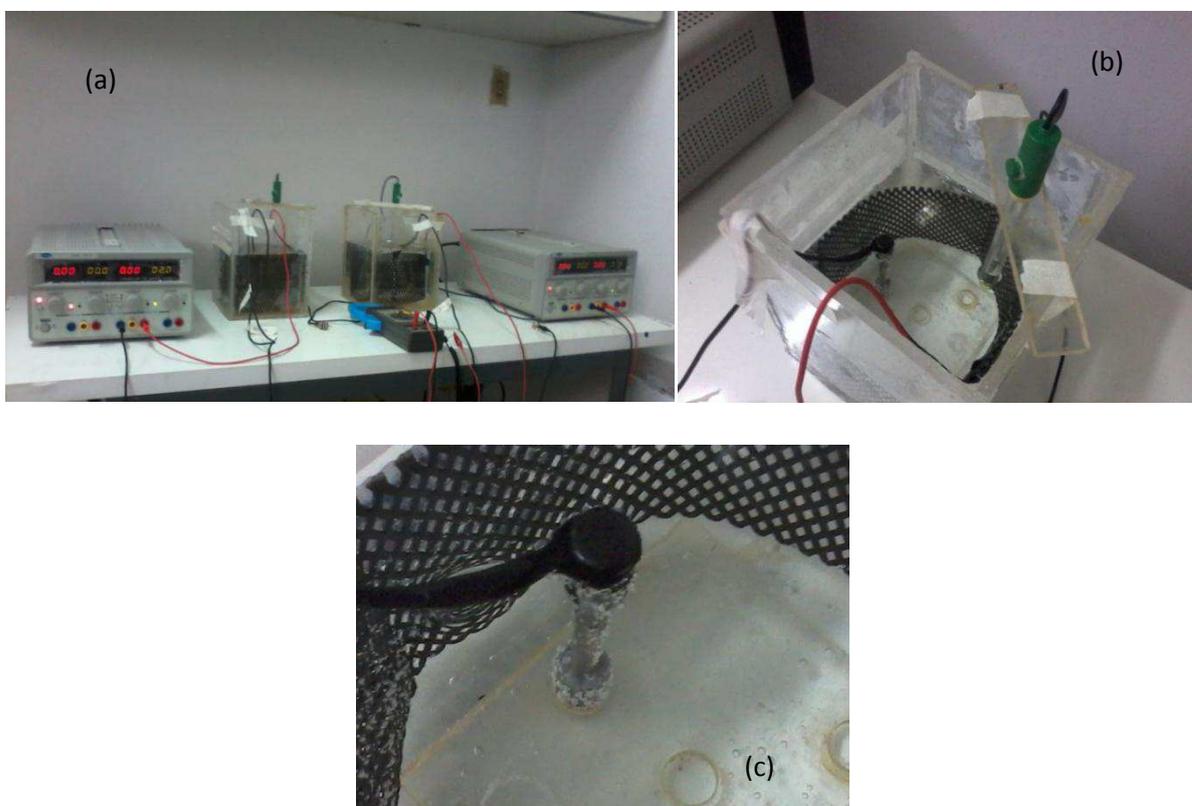
### 3.2.6.2 Hidrogenação

Para o processo de hidrogenação das amostras foi preparada a água do mar sintética, conforme a norma ASTM D 114, no Laboratório de Engenharia Eletroquímica (LEEq) da UFCG. Depois de feito isso, foi estabelecida uma tensão de -1055 mV e o tempo de encharque de sete dias, para a hidrogenação dos corpos de prova. Com os parâmetros estabelecidos, iniciou-se a montagem do sistema onde foi realizado o procedimento de hidrogenação. Para tal, foram necessárias duas fontes de tensão constante, três grades de titânio, que foi utilizado como contra eletrodo, três eletrodos de prata-cloreto de prata, como eletrodo de referência e três cubas de acrílico, que foram confeccionadas para acomodar os corpos de prova durante o processo de hidrogenação e o ensaio de tração.

A montagem do sistema de proteção catódica foi conduzida tendo como anodo as grades de titânio e como catodo a própria amostra, ambos conectados a fonte de tensão

constante, de modo a garantir a aplicação correta da densidade de corrente desejada. A proteção catódica imposta torna a superfície da amostra redutora, ou seja, impede a oxidação do material. A imposição de sobrepotenciais catódicos no material permite que os íons  $H^+$ , formados durante a eletrólise da solução, se reduzam na superfície da amostra, formando o gás  $H_2$  e precipitando na forma de bolha. Entretanto, nem todos os íons  $H^+$  se transformaram em gás, permitindo com que o hidrogênio na forma atômica consiga se difundir para a microestrutura do material. O esquema da montagem do sistema de dopagem pode ser observado na Figura 19.

**Figura 19** – (a) e (b) Montagem do sistema de dopagem e (c) formação de bolhas de  $H_2$  no corpo de prova.



Devido à quantidade de corpos de prova, foram estabelecidos dois sistemas de hidrogenação, nos quais, a colocação dos corpos de prova era feita respeitando um intervalo de três horas entre um corpo de prova e os seguintes. Esse intervalo de tempo foi utilizado, devido à preparação do mesmo para ensaio de tração e a realização do ensaio de tração em si, sempre respeitando o tempo de sete dias de encharque de cada corpo de prova. Durante os sete dias de encharque, foram feitos monitoramentos constantes no pH da água do mar sintética dentro das cubas, que através da coleta de amostra da água era

medido o valor do pH e caso o meio estivesse alcalino era preparada uma solução de NaOH para deixar o pH por volta de 8, e do valor de tensão de  $-1,05$  V.

### 3.2.6.3 Ensaio de Tração

Ao término dos sete dias de dopagem, os corpos de provas eram retirados das cubas onde ficaram sendo hidrogenados e colocados imediatamente em uma outra cuba adequada para a realização dos ensaios de tração uniaxial com dopagem. Estes ensaios foram realizados no Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA) da UFCG, no qual foi utilizada uma máquina mecânica universal marca INSTRON e modelo 5582, de acordo com as recomendações da norma ASTM E8M-09, como pode ser visto nas Figuras 20 e 21. Os outros corpos de prova foram ensaiados ao ar, ou seja, sem proteção catódica.

**Figura 20** – Montagem do ensaio de tração com o meio.



**Figura 21** – Esquema da célula de dopagem que será utilizada no ensaio de tração.



Tanto o ensaio de tração ao ar, quanto o ensaio de tração em ambiente hidrogenado, foram realizados com uma taxa de deslocamento de 0,00090 mm/s. As amostras usadas nos ensaios foram nomeadas de acordo com a tabela abaixo.

**Tabela 7** – Nomenclatura das amostras usadas no ensaio de hidrogenação sobre tensão.

CP com dopagem	CP sem dopagem
A0-a	A0
A0-b	-
A1-a	A1
A1-b	-
A2-a	A2
A2-b	-
B0-a	B0
B0-b	-
B1-a	B1
B1-b	-
B2-a	B2
B2-b	-

Com o ensaio de tração uniaxial, foram obtidas as curvas tensão x deformação de engenharia e não a real, onde os dados obtidos no ensaio foram tratados no Excel® e os gráficos feitos no software para análise de dados e gráficos Origin® 9.1, que se encontram nos resultados. A susceptibilidade à fragilização por hidrogênio ou Índice de Fragilização (IF) das amostras pode ser avaliada de acordo com a razão de alongamento do corpo de prova, através da razão entre o alongamento do corpo de prova obtido no meio hidrogenado com o alongamento do corpo de prova sem hidrogenação:

$$IF(\%) = \frac{\varepsilon^{NH} - \varepsilon^H}{\varepsilon^{NH}} \times 100$$

Onde,

$\varepsilon^{NH}$  – Alongamento da amostra não hidrogenada (ao ar);

$\varepsilon^H$  – Alongamento da amostra hidrogenada.

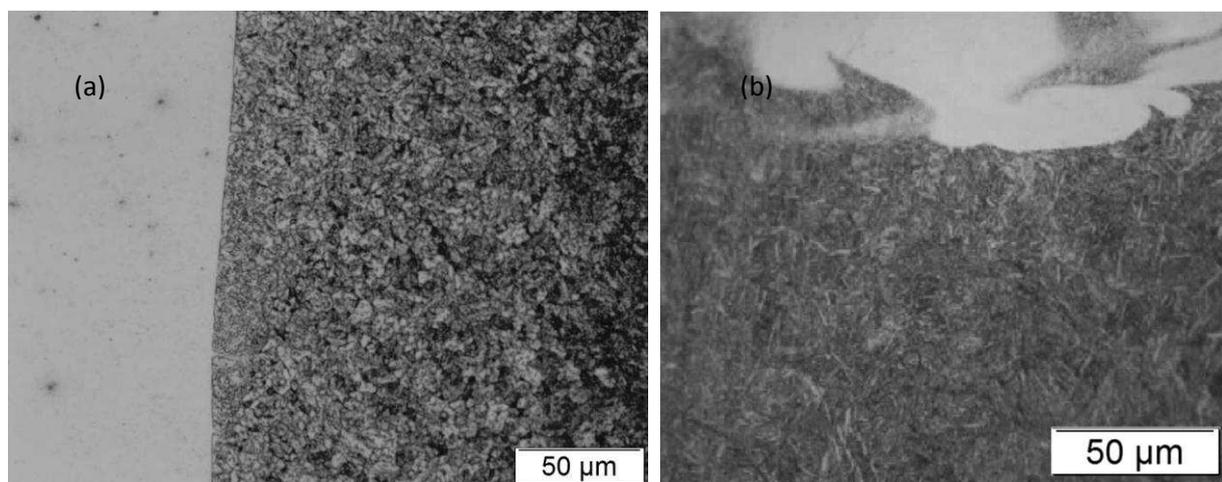
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Caracterização Microestrutural

#### 4.1.1 Análise por Microscopia Ótica

O amanteigamento com a liga de níquel Inconel 625 no aço AISI 8630 normal, Figura 22 (a), e no aço AISI 8630 modificado, Figura 22 (b), manteve a fase martensítica, como era de se esperar, conforme pode ser observado, provocado pelo ciclo térmico de soldagem.

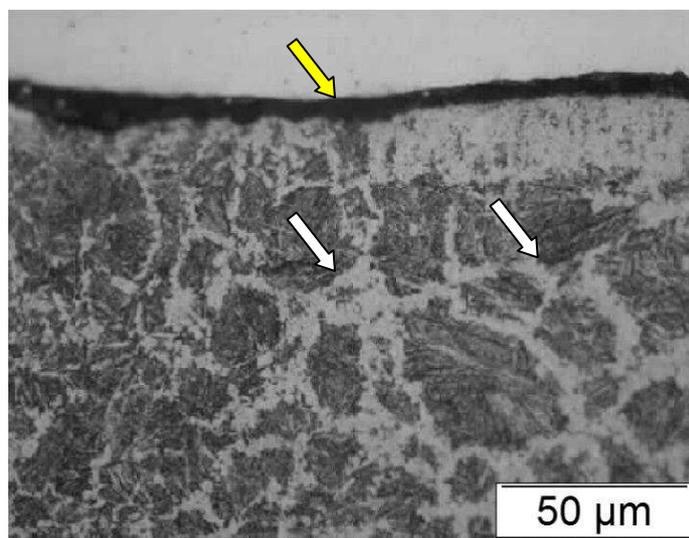
**Figura 22** – Imagem obtida por Microscopia ótica para as amostras amanteigadas de 8630: (a) normal A0 e (b) modificado B0, sem TTAT.



A Figura 23 apresenta a interface da junta amanteigada do Inconel 625 com aço 8630 modificado, sem o TTAT, B0, em outro local da junta soldada, onde, em microescala, a microscopia ótica da região da interface revelou a existência de uma macrossegregação, evidenciada por regiões escuras, no lado do metal de base, identificado pela seta amarela na Figura 23. Observa-se também contornos de grão próximos a linha de fusão entre o metal de adição (MA) e o metal de base (MB), indicado pela seta. Segundo Cantarin, 2011, que também analisou microestruturas do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de Níquel Inconel 625, esses contornos próximos a linha de fusão apresentam um empobrecimento de carbono em consequência do processo de descarbonetação do MB próximo da interface (linha de fusão MA/MB) durante o TTAT, o que favorece a formação de fase ferrítica nessa região. Este fenômeno, provavelmente,

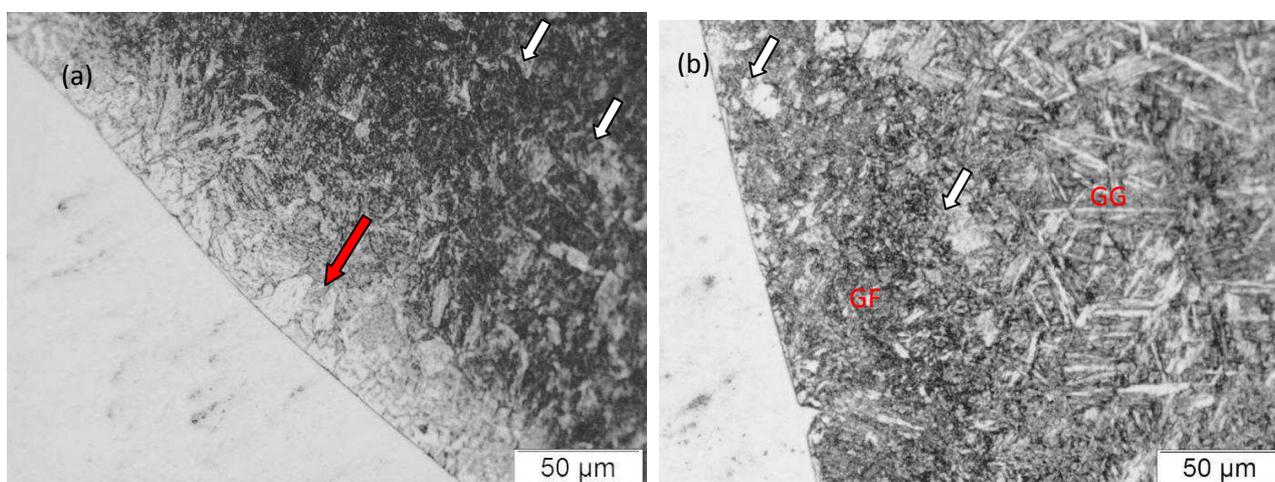
deve-se ao fato da amostra B0, junta amanteigada como o aço AISI 8630 modificado, apresentar uma maior quantidade de carbono em sua composição química.

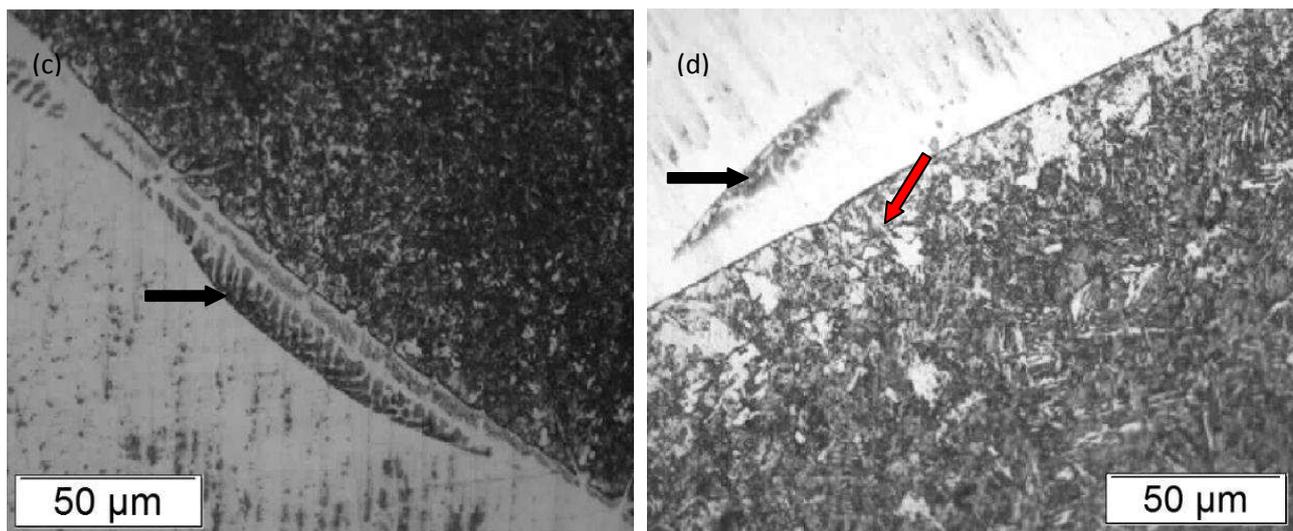
**Figura 23** – Interface amanteigada do Inconel 625 com aço 8630 modificado, sem o TTAT, B0.



Na Figura 24 são observadas as microestruturas da interface amanteigada do aço AISI 8630, normal e modificado, com metal de adição Inconel 625, submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensão-TTAT.

**Figura 24** – Imagem obtida por Microscopia ótica para as amostras amanteigadas de 8630: (a) A1 e (b) B1, com TTAT de 676°C por 1 hora, (c) A2 e (d) B2, com TTAT de 650°C por 3 horas.





Na Figura 24 (a) e (d) foi observada a presença de uma área mais clara próxima à linha de fusão, indicada pelas setas vermelhas, estas regiões indicam uma maior presença de elementos de liga e um aumento na distribuição do ferro na interface do AISI 8630 para o Inconel 625, ou seja, uma provável descarbonetação em consequência do TTAT.

A Figura 24 (a) e (b) foram observadas evidências de formação de fase ferrítica, indicadas pelas setas brancas. É possível identificar as regiões referentes à ZTA de grãos finos (GF) e ZTA de grãos grosseiros (GG) na Figura 24 (b). A presença de ripas de martensita na região GG, segundo Fenske, 2010, são decorrentes da taxa de resfriamento e da composição química do metal base com metal de adição.

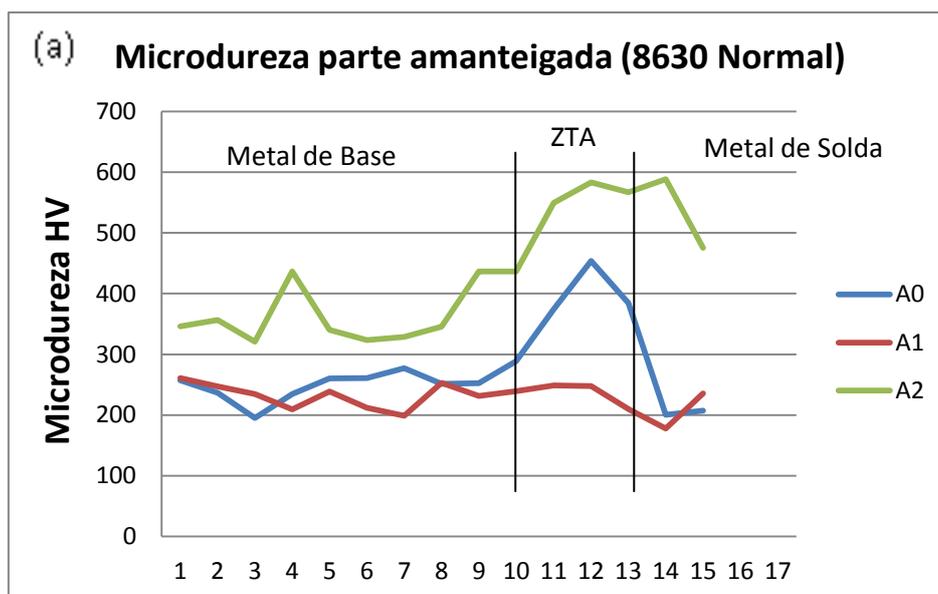
Fenske, 2010, também afirma que em soldas de revestimento com Níquel pode haver o aparecimento de regiões difusas e essas áreas, indicadas pelas setas pretas na Figura 24 (c) e (d), são denominadas de zonas parcialmente diluídas, ocasionadas pela variação de composição química nessa região. As regiões próximas à linha de fusão apresentam um elevado gradiente de composição química entre o aço AISI 8630 e o Inconel 625, em consequência da mistura incompleta entre o MB e o MA, com isso é possível a ocorrência de regiões com diferentes propriedades mecânicas e a criação de zonas parcialmente diluídas. Observa-se que a presença dessas zonas parcialmente diluída ocorreu para as juntas amanteigadas que sofreram o TTAT de 650°C por 3h, com isso, pode-se concluir que o maior tempo de permanência no tratamento térmico de alívio de tensão favoreceu a formação dessas regiões, pois permitiu a difusão de elementos químicos, variando assim o gradiente de composição química.

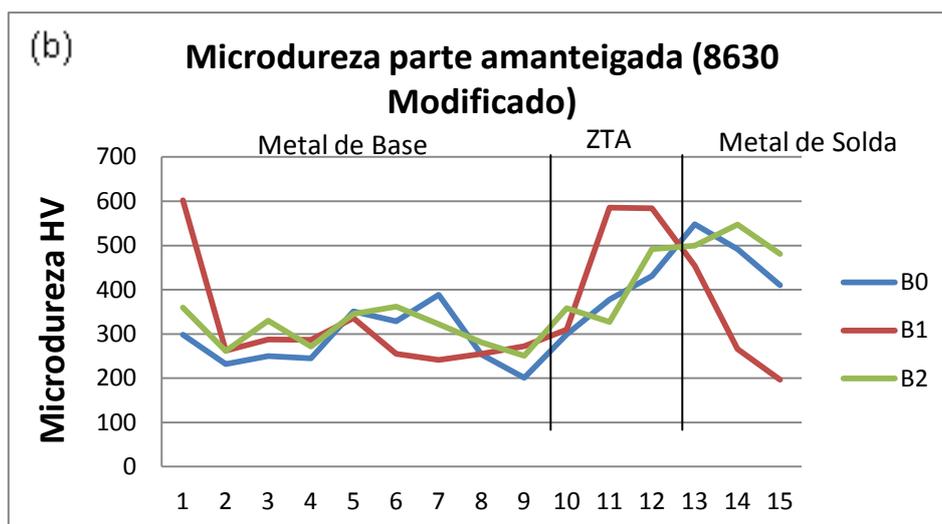
Com isso, conclui-se que a diferença de composição química dos aços AISI normal e modificado, não apresentou uma influência significativa na formação microestrutural das amostras, pois ambas mantiveram a fase martensítica. O aparecimento de ferrita foi possível de ser observado nas amostras que sofreram o TTAT de 676°C por 1 hora, o que demonstra que essa temperatura de tratamento térmico favoreceu a difusão de carbono para o metal de solda, deixando a ZTA empobrecida do mesmo, o que permitiu a formação dessa microestrutura. E, a existência de zonas parcialmente diluídas ocorreram devido ao TTAT de 650°C por 3 horas, comprovando que o tempo de permanência facilita a difusão dos elementos químicos, variando o gradiente de concentração.

## 4.2 Ensaio de Microdureza

Foi levantado o perfil de microdureza das juntas soldadas ao longo da seção transversal, compreendendo as zonas do metal de base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda. A Figura 25 ilustra o perfil de microdureza obtido.

**Figura 25** – Valores de Microdureza Vickers para as amostras Amanteigadas do aço AISI 8630 (a) normal e (b) modificado, para as condições sem e com TTAT.





Os resultados de microdureza Vickers, no metal de base (MB), apresentaram valores dentro da faixa de 200 HV a 400 HV, e a ZTA sempre apareceu com os maiores valores de microdureza das juntas estudadas. Isto, devido ao fato da ZTA passar por elevados gradientes de temperatura oriundos do ciclo térmico do amanteigamento reaustenizando e alterando a granulometria da martensita resultante nesta região, principalmente próxima à interface, além da possibilidade da precipitação de carbonetos que pode ocorrer durante o processo de TTAT. Apesar de todas as amostras serem soldadas com dois passes de amanteigamento, o segundo passe não foi suficiente para refinar completamente a região martensítica na interface, mantendo dessa forma os elevados valores oriundos da formação de martensita virgem devido ao ciclo térmico de amanteigamento. Estes elevados valores de microdureza, como dito anteriormente, pode também ser atribuído a migração de carbono da ZTA do aço AISI 8630 para o metal de solda, proporcionado pelo TTAT, pois, como o carbono é o principal elemento responsável pelo endurecimento dos aços, sua migração para o níquel promove uma queda nos valores de microdureza na região do aço próxima a linha de fusão, fenômeno que explica os menores valores da amostra A1, que corresponde ao corpo de prova amanteigado no aço AISI 8630 normal e com o TTAT de 676°C por 1 hora, como ilustra a Figura 25 (a).

Já na amostra A2, amanteigada no aço AISI 8630 normal e com o TTAT de 650°C por 3 horas, o maior tempo de permanência no tratamento térmico de alívio de tensão pode ter proporcionado uma maior precipitação destas fases secundárias de elevada dureza tanto na ZTA, quanto na matriz austenítica do níquel no metal de solda, superando o efeito da

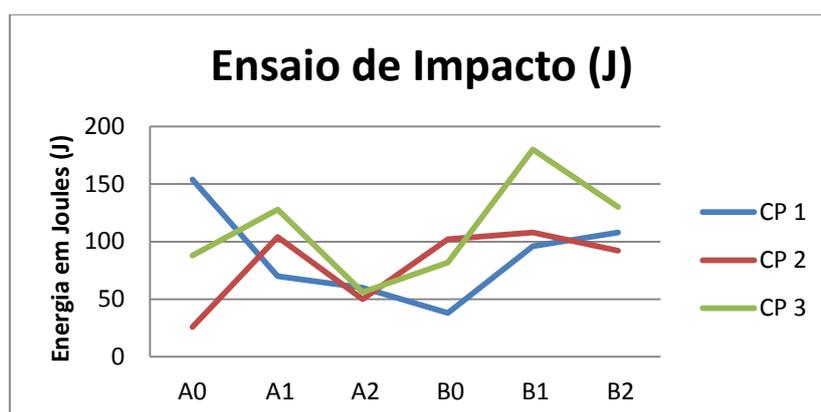
descarbonetação, justificando os maiores valores de dureza destas amostras observados na Figura 25 (a).

Os altos valores de microdureza da ZTA das juntas do aço AISI 8630 modificado revestidas com o Inconel, são justificados pelo teor de carbono que é de 0,374% em peso, sendo 0,130% em peso maior do que a quantidade de carbono do aço AISI 8630 normal, a Figura (b) apresenta esses valores. A amostra B1, quando observado seu valor de microdureza na região da ZTA, apresentou valores superiores do que as outras amostras. Isso se deve, provavelmente, a região de grãos grosseiros decorrente do processo de soldagem do revestimento com Inconel, que aumenta a temperabilidade, endurecendo esta região da amostra.

### 4.3 Ensaio Charpy

Na Figura 26 estão representados os valores de resistência ao impacto obtido nos corpos de prova com as condições já mencionadas anteriormente, que são as com TTAT e sem TTAT.

**Figura 26** – Valores de energia absorvida para todas as condições.



Pode-se observar que os valores de resistência ao impacto na ZTA das juntas amanteigadas no aço 8630 modificado com o tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) foram maiores que a energia absorvida pela junta soldada sem TTAT. Isso mostra

que o TTAT proporcionou um alívio das tensões internas da ZTA, o que provavelmente deve ter aumentado a tenacidade da ZTA de grãos grosseiros. Verifica-se que as condições B1 e B2 apresentaram uma maior homogeneidade das propriedades mecânica das juntas soldadas. Para a condição A2, que apesar de ter o TTAT de 650°C por 3 horas, seus valores de resistência ao impacto foram os menores encontrados, pode-se afirmar que, provavelmente, houve condições suficientes para ocorrer aumento do tamanho dos precipitados e a precipitação de fases frágeis (CANTARIN, 2011). A tabela 8 apresenta os valores obtidos pelo ensaio.

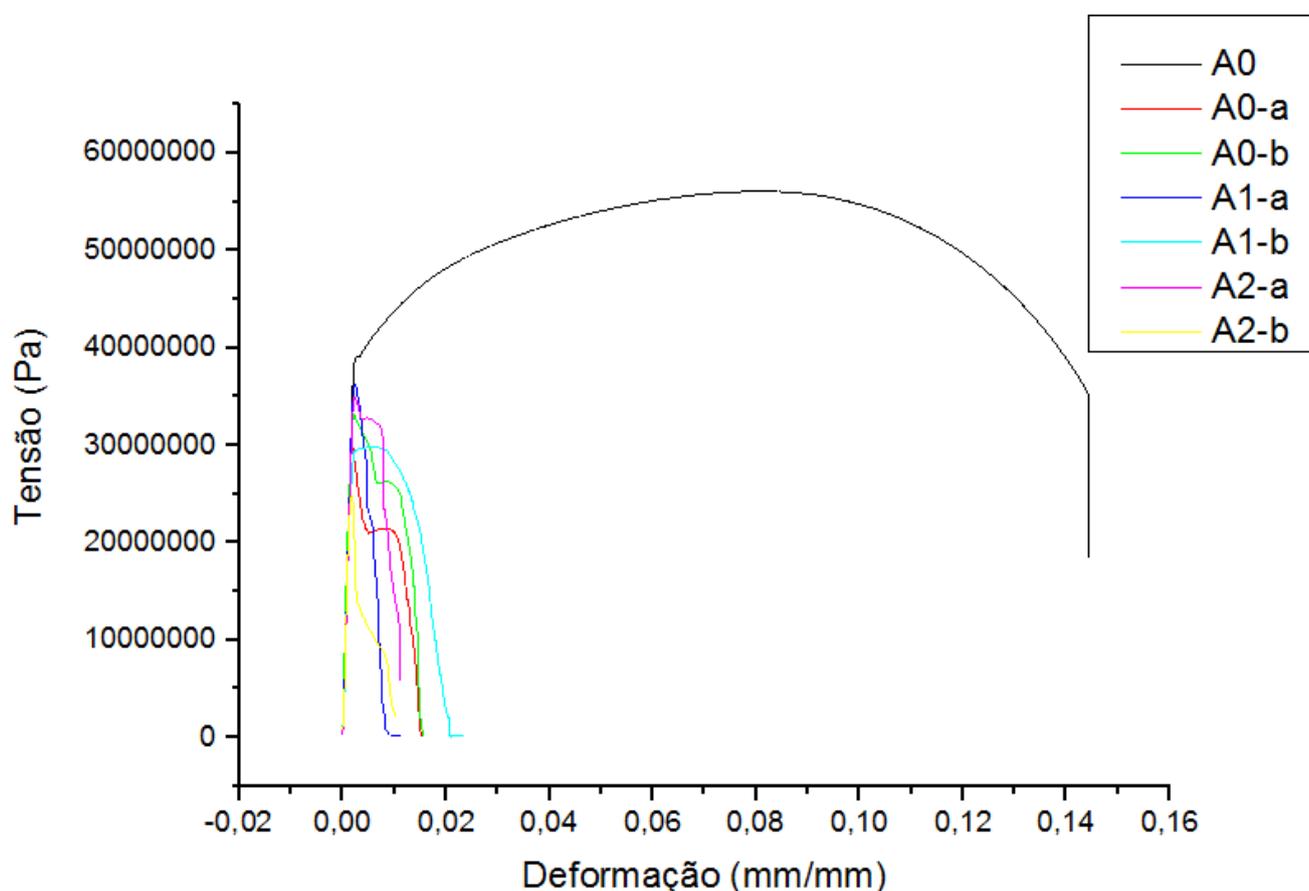
**Tabela 8** – Valores de resistência ao impacto obtidas pelo ensaio Charpy.

CORPOS DE PROVA					
				MÉDIA	DESVIO
<b>A0</b>	154	26	88	89,3333333	64,01042
<b>A1</b>	70	104	128	100,6666667	29,14332
<b>A2</b>	60	50	56	55,3333333	5,033223
<b>B0</b>	38	102	82	74	32,74141
<b>B1</b>	96	108	180	128	45,43127
<b>B2</b>	108	92	130	110	19,07878

#### 4.4 Ensaio de Hidrogenação sobre Tensão

Devido a presença de descontinuidades nos corpos de prova ensaiados ao ar foi considerado apenas um, que ocorreu sem falha, para ser usado como comparativo entre as outras amostras. Ao serem ensaiados, observa-se que o rompimento de todos os corpos de provas, tanto os hidrogenados, quanto os sem hidrogenação, ocorreu na interface do metal de adição com o aço AISI 8630. Para os corpos de prova dopado com hidrogênio, a presença dessa microestrutura apresenta uma menor difusividade e uma maior solubilidade do hidrogênio, fazendo com que o mesmo se acumule nessas regiões fragilizando-as. A Figura 27 e a tabela 9 mostram a curva tensão-deformação e os respectivos resultados obtidos para a junta soldada do aço AISI 8630 normal revestido com o Inconel, que não teve TTAT. As curvas são das amostras hidrogenadas e da amostra não hidrogenada.

**Figura 27** – Gráfico tensão *versus* deformação das amostras soldadas com o aço 8630 normal, hidrogenadas e não hidrogenadas na condição sem TTAT.



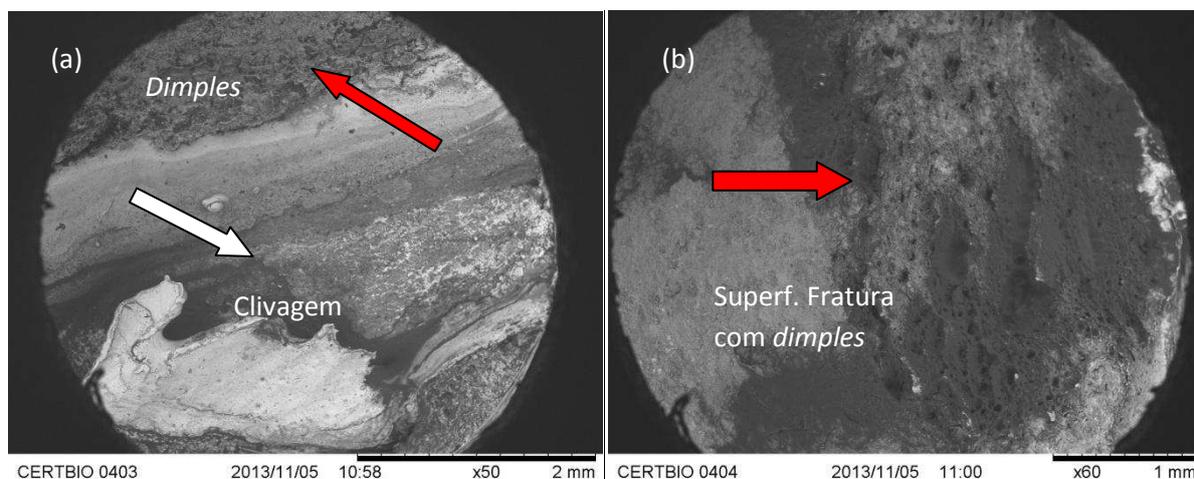
**Tabela 9** - Valores das propriedades mecânicas obtidos das curvas de tensão-deformação para os corpos de prova testados em tração utilizando o aço AISI 8630 normal.

	<b>Limite de Resistência à Tração</b>	<b>Limite de Elasticidade</b>	<b>Elongação</b>	<b>Índice de Fragilização (IF)</b>
<b>A0</b>	553 MPa	489 MPa	14,3%	-
<b>A0-a</b>	297 MPa	257 MPa	1,6%	88%
<b>A0-b</b>	338 MPa	268 MPa	1,6%	88%
<b>A1-a</b>	352 MPa	301 MPa	1,11%	92,2%
<b>A1-b</b>	297 MPa	213 MPa	2,15%	84,9%
<b>A2-a</b>	248 MPa	223 MPa	1,15%	91,9%
<b>A2-b</b>	347 MPa	302 MPa	1,24%	91,3%

Através da curva da Figura 27, pode-se observar pela tabela 9 que as amostras submetidas ao processo de hidrogenação apresentaram uma redução significativa em suas propriedades mecânicas, e principalmente na ductilidade, proporcionada pela hidrogenação. Isto pode ser comprovado pela grande redução na elongação dos corpos de prova e, conseqüentemente, do Índice de Fragilização, todos superiores a 87%.

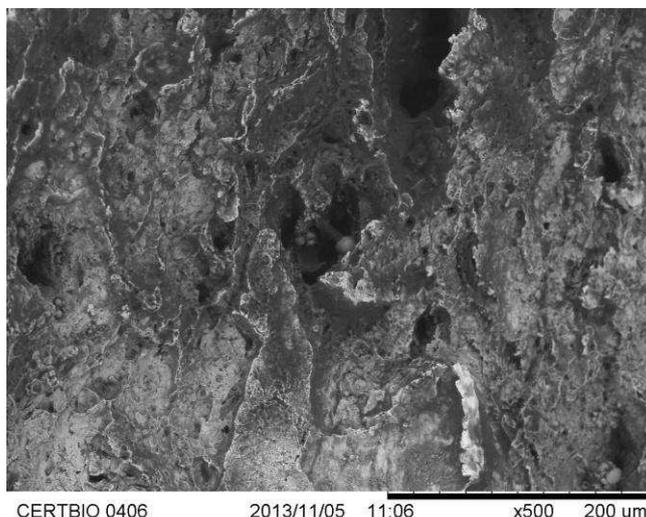
Sendo assim, foi realizado um MEV na região central das superfícies de fratura das amostras, para uma identificação no modo de falha e, com isso, identificar se houve ação do hidrogênio na ruptura dos corpos de prova, como pode ser visto na Figura 28.

**Figura 28** – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV dos corpos de prova: (a) A1-a e (b) A1-b.



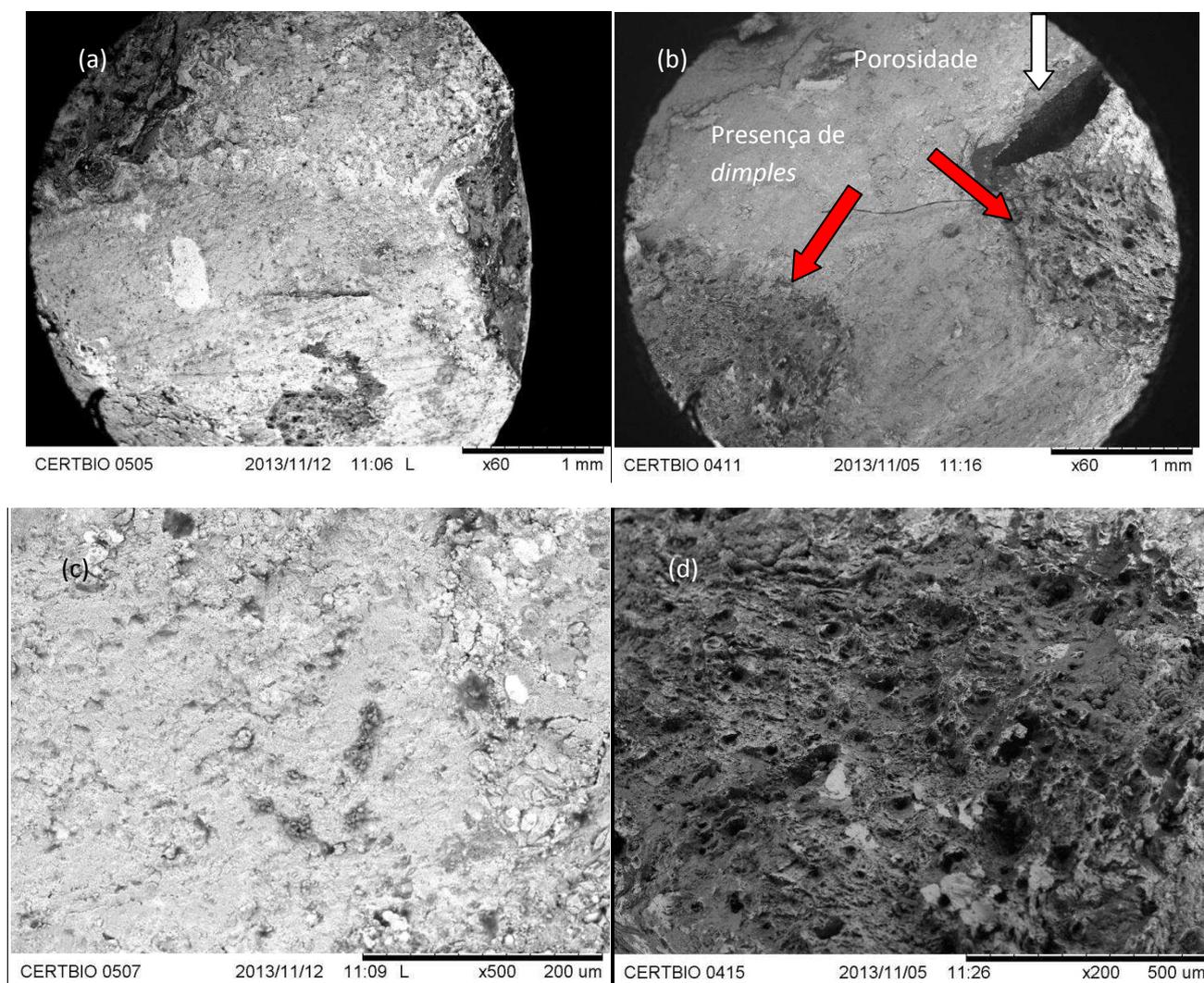
A avaliação da superfície de fratura pelo MEV evidenciou uma morfologia de fratura mista para o corpo de prova A1-a, pois apresentaram tanto uma fratura frágil através dos planos de clivagem, como uma fratura dúctil por meio de micros vazios presente na superfície de fratura, conhecidos como *dimples*. Esse tipo de fratura, segundo Kellen et. al., 2005, é normalmente associado à recombinação de átomos de hidrogênio, proveniente em solução sólida para formar moléculas de hidrogênio. O corpo de prova A1-b, apresentou em boa parte de sua superfície de fratura a presença de *dimples*. Também é possível comprovar a ação fragilizante nas amostras, pelo fato de não haver a formação de pescoço nos corpos de prova ensaiados em tração uniaxial. A Figura 29 apresenta a superfície de fratura da amostra A1-b com aumento de 500 vezes.

**Figura 29** – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV do corpo de prova A1-b com 500x.



Na Figura 29 é possível observar que a superfície de fratura é composta por uma região de rompimento por modo de fratura dúctil, devido a presença de micro vazios, conhecida como *dimples*. Segundo Beachem, 1972, à fragilização por hidrogênio pode apresentar elementos não fragilizantes, e sua justificativa basea-se no fato de que o hidrogênio pode facilitar a movimentação de discordâncias, fazendo com que elas se movimentem rapidamente e acomodem as tensões, o que permite a formação de vazios, assim a iniciação de uma trinca devido ao tensionamento criado pela pressão interna do gás é possível de acontecer (*Teoria Baseada em Interações Hidrogênio-Discordâncias*). Sendo assim, é possível haver a fragilização por hidrogênio, mesmo os corpos de prova apresentando modo de fratura dúctil.

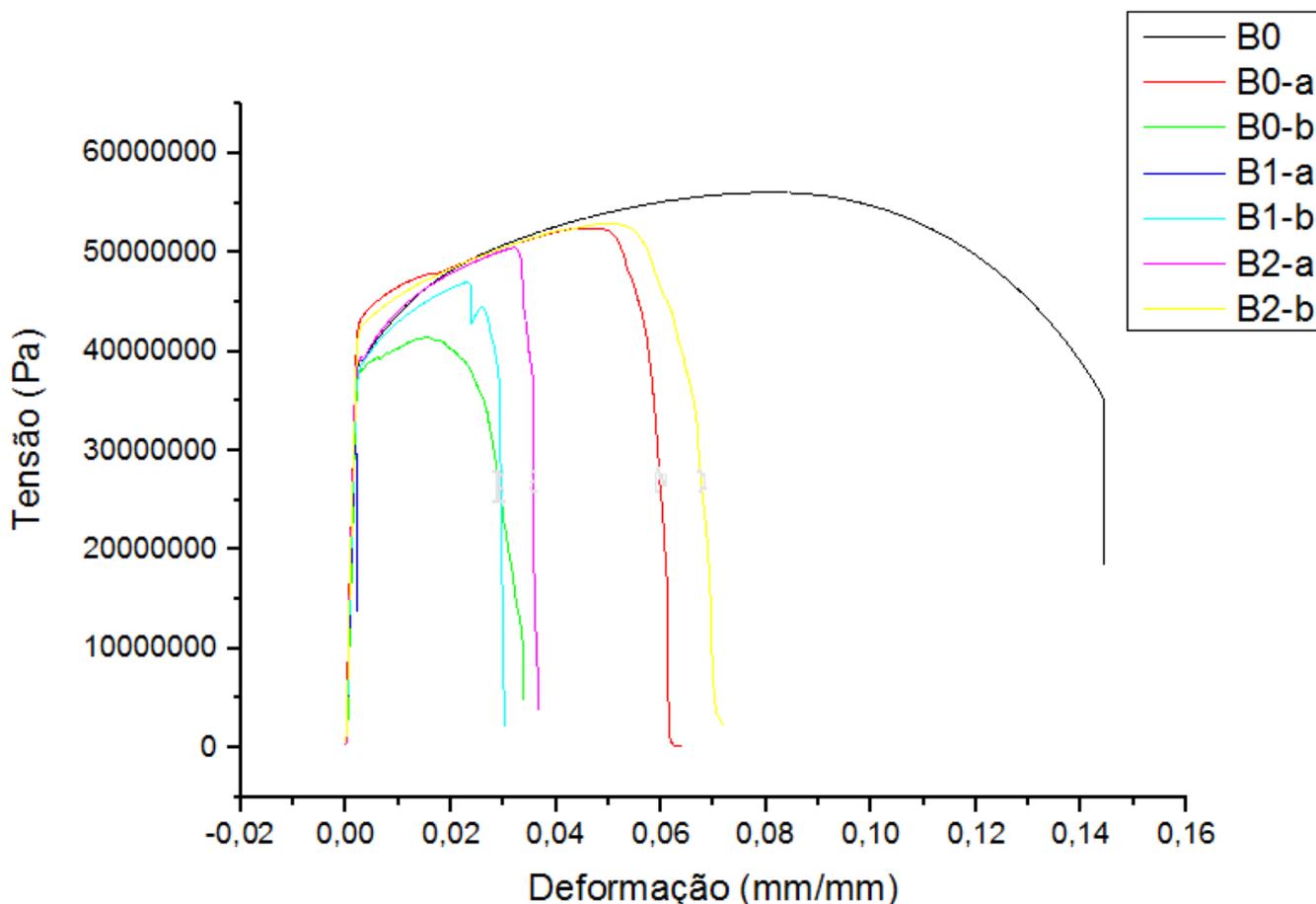
**Figura 30** – Imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV dos corpos de prova: superfícies de fratura (a) A2-a e (b) A2-b com 60x, (c) A2-a com 500x e (d) formação de *dimples* em A2-b com 200x.



A Figura 30 apresenta uma superfície de fratura por clivagem para o corpo de prova A2-a, e mista para o corpo de prova A2-b. Na Figura 30 (b) apresenta a formação de regiões de *dimples* que possivelmente indique a ação fragilizante do hidrogênio, o que justifica o comportamento na curva da Figura 27.

A Figura 31 e a tabela 10 mostram a curva tensão-deformação e os respectivos resultados obtidos para a junta soldada do aço AISI 8630 modificado revestido com o Inconel, dos corpos de prova, B0 sem TTAT, B1 com TTAT de 676°C por 1 hora e B2 com TTAT de 650°C por 3 horas. As curvas são das amostras hidrogenadas e da amostra não hidrogenada.

**Figura 31** – Gráfico tensão *versus* deformação das amostras soldadas com o aço 8630 modificado, hidrogenadas e não hidrogenada na condição sem TTAT.



Assim como nas amostras com o aço AISI 8630 normal, as amostras soldadas com o aço AISI 8630 modificado apresentaram a presença de descontinuidades nos corpos de prova, logo, foi considerado apenas um que foi ensaiado ao ar, que ocorreu sem falha, para ser usado como comparativo entre as outras amostras. Esses ao serem ensaiados, observa-se que também apresentaram o rompimento, tanto os hidrogenados, quando os sem hidrogenação, na interface do metal de adição com o aço de alta resistência. Provavelmente, devido a presença de microestrutura martensítica, além da composição química apresentar maior valores para o elemento carbono. As propriedades mecânicas, como limite de resistência à tração, limite de elasticidade, alongação e o índice de fragilização, podem ser observados na tabela 10.

**Tabela 10** - Valores das propriedades mecânicas obtidos das curvas de tensão-deformação para os corpos de prova testados em tração utilizando o aço AISI 8630 modificado.

	<b>Limite de Resistência à Tração</b>	<b>Limite de Elasticidade</b>	<b>Elongação</b>	<b>Índice de Fragilização (IF)</b>
<b>B0</b>	553 MPa	489 MPa	14,3%	-
<b>B0-a</b>	500 MPa	358 MPa	6,28%	56%
<b>B0-b</b>	403 MPa	345 MPa	3,85%	73,07%
<b>B1-a</b>	310 MPa	287 MPa	1,14%	92,02%
<b>B1-b</b>	462 MPa	327 MPa	4,6%	67,83
<b>B2-a</b>	498 MPa	355 MPa	3,86%	73%
<b>B2-b</b>	513 MPa	389 MPa	7,6%	46,85%

Pode-se observar que também para o aço AISI 8630 modificado houve uma intensa fragilização pelo hidrogênio. Entretanto, quando comparado com o aço AISI normal (tabela 9) a redução na elongação e o índice de fragilização foram inferiores. Quando comparados os valores obtidos na tabela 10, nota-se que não tiveram mudanças significativas entre os mesmo, mostrando que o TTAT não apresentou nenhuma provável influência no ensaio de hidrogenação sobre tensão. Porém, ao comparar o gráfico da Figura 31 com o da Figura 27, observa-se que a composição química do aço AISI 8630 teve uma forte influência no ensaio de hidrogenação sobre tensão. Pois o aço AISI 8630 modificado apresentou valores de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio inferiores aos do aço AISI 8630 normal. Isso pode ser justificado pelo fato do aço AISI 8630 modificado apresentar em sua composição química a presença de elementos químicos, como, por exemplo, vanádio, titânio e nióbio, que aumentam a resistência mecânica através da formação de carbonetos (KEJELIN, 2006).

## 5 CONCLUSÕES

Com base na análise microestrutural realizada após os tratamentos térmicos de alívio de tensão, pode concluir que:

- O tratamento térmico de alívio de tensão-TTAT influenciou na descarbonetação da ZTA de ambos os aços AISI 8360, normal e modificado, apesar de proporcionar um alívio das tensões internas da ZTA, o que provavelmente deve ter aumentado a tenacidade da ZTA de grãos grosseiros, fazendo com que os valores de resistência ao impacto fossem altos, esse tratamento também fez com que os valores de microdureza fossem altos na região próxima a interface da linha de fusão;
- O TTAT que apresentou maior influência nas amostras foi o de 650°C por 3 horas, pois devido ao maior tempo de permanência permitiu a formação de zonas parcialmente diluídas, o que provocou um aumento nos valores de dureza na ZTA próxima à linha de fusão, demonstrando que as amostras submetidas ao TTAT devem ter um controle do ciclo térmico destes tratamentos como alternativa para minimizar a fragilidade da ZTA;
- As amostras das juntas soldadas com o aço AISI 8630 normal, foram mais susceptíveis à fragilização por hidrogênio quando comparadas com as amostras de junta soldada com o aço AISI 8630 modificado. Pois, a maior quantidade de carbono presente no aço AISI 8630 modificado, como também os elementos químicos presentes nesse metal de base, fizeram com que aumentasse a resistência mecânica desse aço, atenuando a influência do hidrogênio durante o ensaio.

## 6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM D1141 – 08, **Standard Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water**, American Society for Testing Materials, New York, 2008.

ASTM E8/E8M – 09, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, American Society for Testing Materials, New York, 2009.

ASTM E23 – 07, **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, American Society for Testing Materials, New York, 2007.

ASTM E317 – 11, **Standard Practice for Evaluating Performance Characteristics of Ultrasonic Pulse-Echo Testing Instruments and Systems without the Use of Electronic Measurement Instruments**, American Society for Testing Materials, New York, 2003.

ASTM E92 – 03, **Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials**, American Society for Testing Materials, New York, 2003.

BASTIEN, P. e AZOU, P.; **Effect of Hydrogen on the Deformation and Fracture of Iron and Steel in Simple Tension**; Proceedings First World Metallurgical Congress, ASM, p 535-552, 1951.

BAECHEN, C. D.; **A new model for hydrogen-assisted cracking (Hydrogen “Embrittlement”)**; Met. Trans., vol 34, p 437-451, 1972.

BRADLEY E. F., **Superalloys – A Technical Guide**, ASM International, 1989.

BRASS, A. M. e CHANFREAU, A.; **Accelerated diffusion of hydrogen along grain boundaries in nickel**; Acta Mater, v. 44, n. 9, p. 3823-3831, 1996.

BRESCIANI F., E., **Seleção de metais não ferrosos**, Editora da Unicamp, 2ª Edição, Campinas, SP, 1997.

CANTARIN, T. N.; **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem “GTAW”**; Dissertação em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo, 2011.

CARRASCO, J. A. P., **Fragilização por hidrogênio em aços de dutos submarinos induzida por proteção catódica**, seminário de tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UFCG, Campina Grande, 2010.

CERQUEIRA, A. S., **Avaliação da técnica de ultrassom phased array na inspeção de juntas soldadas dissimilares e cladeadas com diferentes espessuras de amanteigamento**, dissertação (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da UFRGS, Porto Alegre, 2009.

CODOGNOTTO, M. e JUNIOR, R. C., **Tratamento térmico de alívio de tensões na soldagem**, Solução ESAB, v. 15, p. 60-62, 2011.

DIAS, G. P., **Avaliação da tenacidade à fratura de um aço inoxidável supermartensítico submetido à proteção catódica em água do mar**, dissertação (Mestrado em Engenharia), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da UFRGS, Porto Alegre, 2009.

ELBOUJDANI, M.; SASTRI, V.S. e RENIE, R. W.; **Field measurement of hydrogen in sour gas pipelines**, Corrosion Engineering, v. 50, n. 8, p. 636-640, 1994.

ELBOUJDANI, M.; **Uhlig's Corrosion Handbook**, R. Winston Revie eds., p. 191-205, 2000.

ELIAZ, N., SHACHAR, A., TAL, B. e ELIEZER, D.; **Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels**, Engineering Failure Analysis, vol 9, p 167-184, 2002.

ESAB, **Soldagem MIG/MAG**, apostila, janeiro, 2005.

EVANS, G. M., BAILEY, N.; **Metallurgy of Basic Weld Metal**, Cambridge, Abington Publishing, p 432, 1997.

FENSKE, J. A. et. al., **Microestrutura and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments**, Metallurgical and Materials Transaction, v. 43A, p. 3011-3022, 2012.

FENSKE, J. A.; **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**, dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering in the Graduate College of the University of Illinois at Urbana-Champaign, 2010.

FRANCESCHINI, A. S.; **Avaliação do fenômeno de união de trincas induzidas pelo hidrogênio e sua influência na integridade estrutural de um vaso de pressão**; Dissertação para título de mestr em Engenharia pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2011.

FUJITA, F. E.; **Theory of Hydrogen Induced Delayed Fracture of Steel**, Proceedings Second International Congresso n Hydrogen in Metals, p. 1-8, 1977.

GENTIL, V., **Corrosão**, 5ª Edição, Editora LTC, Rio de Janeiro, 2007.

GINGELL, A.; **A bibliographical study of hydrogen trapping and embrittlement in linepipe steel**, IRSID Usinor Sacilor, Rapport Interne, 1997.

GUO, B; **Offshore Pipelines: Design, Installation, and Maintenance**; Second Edition; Elsevier, 2014.

JOHNSON, W. H.; **On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids**, Proceedings of The Royal Society of London, vol 23, p 168-179, 1975.

KEJELIN, N. Z., BUSCHINELLI, A. J. A. e BOHÓRQUEZ, C. E. N., **Soldagem dissimilar do aço X60 com Inconel 625**, Florianópolis, 2006.

KELLEN, R. S. L., BOTT, I. S. e PONCIANO, J. A., **Laboratory investigation of environmentally induced cracking of API-X70 and X80 pipelines steel**, 24<sup>th</sup> OMAE, p 1-5, 2005.

KOU, S., **Welding metallurgy**, Wiley-Interscience, 2nd ed., USA, 2003.

LOSCH, W.; **Hydrogen embrittlement: a new model for the mechanism of reduction of metallic cohesion**; Scripta Met., vol 13, p 661-664, 1979.

LUKITO, H. e SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z.; **Susceptibility of medium-strength steel to hydrogen-induced cracking**, Corrosion Science, vol 39, p 2151-2169, 1997.

Metals Handbook, Ninth Edition, Corrosion, vol 13, p 1280, 1987.

MIRANDA, P. E. V, **Efeitos Mecânico-Metalúrgicos do Hidrogênio no Aço AISI 304L**, Tese de Doutorado, Rio de Janeiro, Brasil, 1987.

PARVATHAVARTHINI, N.; SAROJA, S. e DAYAL, R. K.; **Influence of microstructure on the hydrogen permeability 9% Cr – 1% Mo ferritic steel**, Journal of Nuclear Materials, n. 264, p. 35-47, 1999.

PÉREZ, G. J. A., **Caracterização das fases presentes em depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**, dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Programa de Pós-Graduação da Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2005.

PETCH, N. J. e STABLES, P.; **Delayed Fracture of Metals Under Static Load**, Nature, v. 169, p. 842-843, 1952.

PFINGSTAG, M. E., **Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas de liga Inconel 625, como material de interesse para a indústria petrolífera**, dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais da UFRGS, Porto Alegre, 2009.

PONTES, M. K. G., **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás**, dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFCG, Campina Grande, 2012.

POUND, B. G.; **Hydrogen trapping in work-hardened alloys**, Acta Metallurgical Materials, vol 39, p 2099-2105, 1991.

PRONSATO, M. E.; BRIZUELA, G. e JUAN, A.; **The electronic structure and location of H Paris in bcc Fe edge dislocation**, Applied Surface Science, vol 173, 2001.

RESENDE, F. C., **Avaliação da susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de metais dissimilares para aplicações submarinas no setor de petróleo e gás**, monografia apresentado ao Programa de Recursos Humanos da Agência Nacional do Petróleo (PRH-25/ANP) para o Setor de Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis, como requisito para obtenção do título de ênfase em petróleo e gás da UFCG, Campina Grande, 2012.

SCOTTI, A. e PONOMAREV, V., **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**, São Paulo: Artiber Editora, 2008.

SILVA, P. R., **Estudo da aplicação de técnica eletroquímica para monitoramento da corrosão em unidades de craqueamento catalítico fluido**, dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia (PIPE) da UFPR, Curitiba, 2002.

STROE, M. E., **Hydrogen embrittlement of ferrous materials**, thesis (Ph. D. degree in Applied Sciences), Faculty of Sciences at the Université Libre de Bruxelles, Belgium, 2006.

TROIANO, A. R.; **The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals**, Trans AIME, vol 52, p 54-80, 1960.

TURNBULL, A.; HUTCHINGS, R. B. e FERRIS, D. H.; **Modelling of thermal desorption of hydrogen from metals**, Materials Science and Engineering, p 317-328, 1997.

VIANNA, C. S., **Comportamento mecânica do aço API 5L X60 com e sem hidrogênio**, dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Programa de Pós-Graduação em Engenharia da UFRJ, Rio de Janeiro, 2005.

VIEIRA, L. A., **Avaliação da tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rútilicos que contenham níquel**, dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pela Universidade Tecnológica de Minas Gerais, Minas Gerais, 2006.

