



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

**FERNANDO SALES ROCHA DAMASCENO**

**AVALIAÇÃO DO ENVELHECIMENTO À 475°C EM SOLDAS DE TUBO AÇO**  
**INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 POR ENSAIO DE DUREZA**

**FORTALEZA**

**2019**

FERNANDO SALES ROCHA DAMASCENO

AVALIAÇÃO DO ENVELHECIMENTO À 475°C EM SOLDAS DE TUBO AÇO  
INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 POR ENSAIO DE DUREZA

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais da Universidade  
Federal do Ceará.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2019

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

---

D162a Damasceno, Fernando Sales Rocha.

Avaliação do envelhecimento à 475°C em soldas de tubo aço inoxidável superduplex UNS S32750 por ensaio de dureza / Fernando Sales Rocha Damasceno. – 2019.  
47 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2019.  
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

1. Inoxidável. 2. Soldagem. 3. Envelhecimento. 4. Precipitação. I. Título.

CDD 669

---

AVALIAÇÃO DO ENVELHECIMENTO À 475oC EM SOLDAS DE TUBO AÇO  
INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750 POR ENSAIO DE DUREZA

Trabalho de conclusão do curso de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais da Universidade  
Federal do Ceará.

Aprovada em: \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_.

BANCA EXAMINADORA

---

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

---

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

---

Prof. Mestre Caroliny Gomes de Oliveira  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

A Deus.

Àquelas que contribuíram e suportaram os períodos mais difíceis de perto, minha mãe Fernanda e minha irmã Mariana.

Às minhas irmãs Luciana e Renata.

Ao meu pai e à minha avó.

## **AGRADECIMENTOS**

À CAPES, pelo apoio financeiro com a manutenção da bolsa de auxílio durante grande parte do período acadêmico.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem, pelo excelente aparato tecnológico e pelas oportunidades de aprendizado ofertadas durante o período em que fui bolsista.

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva, pela excelente orientação.

Aos professores participantes da banca examinadora Hélio Cordeiro de Miranda e Caroliny Gomes de Oliveira.

Aos colegas da turma de graduação, pelas reflexões, críticas e sugestões recebidas, em especial Gabriel Melo que esteve presente em toda minha vida estudantil, desde 2003, e que teve participação fundamental durante o período de faculdade, nos trabalhos, nos estudos e na amizade.

Aos amigos de infância Davi Amorim, Eládio Oliveira, Élio Júnior, George Meneses, Ícaro Ronney e Matheus Narciso, por todo o suporte e companheirismo ao longo dos anos.

## RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo analisar as alterações de dureza em uma solda no Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 soldado pelo processo de arame tubular quando sujeito à um tratamento térmico a 475°C. Foi feito um estudo em amostras submetidas à soldagem com energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm, posteriormente avaliando alterações em propriedades físicas no material, com o foco principal em variações de microdureza e balanço de fases. As amostras foram divididas em quatro grupos, de acordo com os diferentes tempos de tratamentos térmicos de envelhecimento às quais foram submetidas, em forma de duplicata: como soldada e envelhecidas a 475°C por períodos de 10, 50 e 100 horas. Os resultados a serem apresentados foram obtidos a partir da relação entre ensaios microdureza Vickers e de balanço de fases, indicando variações microestruturais após o processo de soldagem. Os resultados obtidos mostraram com clareza que os materiais expostos aos diferentes tempos de tratamento térmico tiveram mudanças significativas em seus valores de microdureza. Além disso, as diferentes energias de soldagem se mostraram como fator determinante para uma diferença no balanço de fases, de acordo com medidas por análise de imagens. Foi observado, também, a diferença na cinética de precipitação entre as regiões de metal de base e zona fundida, sendo esta a que apresentou um maior efeito de endurecimento após o tratamento.

**Palavras-chave:** inoxidável, soldagem, envelhecimento, balanço, precipitação

## ABSTRACT

The present work has the objective of analyzing the hardness changes in a Weld in the Stainless Steel Super Duplex UNS S32750 welded by the process of tubular wire when subjected to a thermal treatment at 475°C. A study was carried out on samples submitted to welding with energies of 0,5 kJ/mm and 1,0 kJ/mm, later evaluating changes in physical properties in the material, with the main focus on variations in the hardness of materials and phase balance. The samples were divided into four groups, according to the different thermal aging treatments to which they were submitted, in duplicate form: as welded and aged at 475°C for periods of 10, 50 and 100 hours. The results to be presented were obtained from the relationship between Vickers microhardness tests and phase balance, indicating microstructural variations after the welding process. The obtained results showed clearly that the materials exposed to the different times of heat treatment had significant changes in their values of microhardness. Beyond that the different welding energies were shown as a determinant factor for a difference in phase balance, according to measurements by image analysis. It was also observed the difference in the precipitation kinetics between the base and molten zone regions, which presented a higher hardening effect after the treatment.

**Keywords:** stainless, welding, aging, balance, precipitation

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	12
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	14
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	15
<b>3.1</b>	<b>Aço Inoxidável</b> .....	15
<b>3.1.1</b>	<i>Aço Inoxidável Super Duplex</i> .....	18
<b>3.1.2</b>	<i>Soldagem de Aço Inoxidável</i> .....	20
<b>3.2</b>	<b>Fase Alfa Linha (<math>\alpha'</math>) ou envelhecimento a 475°C</b> .....	22
<b>4</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	24
<b>4.1</b>	<b>Materiais</b> .....	24
<b>4.2</b>	<b>Metodologia</b> .....	25
<b>4.2.1</b>	<i>Cortes</i> .....	26
<b>4.2.2</b>	<i>Tratamentos Térmicos</i> .....	26
<b>4.2.3</b>	<i>Embutimento</i> .....	27
<b>4.2.4</b>	<i>Caracterização Microestrutural</i> .....	28
<b>4.2.4.1</b>	<i>Ensaios de Microdureza Vickers</i> .....	28
<b>4.2.4.2</b>	<i>Ataque Eletroquímico</i> .....	29
<b>4.2.4.3</b>	<i>Análise Macroscópica</i> .....	30
<b>4.2.5</b>	<i>Análise Microscópica com o uso do programa SVRNA</i> .....	30
<b>5</b>	<b>RESULTADOS</b> .....	32
<b>5.1</b>	<b>Análise das amostras como soldadas/sem tratamento térmico</b> .....	32
<b>5.1.1</b>	<i>Macroscopia</i> .....	32
<b>5.1.2</b>	<i>Microestrutura</i> .....	32
<b>5.1.3</b>	<i>Balanco de Fases</i> .....	34
<b>5.1.4</b>	<i>Microdureza</i> .....	35
<b>5.2</b>	<b>Amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento a 475°C...</b>	36
<b>5.2.1</b>	<i>Comparativo entre as energias de soldagem: 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm</i> .....	37
<b>5.2.2</b>	<i>Comparativo entre as regiões das amostras: metal de base e zona fundida</i> ....	39
<b>6</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	44
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	45

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Gráfico representativo da passividade dos aços expostos a um ambiente industrial de acordo com o teor de cromo .....	17
Figura 2	Representação de como ocorre o processo de proteção a corrosão do aço, conferida pela camada passiva .....	17
Figura 3	Representação do processo de corrosão em material que forma camada passiva .	18
Figura 4	Representação do processo de corrosão em material que não forma camada passiva .....	18
Figura 5	Microestrutura de um aço inoxidável super duplex UNS S32750, 500x .....	20
Figura 6	Diagrama de Schaeffler e as regiões problemáticas .....	21
Figura 7	Diagrama TTT para a precipitação da fase alfa linha .....	23
Figura 8	Efeito do envelhecimento térmico na dureza Rockwell C do aço inoxidável duplex SAF 2205 no intervalo de temperatura entre 400 e 500°C .....	24
Figura 9	Tubos AISD UNS 32750 soldados com energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm, respectivamente .....	25
Figura 10	Fluxograma das etapas adotadas na metodologia .....	26
Figura 11	Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos nas amostras .....	27
Figura 12	Equipamento utilizado para embutimento das amostras .....	28
Figura 13	Equipamento utilizado para realização dos ensaios de microdureza .....	29
Figura 14	Equipamento utilizado para análise macroscópica .....	30
Figura 15	Equipamento utilizado para obter as fotos levadas ao programa SVRNA .....	31
Figura 16	Imagem do software SVRNA utilizado para o cálculo da porcentagem de ferrita nas amostras .....	31
Figura 17	(a) Amostra soldada a 0,5 kJ/mm; não-tratada. (b) Amostra soldada a 1,0 kJ/mm; não-tratada .....	32
Figura 18	(a) Zona fundida amostra 0,5 kJ/mm; não-tratada. (b) Zona fundida amostra 1,0 kJ/mm; não-tratada. (c) Zona do metal de base amostra 0,5 kJ/mm; não-tratada .	33
Figura 19	(a) Amostra soldada a 0,5 kJ; 10 horas a 475°C. (b) Amostra soldada a 1,0 kJ; 10 horas a 475°C. (c) Amostra soldada a 0,5 kJ; 50 horas a 475°C. (d) Amostra soldada a 1,0 kJ; 50 horas a 475°C. (e) Amostra soldada a 0,5 kJ; 100 horas a 475°C. (f) Amostra soldada a 1,0 kJ; 100 horas a 475°C .....	36
Figura 20	Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas na zona fundida das	

amostras de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm .....	39
Figura 21 (a) Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas nas regiões de metal de base e zona fundida; amostras 0,5 kJ/mm. (b) Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas nas regiões de metal de base e zona fundida; amostras 1,0 kJ/mm .....	41
Figura 22 Gráfico da energia de ligação das regiões metal de base e zona fundida .....	43

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química de alguns aços inoxidáveis .....	15
Tabela 2	Comparativo de propriedades entre diferentes aços inoxidáveis .....	16
Tabela 3	Composição Química do AISD UNS S32750 .....	25
Tabela 4	Porcentagem de Ferrita obtida nas amostras após análise no software SVRNA .....	34
Tabela 5	Resultado de microdureza Vickers nas amostras como soldadas; energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm .....	35
Tabela 6	Apresenta os resultados de microdureza das amostras tratadas durante 10, 50 e 100 horas; amostras de 0,5 kJ/mm .....	37
Tabela 7	Apresenta os resultados de microdureza das amostras tratadas durante 10 h, 50 h e 100h; amostras 1,0 kJ/mm .....	37
Tabela 8	Microdureza nas regiões ferríticas do metal de base e da zona fundida no AISD UNS S32750 soldado a 0,5 kj e tratado a 475°C .....	38
Tabela 9	Microdureza nas regiões ferríticas do metal de base e da zona fundida no AISD UNS S32750 soldado a 1,0 kj e tratado a 475°C .....	42

## 1 INTRODUÇÃO

Tubulações, comumente chamadas de tubos ou condutos, são estruturas usadas para o transporte de fluxos e sua principal função é constituir uma rede ou instalação correlata para conduzir os fluidos de um local para outro, ou seja, servem para canalizações, que asseguram a circulação de um fluido ou de um produto pulverulento em uma instalação.

As tubulações são mais comumente produzidas por processos de extrusão, podendo ser feitas dos mais variados tipos de material, desde polímeros simples até os aços inoxidáveis com adições de elementos de ligas que conferem maior resistência, variando de acordo com o tipo de fluido que se deseja transportar.

Mesmo com a evolução e descoberta de novos materiais, se faz necessário um cuidado maior com relação às tubulações do setor petroquímico, pois esta apresenta um ambiente bastante agressivo no que diz respeito às temperaturas, processos corrosivos, pressão elevada, entre outros. Dessa forma, é feita uma exigência de que seus componentes tenham uma elevada resistência mecânica, além de uma boa resistência à corrosão.

Dessa forma, materiais que apresentem uma elevada resistência à corrosão e às alterações microestruturais causadas por elevadas temperaturas ganham grande destaque e importância para o setor petroquímico. Entre estes materiais, destacam-se os aços inoxidáveis duplex e super duplex, devido à presença elevada de elementos de liga, tais como cromo, molibdênio e níquel, principalmente.

Deve-se levar em conta, porém, que as extraordinárias propriedades físicas são alcançadas mediante um rígido controle de composição e do balanço da microestrutura com quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita, o que proporciona um aumento de custos considerável para produzir esse tipo de material.

Portando, processos de manutenção e recuperação das tubulações são mais explorados antes que haja uma necessidade efetiva para a troca completa da estrutura. Para tal, a soldagem é a mais comumente utilizada, devido principalmente à rapidez e ao baixo custo do processo se comparado a outros.

Contudo, por se tratar de um processo que envolve grande aporte térmico, deve-se analisar as influências de diferentes energias de soldagem, juntamente com o tempo de exposição à tais temperaturas. Determinado aporte térmico ou parâmetros de soldagem mal ajustados, juntamente com velocidades inadequadas de resfriamento podem levar à precipitação de nitretos e/ou carbonetos, formação de fases secundárias indesejáveis, tamanho de grão elevado, bem como comprometimento do balanço microestrutural da peça. Tais

fatores são os responsáveis primários por fragilizações mecânicas e por comprometer a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex e super duplex.

Avaliar os aspectos metalúrgicos da tubulação de Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 ou SAF 2507 é de fundamental importância para um conhecimento e desenvolvimento maior do material e de suas aplicações na indústria petroquímica. Além disso, deve-se analisar os efeitos de se expor esse tipo de material em temperaturas médias a elevadas, como por exemplo nos processos de soldagem, bem como as possíveis variações em suas propriedades físicas e/ou mecânicas decorrentes dessa exposição, entre as regiões soldada e de base, tendo em vista a necessidade de se aumentar os parâmetros de confiabilidade e segurança aos processos em que o material é utilizado.

## 2 OBJETIVOS

De acordo com o processo de soldagem e os diferentes tempos tratamento térmico aplicados, a busca principal do presente trabalho foi a verificação de uma possível fragilização do AISD UNS S32750 nas regiões soldadas, de acordo com ensaios de microdureza Vickers realizados, relacionando-os com a proporção de ferrita no material e o consequente surgimento de fases deletérias, como por exemplo a fase alfa linha ( $\alpha'$ ). Além disso, buscou-se o entendimento a respeito dos efeitos provocados quando utilizadas duas energias de soldagem distintas no material e das decorrentes alterações microestruturais proporcionadas pelo ciclo térmico aplicado.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são basicamente ligas de ferro, carbono e cromo. São também denominados de “Stainless Steel” que significa “aço que não mancha”, devido à sua característica de resistência a descoloração. Para que sejam considerados inoxidáveis, tais aços devem apresentar em sua composição um mínimo de 10,5% em cromo (GUNN, 2013), podendo alguns deles ultrapassar um teor de 30%. Algumas composições químicas estão representadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química de alguns aços inoxidáveis.

AISI/UNS	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu	%W	%C
316L	17	11	2,2	-	-	-	<0,03
S31803	22	5	3	0,15	-	-	<0,03
S32750	25	7	4	0,3	-	-	<0,03
S32760	25	7	3,5	0,25	0,7	0,7	<0,03
430	16	0,23	0,02	0,02	-	-	<0,06
410	12	-	-	-	-	-	<0,15

FONTE: FRANCIS et. Al, 1999.

Além do cromo, aos aços inoxidáveis, pode-se adicionar outros elementos como: níquel, carbono, manganês, nitrogênio, alumínio, molibdênio, nióbio, titânio. No geral, a quantidade de elementos de liga a serem adicionados depende das propriedades a que se deseja atribuir ao material, podendo variar bastante de acordo com sua estrutura, como se observa na Tabela 2. Outros elementos, como enxofre e fósforo, são indesejáveis, pois formam compostos de baixo ponto de fusão, levando à trinca a quente, ainda que em alguns casos podem melhorar a usinabilidade do metal.

Tabela 2. Comparativo de propriedades entre diferentes aços inoxidáveis.

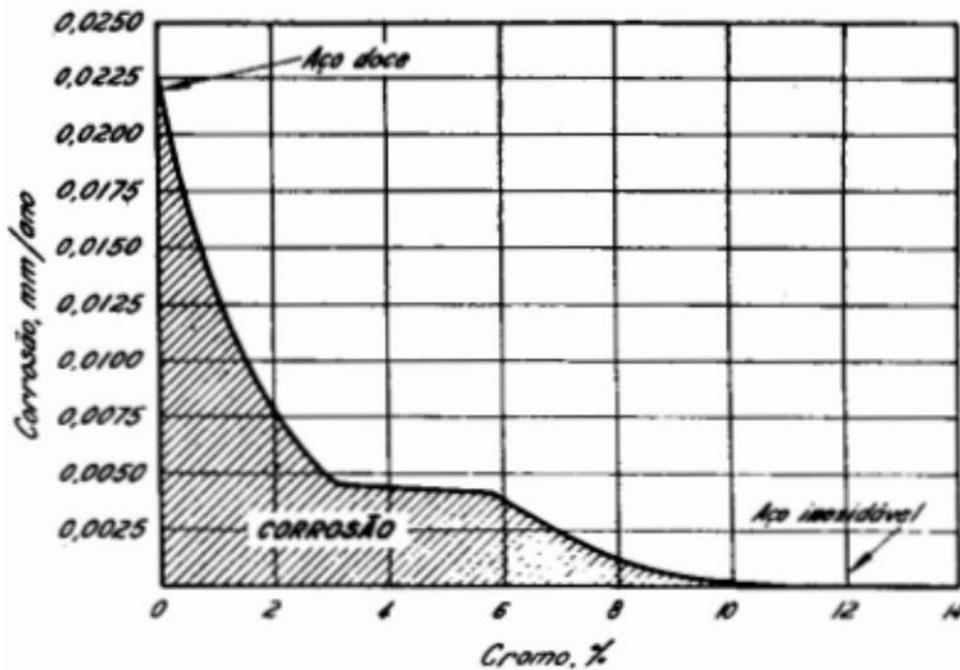
<b>AISI/UNS</b>	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Limite de resistência a tração (MPa)</b>	<b>Alongamento Mínimo (%)</b>	<b>Estrutura</b>
430	205	415	20	Ferrita
444	275	415	20	Ferrita
304	205	515	40	Austenita
316L	205	515	35	Austenita
S 32750	550	795	15	Duplex
S 32760	550	750	25	Duplex

FONTE: BATISTA, 2012; SOUZA, 2004.

Em atmosferas com baixos índices de contaminação, pode-se perceber uma diminuição da velocidade de oxidação destas ligas na medida em que se aumenta a quantidade de cromo. Com aproximadamente 10,5% de cromo, constata-se que a liga não sofre corrosão atmosférica em tais condições. Isso se dá através da reação que ocorre entre o cromo presente no material com o ar atmosférico, ou outro meio oxidante, em que se forma uma camada de óxido de cromo na superfície do aço (a camada passiva), estável e resistente, funcionando como uma espécie de capa que age de forma passiva e protetora. (HÉCTOR CARBÓ, 2008)

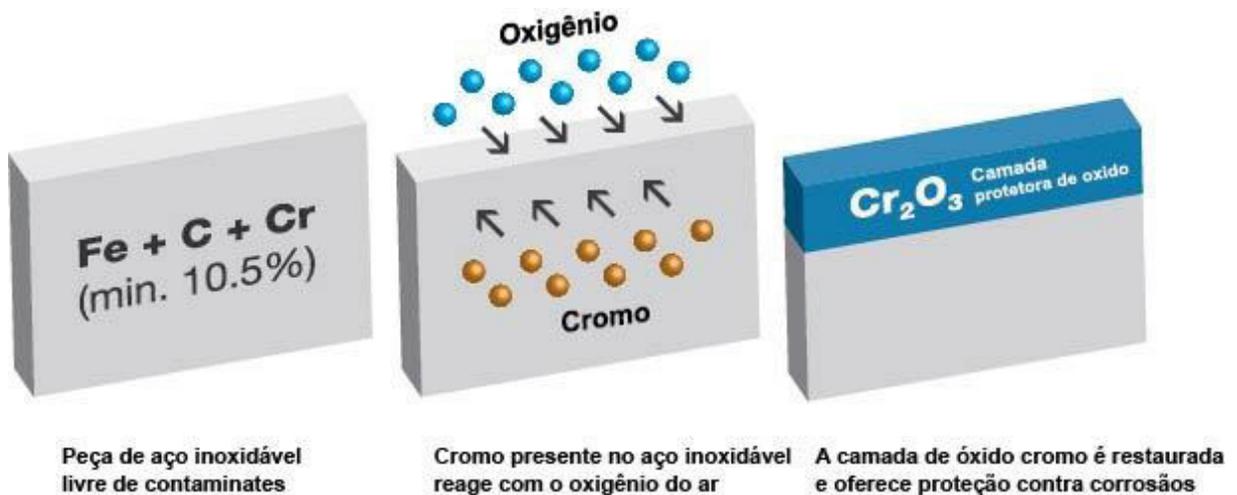
O filme passivo nos aços inoxidáveis é muito fino, aderente e, quando em meio mais oxidante, muito resistente. Dessa forma, os aços inoxidáveis formam e conservam filmes passivos em uma grande variedade de meios, o que explica a elevada resistência à corrosão destes materiais e a grande quantidade de alternativas que existem à sua utilização quando comparados aos aços carbono mais comuns. Tal maior capacidade resistiva à corrosão está representada nas Figura 1 e 2.

Figura 1. Gráfico representativo da passividade dos aços expostos a um ambiente industrial de acordo com o teor de cromo.



FONTE: CHIAVERINI, 2005.

Figura 2. Representação de como ocorre o processo de proteção a corrosão do aço, conferida pela camada passiva.

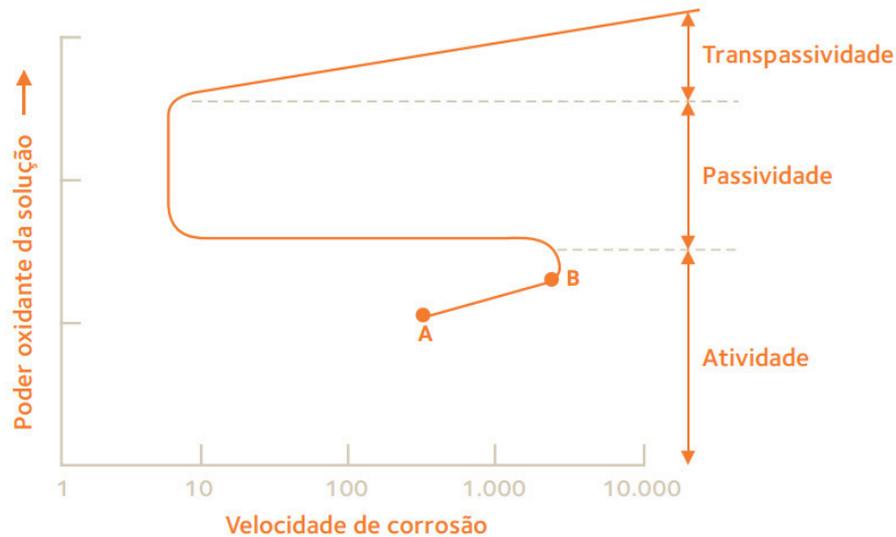


FONTE: walter.com/pt\_BR/surfox/processo-de-passivacao

Nas Figuras 3 e 4, pode-se observar a relação entre o poder oxidante da solução ou do meio em que o material está exposto com a velocidade de corrosão do mesmo, sendo na Figura 3 um material em que há formação da camada passiva e na Figura 4 um material em que não há formação da camada passiva. Observa-se que em determinado ponto, quando o

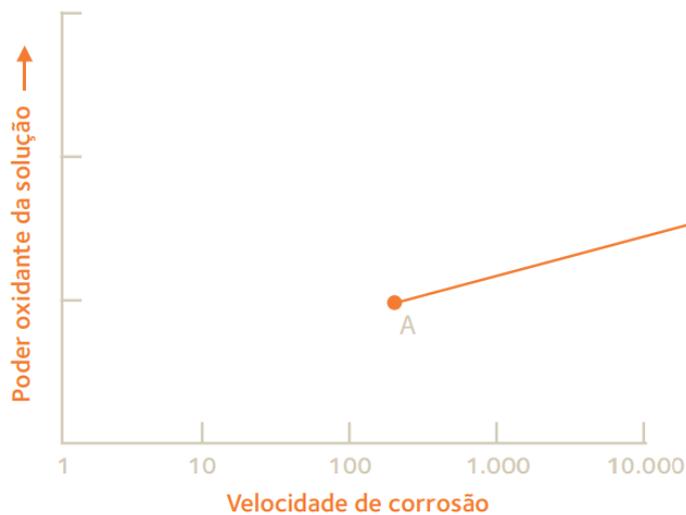
meio atinge determinada capacidade oxidante, poderá haver uma quebra da camada passiva que protege o material, havendo a retomada do processo de corrosão de forma mais agressiva, descrito como o momento em que há uma transpassividade. (HÉCTOR CARBÓ, 2008)

Figura 3. Representação do processo de corrosão em material que forma camada passiva.



FONTE: FONTANA & GREENE.

Figura 4. Representação do processo de corrosão em material que não forma camada passiva.



FONTE: FONTANA & GREENE.

### 3.1.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Na medida em que elementos de liga são adicionados ao aço, este pode ganhar ou perder características que alterem suas propriedades, além de se tornarem específicos para

determinadas aplicações. Tendo em vista uma gama variações obtidas pela adição de elementos de liga, surge a necessidade de se classificar os diferentes tipos de aços inoxidáveis obtidos. Foi criado então, um sistema de numeração do *Unified Numbering System* (UNS), desenvolvido por organizações internacionais de normatização, sendo a mais comum no Brasil, a *American Iron Steel Institute* (AISI). (ASM 1987 e SEDRIKS 1996)

Os aços inoxidáveis são classificados em 5 tipos, justamente em função da microestrutura que adquirem a partir de diferentes adições de diferentes elementos de liga. São eles: aços inoxidáveis martensíticos, aços inoxidáveis ferríticos, aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

Os materiais em estudo desse trabalho fazem parte da classificação duplex, que por serem aços com uma maior presença de elementos de liga, acabam conferindo propriedades extremamente rentáveis à aplicação do material em ambientes severos em termos de corrosividade como na indústria de petróleo, devido à sua boa resistência mecânica e de corrosão.

Os Aços Inoxidáveis Duplex (AID) são caracterizados por apresentarem uma estrutura bifásica ferrítico-austenítico formada por lamelas alternadas de ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ), de acordo com a Figura 5 e geralmente na proporção 1:1 (NILSSON, 2007), o que determina uma menor propriedade magnética, devido a presença de elementos estabilizadores da fase ferrita e austenita. Possuem uma boa resistência à corrosão sob tensão fraturante, principalmente em meio contendo cloreto, uma melhor tenacidade e ductilidade, e propriedades mecânicas mais refinadas (GIRALDO, 2001). Tais características são marcantes, pois se trata basicamente da junção das melhores características dos outros tipos de aço inoxidável. Em contrapartida, uma maior introdução de elementos de liga para que se alcance tantos benefícios, torna a produção do aço um tanto quanto mais complexa, havendo a necessidade de um fino controle de parâmetros, a fim de se evitar grandes desequilíbrios entre as fases existentes. (CHIAVERINI, 2005; SEDRIKS 1996)

Figura 5. Microestrutura de um aço inoxidável super duplex UNS S32750, 500x.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

### ***3.1.2 Soldagem de Aço Inoxidável***

A aplicação dos aços inoxidáveis duplex na indústria de óleo e gás envolve algum processo em que se faz necessária a fusão e a solidificação do material, como por exemplo, a fabricação componentes fundidos, flanges que são forjadas e a própria união de tubos por soldagem.

Inicialmente, os processos de soldagem de uma forma geral são responsáveis por gerar tensões no material. Isso acontece porque o aquecimento é localizado, ou seja, há uma região do material que vai aquecer e resfriar em uma taxa muito diferente do restante; durante o aquecimento são geradas tensões compressivas e durante o resfriamento são geradas tensões trativas.

Além disso, nos processos de soldagem dos aços inoxidáveis duplex, uma das maiores dificuldades é controlar os ciclos térmicos de modo a manter o balanço de fases o mais próximo do encontrado no metal de base, controlar o crescimento de grão, evitar a formação de fases secundárias indesejáveis e a precipitação de carbonetos ou nitretos. (PANISIELO CANDEL, 2016).

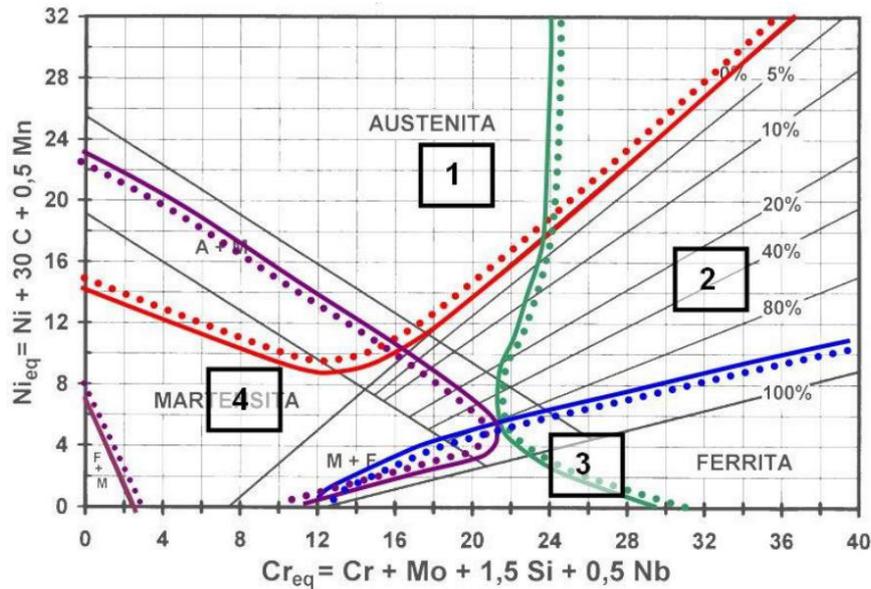
Em particular, um resfriamento muito rápido potencializa a formação de um teor muito elevado de ferrita e a precipitação de nitretos de cromo na zona afetada pelo calor (ZAC) e na zona fundida (ZF), prejudicando a tenacidade e a resistência à corrosão da solda. Por outro lado, um resfriamento muito lento e a manutenção por certo período em altas temperaturas de soldagem, de 600 e 1000°C, pode levar a precipitação de compostos intermetálicos que também prejudicam as propriedades mecânicas e químicas da solda. (PAULO MODESINI, 2011)

Outro fator negativo que pode influenciar é a introdução do nitrogênio como elemento de liga. Haverá uma estabilização da austenita e um aumento de sua precipitação a partir da ferrita, melhorando a soldabilidade do material. Porém, também ocorrerá um aumento na precipitação de nitretos na Zona Afetada pelo Calor (ZAC). (PANISIELO CANDEL, 2016)

Para prever o comportamento de um determinado aço inoxidável com relação a fissuras ou fragilização pela presença de fases indesejáveis, fazer a escolha correta do metal de adição e determinar o teor de ferrita presente, diagramas constitucionais empíricos são muito utilizados. O mais conhecido é o Diagrama de Schaeffler, observado na Figura 6, que é bastante utilizado na soldagem de aços inoxidáveis, mesmo que tenha sido criado para condições de equilíbrio (APICIELO, 2009)

O diagrama possui três campos bem distintos: o austenítico, o ferrítico e o martensítico, assim como as regiões bifásicas e trifásicas que unem os campos. Além disso, possui dois eixos que relacionam os teores de cromo equivalente e níquel equivalente, indicando a composição química do aço inoxidável e relacionando-a com a microestrutura obtida no material.

Figura 6. Diagrama de Schaeffler e as regiões problemáticas.



FONTE: PAULO MODESINI, 2011.

Para aplicação em soldagem, o diagrama de Schaeffler foi dividido em quatro regiões de composição química, as quais apresentam alguns tipos de descontinuidades ou fragilizações. As regiões são as seguintes: trinca de solidificação (região 1), precipitação de fase sigma entre 600 e 950°C (região 2), crescimento de grão (região 3) e trinca a frio induzida por hidrogênio (região 4).

Vale ressaltar, porém, que o diagrama pode não ser suficiente para as previsões em alguns casos. Quando, por exemplo, se existir a presença de elementos residuais no material, como o enxofre e o fósforo, que favorecem a formação de trincas de solidificação.

### 3.2 Fase alfa linha ( $\alpha'$ ) ou envelhecimento a 475°C

Mesmo com sua ampla utilização nas indústrias nuclear e petroquímica devido às excelentes características de resistência à corrosão e propriedades mecânicas, os aços inoxidáveis duplex se mostram vulneráveis quando submetidos a temperaturas elevadas. Primeiramente, pode-se haver o surgimento de uma fase sigma ( $\sigma$ ) quando o material é submetido à grandes aportes térmicos em um determinado intervalo de tempo, como em um processo de soldagem.

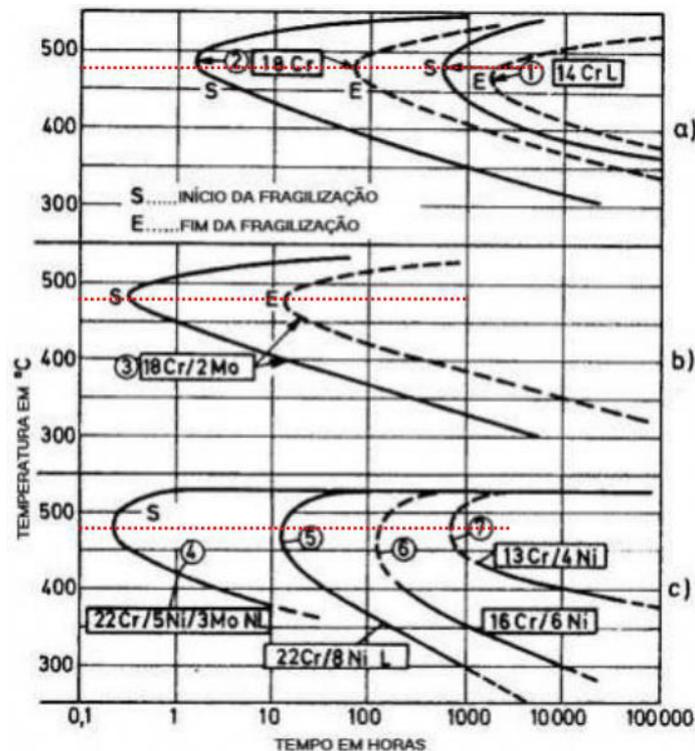
Além dessa, há outras possibilidades para fragilização do material. Uma delas é quando se submete a temperaturas menores, porém em intervalos de tempo maiores. É assim que surge a chamada fase alfa linha ( $\alpha'$ ) ou fragilização a 475°C.

De acordo com o princípio de surgimento dessa fase, a exposição de ligas ferro-cromo e aços com alto teor de cromo no intervalo entre 400 e 550°C causa a precipitação de uma fase CCC, rica em cromo alfa linha ( $\alpha'_{Cr}$ ) e outra fase rica em ferro ( $\alpha_{Fe}$ ), devido a instabilidade da fase ferrítica que se decompõe nessas fases e pela composição original da fase ferrítica (WENG; CHENG; YANG, 2004), de acordo com a equação 1:

$$\alpha = \alpha_{Fe} + \alpha'_{Cr} \text{ (Equação 1)}$$

Com a decomposição da fase inicial de ferrita em duas fases distintas, uma rica e outra pobre em cromo, pode-se constatar que haverá um roubo de cromo na matriz do aço. Além disso, a fase alfa linha ( $\alpha'_{Cr}$ ) possui uma cinética de precipitação mais intensa nessa temperatura, indicando que quanto mais cromo houver no aço, maior será essa diferenciação e maior será o efeito da fragilização, observado na Figura 7.

Figura 7. Diagrama TTT para a precipitação da fase alfa linha.



FONTE: TERADA, 2003.

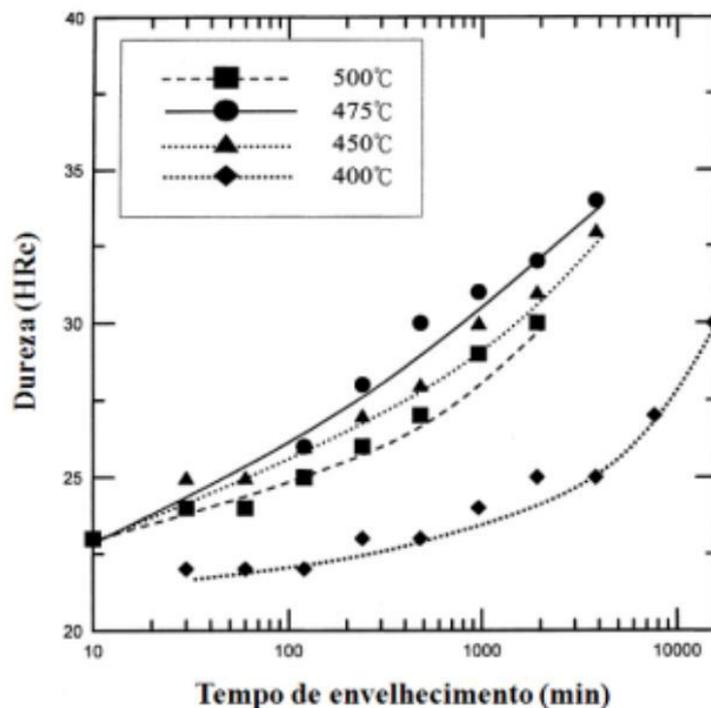
Outra característica importante conferida pelo surgimento da fase alfa linha, independentemente de seu mecanismo de formação, é que sua precipitação causa um efeito de endurecimento. Tal precipitação da fase rica em cromo aumenta a dureza do aço e melhora

sua resistência à corrosão, mas por outro lado fragiliza a ferrita e reduz drasticamente a resistência ao impacto. (SOLOMON; LEVINSON, 1978)

Tendo em vista que um aumento no teor inicial de cromo presente no aço aumenta o processo de precipitação da fase alfa linha, pode-se inferir que quanto maior for a quantidade de cromo e de outros elementos intersticiais presentes maiores serão os efeitos causados pelo envelhecimento, tanto aumento da dureza quanto redução da resistência ao impacto. (CORTIE; POLLAK, 1995)

O trabalho realizado por WENG, CHENG e YANG (2004) levou em consideração diversos tempos de envelhecimento em temperaturas variando entre 400 a 500°C. Foi obtido o gráfico da Figura 8, que os relaciona com as variações de dureza conferidas ao aço.

Figura 8. Efeito do envelhecimento térmico na dureza Rockwell C do aço inoxidável duplex SAF 2205 no intervalo de temperatura entre 400 e 500°C.



FONTE: WENG; CHENG e YANG, 2004.

Observa-se que, de acordo com a Figura 8, à uma temperatura de 475°C haverá uma maior variação no valor de dureza do aço em função do tempo.

#### 4 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 4.1 Materiais

Os materiais utilizados nesse estudo são dois tubos AISD UNS S32750 e soldados previamente em outro projeto, representados na Figura 9, com diâmetro interno de 157 mm e parede de 7,4 mm - valores aproximados - que se diferenciam apenas pela energia de soldagem que foi aplicada em suas paredes, 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm.

Figura 9. Tubos AISD UNS 32750 soldados com energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm, respectivamente.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

Os tubos possuem composição química indicada na Tabela 3, obtida por meio de espectroscopia de emissão óptica utilizando o equipamento Shimadzu PDA 7000, de acordo com dissertações anteriores.

Tabela 3. Composição Química do AISD UNS S32750.

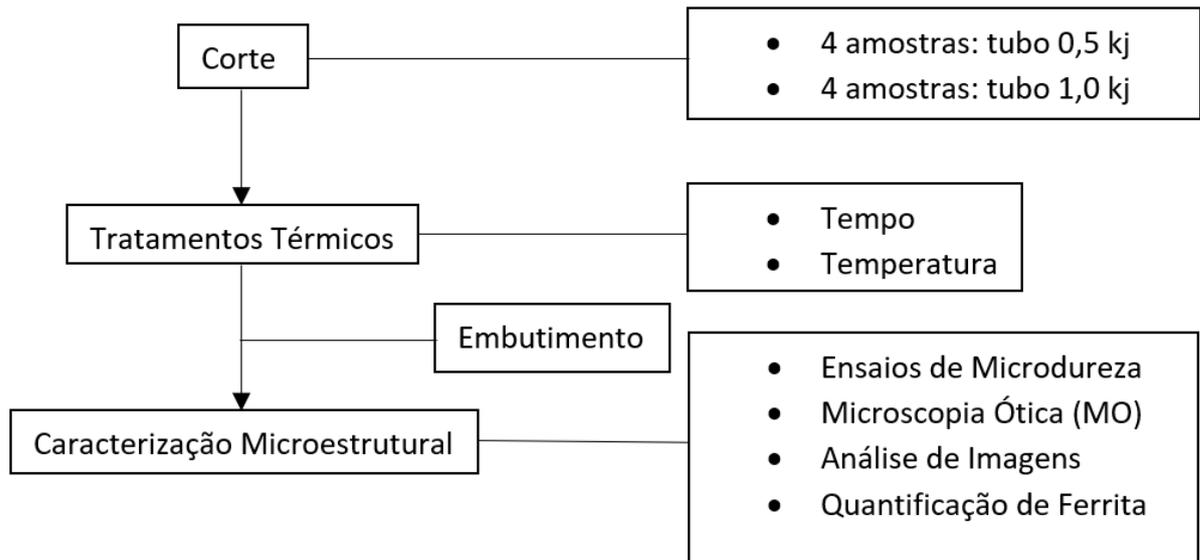
Aço UNS	Composição Química (% em peso)											
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	W	Cu	N	P	S	Fe
S32750	0,02	25,0	6,63	3,95	0,5	0,25	-	0,12	-	-	0,002	Bal

FONTE: CAROLINY GOMES, 2014.

#### 4.2 Metodologia

A metodologia desse trabalho está detalhada no fluxograma apresentado na Figura 10, que ilustra a sequência e os procedimentos adotados para os tubos soldados. Cada etapa se encontra detalhada nos tópicos a seguir.

Figura 10. Fluxograma das etapas adotadas na metodologia.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

#### 4.2.1 Corte

O procedimento para a obtenção das amostras foi realizado em duas etapas de corte em serras fita de médio e pequeno porte. A primeira, para retirar amostras dos tubos e a segunda para reduzir o tamanho dessas amostras, facilitando os ensaios a serem adotados posteriormente. Tendo em vista que seriam feitos tratamentos térmicos com 3 tempos distintos e uma análise de amostras sem tratamento térmico, foram retiradas 4 amostras de cada tubo.

#### 4.2.2 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados em um Forno Mufla Microprocessado 7000 – 10P, da marca EDG, do Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS – UFC), conforme ilustrado na Figura 11.

Figura 11. Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos nas amostras.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

Foram realizados tratamentos térmicos que pudessem provocar um possível surgimento de fases deletérias no material. De acordo com pesquisas prévias, como as de WENG, CHENG e YANG (2004), foi estabelecida uma temperatura de 475°C como a temperatura de envelhecimento ideal para favorecer o surgimento da fase alfa linha ( $\alpha'$ ).

Os tempos de tratamento foram de 10, 50 e 100 horas e foram suficientes também para detectar variações de dureza nas amostras. A cada um desses tempos, foi colocada uma amostra de cada tubo: o soldado com energia de 0,5 kJ/mm e o soldado com energia de 1,0 kJ/mm.

#### **4.2.3 Embutimento**

Tendo em vista a estrutura tubular do material em estudo, as amostras obtidas apresentaram uma curvatura em suas bordas, fato que dificultaria as análises que seriam feitas

a seguir. Logo, como solução, as amostras foram submetidas ao processo de embutimento a quente, em parâmetros de temperatura e tempo que não influenciariam em quaisquer transformações no material. O processo foi realizado utilizando uma embutidora metalográfica EFD 30, conforme a Figura 12.

Figura 12. Equipamento utilizado para embutimento das amostras.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

#### ***4.2.4 Caracterização Microestrutural***

##### ***4.2.4.1 Ensaio de Microdureza Vickers***

Para a realização dessa etapa do trabalho, as amostras foram submetidas ao lixamento com lixas d'água com granulometria de 80 a 1200 mesh e polimento com pasta de diamante de 6  $\mu\text{m}$ , facilitando a obtenção dos pontos. Em um primeiro momento, foi feita uma varredura de um lado ao outro das amostras, ou de um metal base ao outro, obtendo-se os valores de microdureza nas regiões: metal de base, zonas afetadas pelo calor e zona fundida.

Foi utilizado um equipamento automático de medição de microdureza LECO, conforme a Figura 13, com uma carga aplicada às amostras equivalente à 100 kgf.

Figura 13. Equipamento utilizado para realização dos ensaios de microdureza.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

Em um segundo momento, foi feita uma análise mais específica, com pontos inseridos individualmente em regiões que continham apenas ferrita. Para tal, o material foi submetido à um ataque eletroquímico descrito a seguir e, além disso, a força utilizada nas medições foi de 25kgf para que a precisão dos pontos fosse melhor.

#### *4.2.4.2 Ataque Eletroquímico*

Para a posterior análise das regiões de solda e a realização de pontos de microdureza Vickers em regiões específicas, foi feito nas amostras um ataque eletrolítico para revelação da microestrutura. Para tanto, foi utilizada uma solução de 40% de  $\text{HNO}_3$ , com

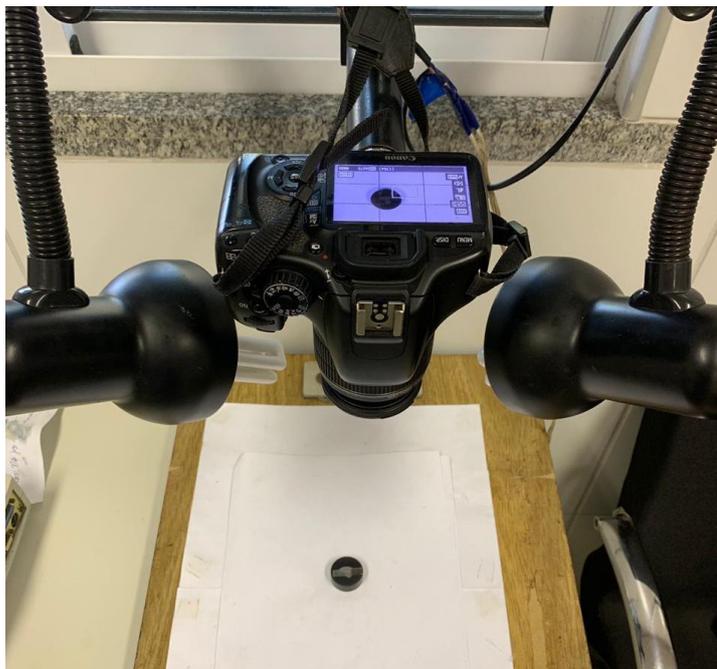
tensão média de 1,1 V, induzindo a uma corrente média de aproximadamente 0,01 amperes por um tempo de 3 minutos e 20 segundos.

#### *4.2.4.3 Análise Microscópica*

Nessa etapa as amostras antes lixadas até uma granulometria de 1200 mesh foram também polidas com pastas de diamante de 6 e 3  $\mu\text{m}$ , com o objetivo de tornar as imagens mais claras e limpas após o ataque químico, sem interferência significativa de riscos.

Foi utilizado uma câmera fotográfica profissional em um suporte adequado, mostrado na Figura 14.

Figura 14. Equipamento utilizado para análise macroscópica.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

#### *4.2.5 Análise Microscópica com o uso do programa SVRNA*

Nesta etapa, as amostras foram polidas, ainda, com uma pasta de granulometria de 1 micrômetro ( $\mu\text{m}$ ) para que fossem minimizados ao máximo os possíveis arranhões ainda presentes para uma melhor qualidade das imagens.

Em um primeiro momento, foram tiradas 10 fotos com um aumento de 500 vezes em microscópio ótico: 5 da região que continha o passe de raiz e 5 fotos da região com o passe de acabamento. Para esse procedimento foram analisadas apenas as amostras extremas, ou seja, aquelas que não sofreram tratamento térmico e aquelas que passaram pelo maior tratamento térmico (100 horas a  $475^{\circ}\text{C}$ ). A Figura 15 mostra o equipamento utilizado para realização do procedimento.

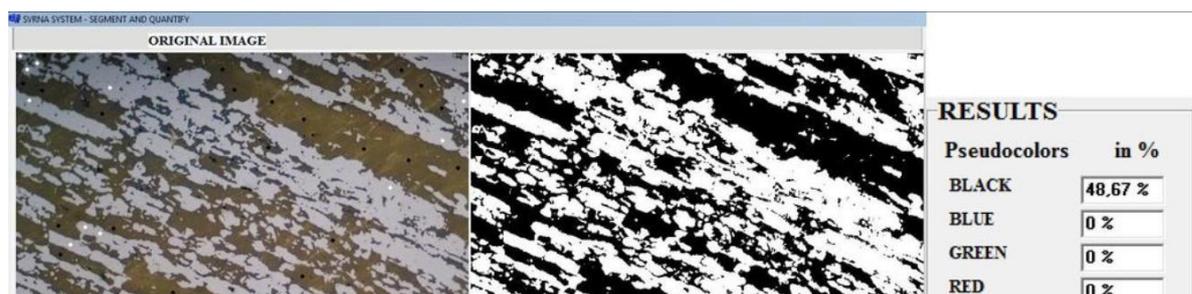
Figura 15. Equipamento utilizado para obter as fotos levadas ao programa SVRNA.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

Após tiradas as fotografias, estas foram levadas ao software SVRNA, Figura 16, que tem como objetivo quantificar as fases presentes na imagem obtida por meio de uma diferenciação em termos de contraste.

Figura 16. Imagem do software SVRNA utilizado para o cálculo da porcentagem de ferrita nas amostras.



FONTE: NUNES/TAMIASSO, 2009

Nesta etapa, o objetivo seria mostrar a diferença na proporção de ferrita que se faz presente quando são utilizadas diferentes energias de soldagem. Além disso, poderia se verificar se o tratamento térmico seria capaz de proporcionar grandes mudanças no balanço de fases das amostras.

Vale ressaltar que os valores de ferrita obtidos foram inseridos em uma média, após a obtenção de 5 imagens de cada região observada, que posteriormente foi utilizada de forma comparativa entre as amostras, como será observado no subitem 4.1.3 do presente trabalho.

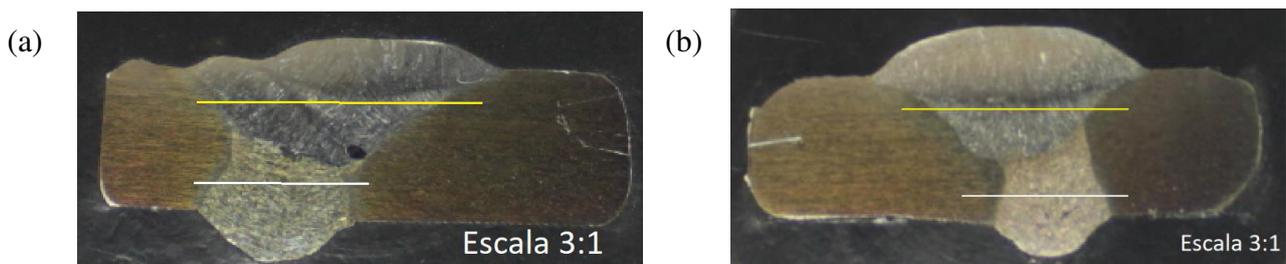
## 5 RESULTADOS

### 5.1 Análise das amostras como soldadas/sem tratamento térmico

#### 5.1.1 Macroscopia

De acordo com a Figura 17 (a) e (b), são apresentadas as macrografias da seção transversal das juntas soldadas na condição como soldadas.

Figura 17. (a) Amostra soldada a 0,5 kJ/mm; não-tratada. (b) Amostra soldada a 1,0 kJ/mm; não-tratada.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

As linhas observadas em amarelo e branco indicam as regiões que foram submetidas ao ensaio de microdureza nos passes de acabamento e raiz, respectivamente.

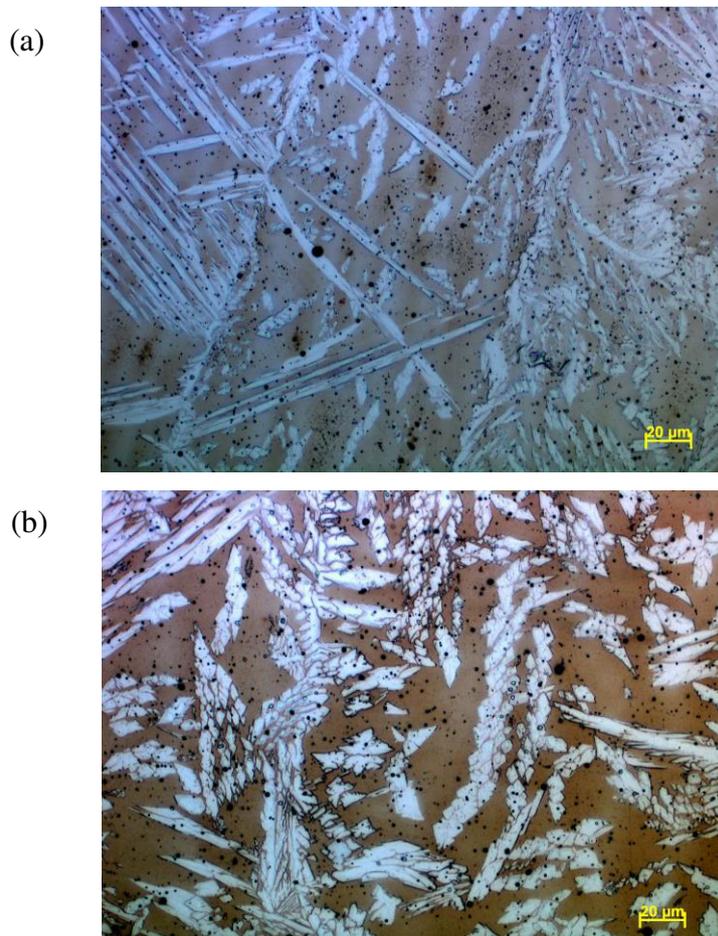
#### 5.1.2 Microestrutura

De acordo com as imagens microscópicas obtidas com aumento de 500x, figura 18 (a), (b) e (c), pôde-se perceber um padrão de distribuição das fases distinto com relação as zonas de metal de base e zona fundida. As zonas de metal de base continuam com uma

proporção de fases e uma morfologia lamelar, com bandas intercaladas de ferrita e austenita, bastante semelhante entre as amostras. Já para a zona fundida, houve a influência do resfriamento que acontece após o processo de soldagem. Há, nesse caso, uma mudança na morfologia das fases e na forma como estas precipitam, além de um notável aumento na fração de ferrita.

Para a composição química do AISD UNS S32750, durante o processo de solidificação em alta temperatura praticamente toda região será ferrítica e posteriormente, começa a formação da austenita, seja ela alotriomórfica de contorno de grão, de Widmanstätten ou ainda a intragranular.

Figura 18. (a) Zona fundida amostra 0,5 kJ/mm; não-tratada. (b) Zona fundida amostra 1,0 kJ/mm; não-tratada. (c) Zona do metal de base amostra 0,5 kJ/mm; não-tratada.





	<b>Raiz</b>		<b>Acab.</b>		<b>Raiz</b>		<b>Acab.</b>	
0 h	69,2	3,2	77,8	2,6	57,6	3,6	60,6	3,9
100 h	75,4	2,2	82,5	2,4	62,8	3,8	64,7	2,4

FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

De acordo com os valores obtidos nas amostras não-tratadas, pode-se observar uma diferença significativa de acordo com o ciclo térmico aplicado.

As amostras soldadas com menor energia apresentaram uma porcentagem de ferrita superior em até 18% com relação as soldadas com maior energia, indicando a relação diretamente proporcional que existe entre a velocidade de resfriamento e a fração de ferrita obtida no material; quanto maior a velocidade de resfriamento maior será a fração de ferrita presente.

Vale ressaltar que os valores utilizados são referentes à zona fundida das amostras, visto que o processo de soldagem é aquele que oferece a maior influência no balanço de fases e que a região do metal de base tende a manter a proporção inicial de fases 1:1. Além disso, não foram constatadas diferenças significativas entre as regiões de acabamento e de raiz.

O tratamento térmico de envelhecimento não proporcionou uma influência significativa no balanço de fases, visto que a maior diferença obtida entre as amostras não-tratadas e aquelas tratadas com o maior tempo, de 100 horas, foi de apenas 6%.

#### 5.1.4 Microdureza

São apresentados na Tabela 5 os resultados obtidos após a varredura de microdureza nas amostras como soldadas, de energia 0,5 e 1,0 kJ/mm.

Tabela 5. Resultado de microdureza Vickers nas amostras como soldadas; energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm

	<b>Passe</b>	<b>Microdureza Vickers (HV)</b>			
		<b>Metal de base</b>		<b>Zona Fundida</b>	
		<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
0,5 kJ/mm	Acabamento	292	11,8	295	9,5
	Raiz	284	7,4	293	9,7
1,0 kJ/mm	Acabamento	289	5,5	291	9,1

	Raiz	283	5,4	293	5,2
--	------	-----	-----	-----	-----

FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

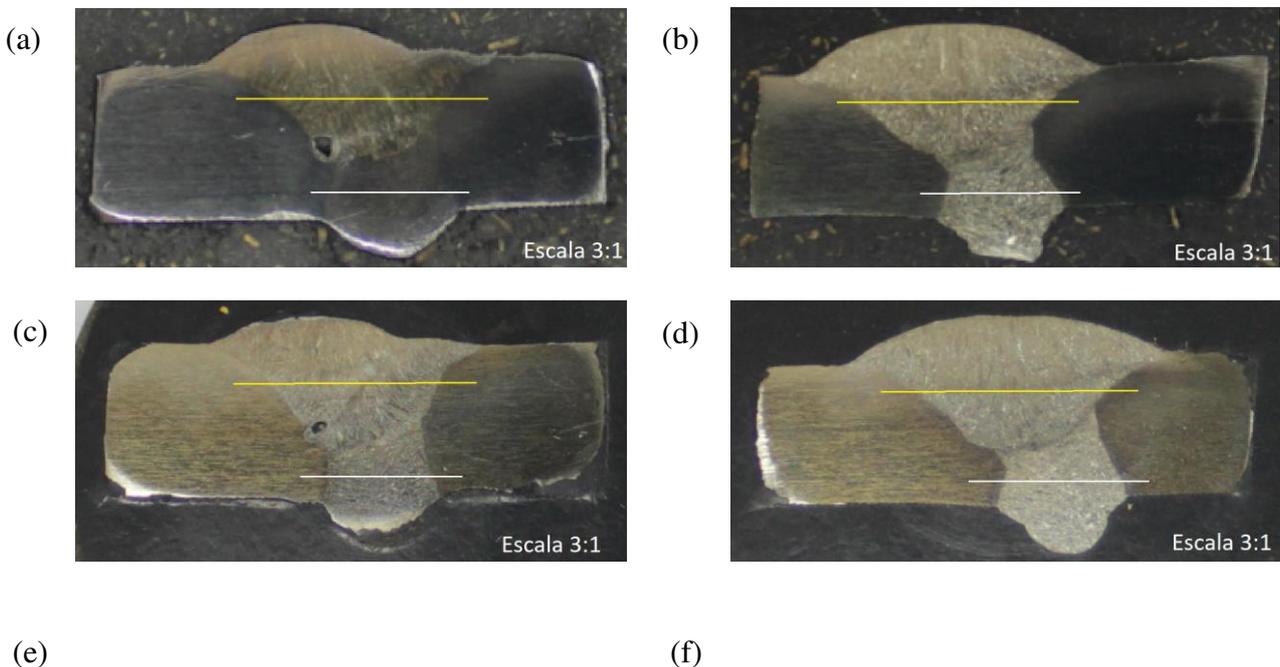
A Tabela 5 indica que não há uma variação significativa nos valores de microdureza obtidos entre as regiões de metal de base e de zona. Além disso, observa-se uma variação também pequena entre as microdurezas do passe de acabamento e de raiz. Tal variação será tão pequena quanto a variação de ferrita observada durante o balanço de fases.

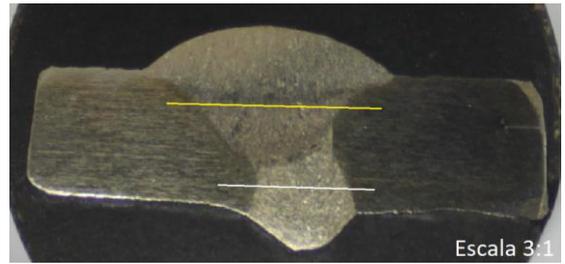
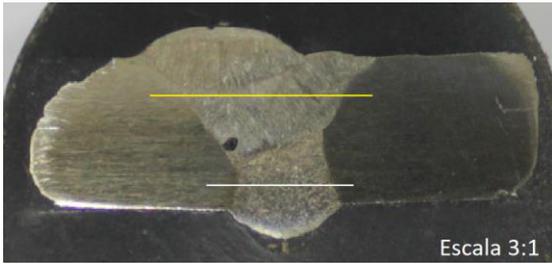
De forma geral, quando são comparadas as microdurezas realizadas nas amostras como soldadas percebe-se que não há uma mudança significativa nos valores obtidos; em ambas as energias de soldagem. Ou seja, neste momento, os diferentes ciclos térmicos aplicados não proporcionam mudanças relevantes na microdureza; não sendo o suficiente para a precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) e o conseqüente endurecimento do material.

## 5.2 Amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento a 475°C

Assim como nas amostras não-tratadas, foram feitas linhas de varredura de microdureza tanto no passe de acabamento como no de raiz. As linhas, respectivamente amarela e branca, são indicadas na Figura 19 (a), (b), (c), (d), (e) e (f)

Figura 19. (a) Amostra soldada a 0,5 kJ; 10 horas a 475°C. (b) Amostra soldada a 1,0 kJ; 10 horas a 475°C. (c) Amostra soldada a 0,5 kJ; 50 horas a 475°C. (d) Amostra soldada a 1,0 kJ; 50 horas a 475°C. (e) Amostra soldada a 0,5 kJ; 100 horas a 475°C. (f) Amostra soldada a 1,0 kJ; 100 horas a 475°C.





FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Porém, como o estudo apresentado no subitem 4.1.3 indicou que não há uma variação significativa na quantidade de ferrita entre o passe de raiz e o passe de acabamento, as tabelas a serem apresentadas foram limitadas aos resultados obtidos pelo segundo.

### 5.2.1 Comparativo entre as energias de soldagem: 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm

A seguir, as Tabela 6 e 7 apresentam os resultados de microdureza das amostras soldadas com energias de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm, respectivamente, e tratadas durante os tempos de 10, 50 e 100 horas. Para efeito comparativo, também foram inseridos os valores da amostra não-tratada, correspondendo à condição de 0 horas.

Tabela 6. Apresenta os resultados de microdureza das amostras tratadas durante 10, 50 e 100 horas; amostras de 0,5 kJ/mm.

<b>Tempo</b>	<b>Microdureza Vickers (HV)</b>			
	<b>Metal de base Média</b>	<b>Metal Base Desvio Padrão</b>	<b>Zona Fundida Média</b>	<b>Zona Fundida Desvio Padrão</b>
0 horas	285	11,0	295	9,5
10 horas	319	10,1	354	11,3
50 horas	357	21,3	389	20,4
100 horas	358	26,4	399	17,5
Delta	73		104	

FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Tabela 7. Apresenta os resultados de microdureza das amostras tratadas durante 10, 50 e 100 horas; amostras de 1,0 kJ/mm.

<b>Tempo</b>	<b>Microdureza Vickers (HV)</b>			
	<b>Metal de base Média</b>	<b>Metal Base Desvio Padrão</b>	<b>Zona Fundida Média</b>	<b>Zona Fundida Desvio Padrão</b>
0 horas	289	5,9	290	9,1
10 horas	317	13,7	331	14,2
50 horas	346	19,6	361	20,9
100 horas	354	23,0	371	23,4
Delta	65		81	

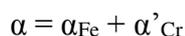
FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Os resultados apresentados acima comprovam a influência que o tratamento térmico de envelhecimento exerce no material, independentemente da energia de soldagem a

qual foram submetidos, elevando os valores de microdureza em ambas as regiões - metal de base e zona fundida – a medida em que se aumenta o tempo de tratamento.

Percebe-se, porém, que as amostras previamente soldadas com uma energia maior apresentaram um menor efeito de endurecimento com os mesmos tempos de tratamento, indicando uma menor precipitação de fase alfa linha ( $\alpha'$ ).

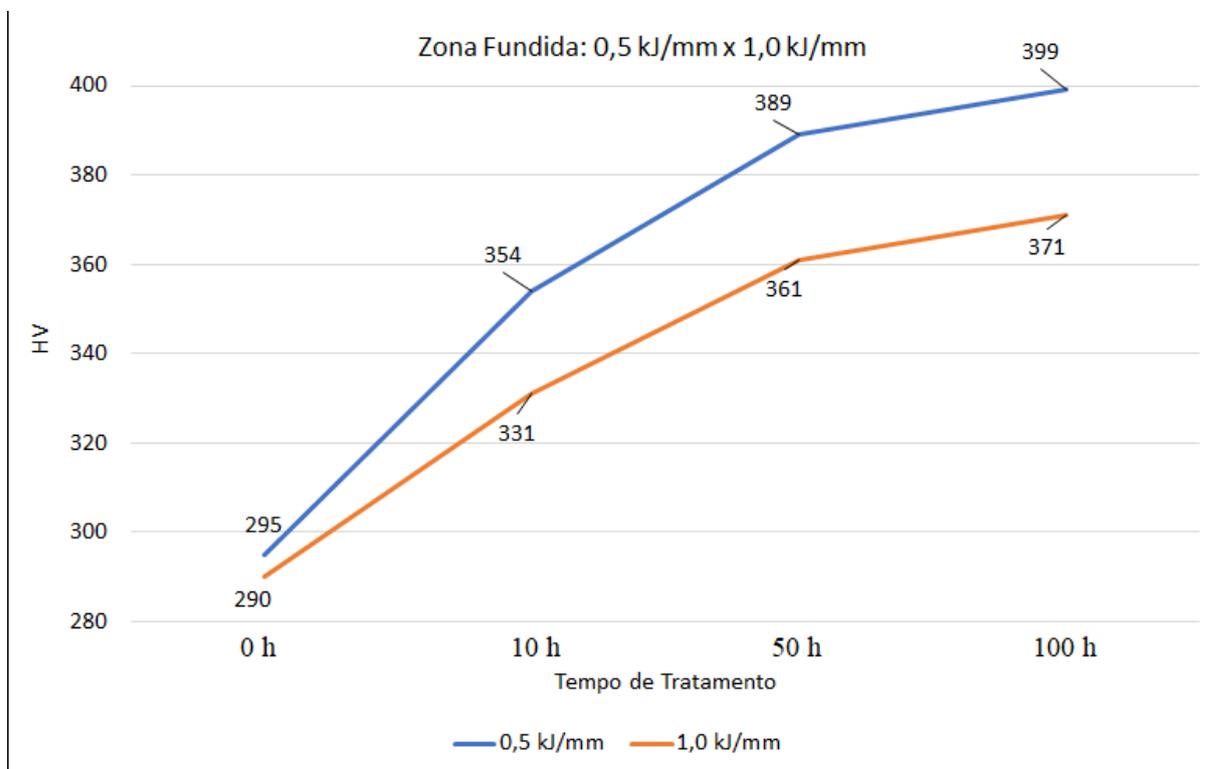
Como citado na revisão bibliográfica, a exposição de ligas ferro-cromo e aços com alto teor de cromo no intervalo de temperatura entre 400 e 550°C causa a precipitação de uma fase CCC, rica em cromo alfa linha ( $\alpha'$ Cr) e outra fase rica em ferro ( $\alpha$ Fe), devido à instabilidade da fase ferrítica que se decompõe nessas fases (WENG; CHENG; YANG, 2004), de acordo com a equação abaixo:



Com a decomposição espinodal da fase inicial de ferrita formando entre elas a fase alfa linha ( $\alpha'$ ), é conferido ao material uma característica de aumento de dureza, que fragiliza a ferrita e reduz drasticamente a resistência ao impacto.

Ou seja, a precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) e o conseqüente efeito de endurecimento no material está ligado à dois fatores principais: a quantidade de ferrita presente no material e o tempo em que este é exposto ao tratamento térmico de envelhecimento. Dessa forma, como o material soldado com maior energia apresenta uma menor velocidade de resfriamento e conseqüente menor fração de ferrita (subitem 5.1.3), os valores de microdureza serão também menores. Tal variação pode ser melhor observada na Figura 20, que apresenta o gráfico de evolução de microdureza na zona fundida a medida em que se aumenta o tempo de tratamento.

Figura 20. Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas na zona fundida das amostras de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Tendo em vista que as frações de ferrita e austenita se mantêm praticamente constantes (1:1) nas regiões de metal de base em todas as amostras, o processo de microsegregação e a cinética de precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) será a mesma em ambas as energias de soldagem, diferentemente da zona fundida.

### 5.2.2 Comparativo entre as regiões das amostras: metal de base e zona fundida

Nesse subitem, as atenções foram voltadas ao estudo da diferença que existe entre a evolução do endurecimento nas regiões de metal de base e zona fundida. De acordo com as tabelas e informações já apresentadas, a cinética de endurecimento e consequentemente precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) é maior nas zonas fundidas.

Foram realizados ensaios com uma carga menor (25 kgf) em regiões especificamente ferríticas e gerados os gráficos comparativos entre as regiões de metal de base e zona fundida, com o intuito de observar melhor o fenômeno. A Tabela 8 é referente às amostras soldadas com energia de 0,5 kJ/mm e a Tabela 9 com energia de 1,0 kJ/mm.

Tabela 8. Microdureza nas regiões ferríticas do metal de base e da zona fundida no AISD UNS S32750 soldado a 0,5 kJ e tratado a 475°C.

<b>Tempo</b>	<b>Microdureza Vickers (HV)</b>	
	<b>Média/Ferrita (metal de base)</b>	<b>Média/Ferrita (zona fundida)</b>
0 horas	304	301
10 horas	286	376
50 horas	419	422
100 horas	443	450

FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

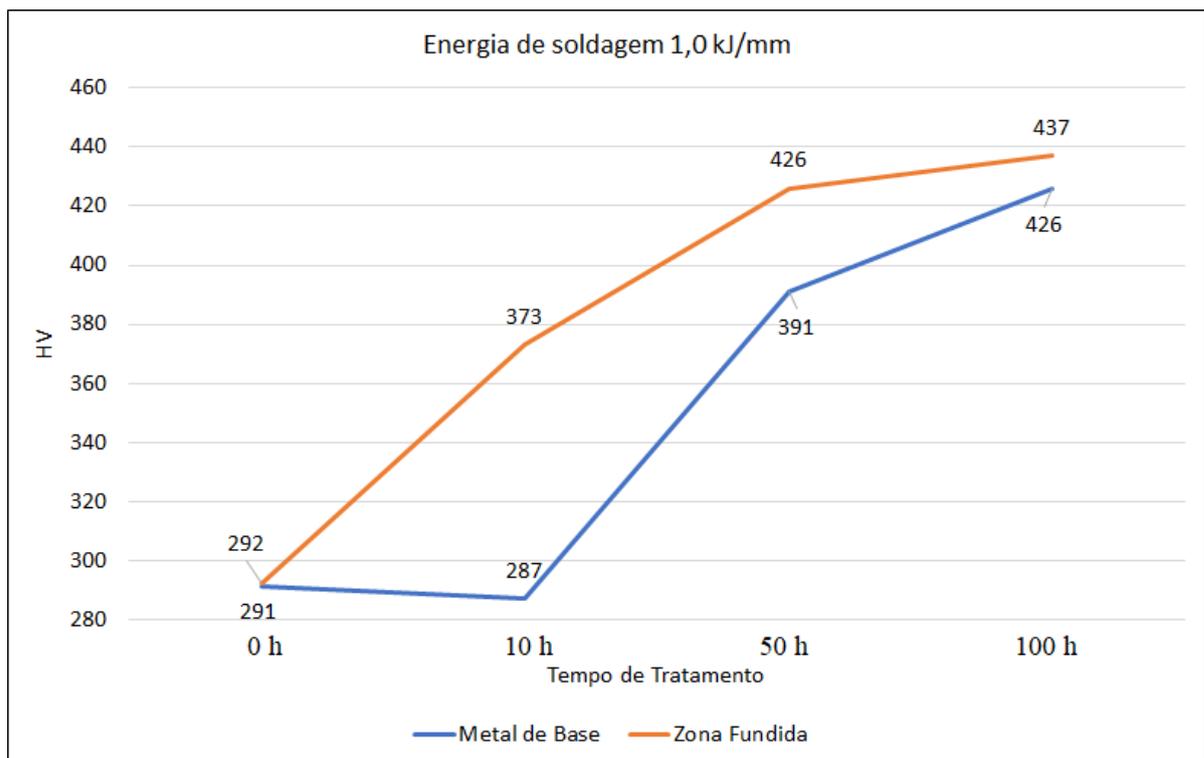
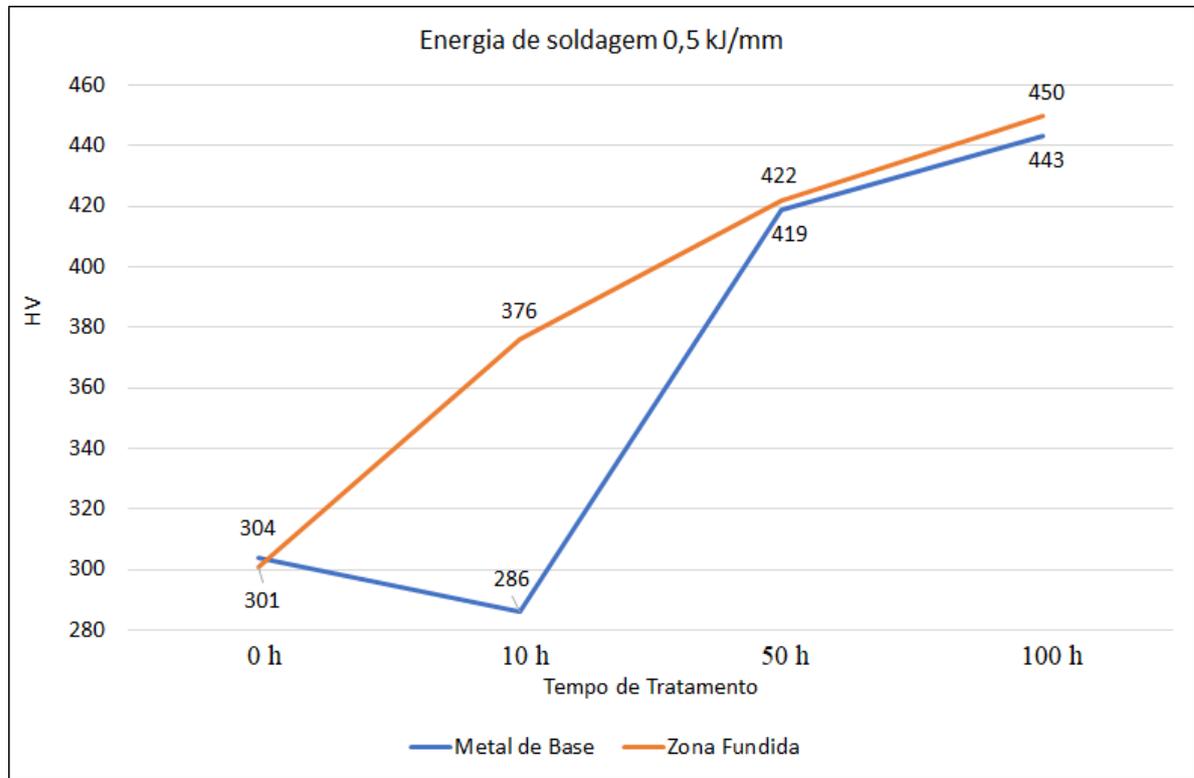
Tabela 9. Microdureza nas regiões ferríticas do metal de base e da zona fundida no AISD UNS S32750 soldado a 1,0 kJ e tratado a 475°C.

<b>Tempo</b>	<b>Microdureza Vickers (HV)</b>	
	<b>Média/Ferrita (metal de base)</b>	<b>Média/Ferrita (zona fundida)</b>
0 horas	291	292
10 horas	287	373
50 horas	391	426
100 horas	426	437

FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR.

A seguir, são apresentados a Figuras 21 (a) e (b), que contém os gráficos da evolução dos resultados nas amostras de 0,5 kJ/mm e 1,0 kJ/mm, respectivamente.

Figura 21. (a) Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas nas regiões de metal de base e zona fundida; amostras 0,5 kJ/mm. (b) Gráfico comparativo entre as microdurezas obtidas nas regiões de metal de base e zona fundida; amostras 1,0 kJ/mm.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Após a apresentação dos dados, fica evidente que há uma variação significativa na cinética de precipitação entre as regiões mencionadas. Em um primeiro momento, observa-se que o tratamento térmico a 475°C de 10 horas não proporciona mudanças relevantes na microdureza da fase ferrítica no metal de base; em ambas as energias de soldagem. Apenas a partir do tratamento térmico de 50 horas é que se observa o efeito do endurecimento, que se sucede também após o tratamento com o tempo de 100 horas.

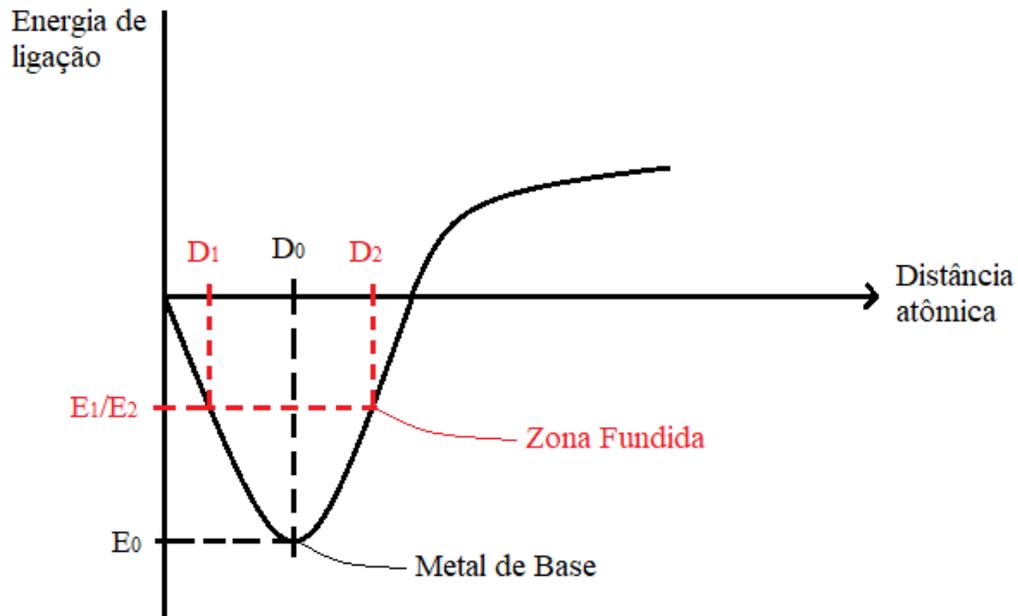
Enquanto isso, na zona fundida, o processo de endurecimento tem início já no primeiro tratamento térmico de 10 horas e se sucede nos tratamentos de 50 horas e 100 horas. Ou seja, há de fato uma maior cinética de precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) nesta região.

De acordo com o citado durante a revisão bibliográfica no subitem 2.1.2, os processos de soldagem proporcionam à região soldada: mudanças microestruturais, morfológicas e o surgimento de tensões decorrentes dos processos de aquecimento e resfriamento. Tais influências serão determinantes para diferenciar esta região do metal de base, principalmente no que diz respeito à sua cinética de precipitação.

A transformação da fase ferrítica em uma pobre em cromo e outra rica em cromo, sendo esta a alfa linha ( $\alpha'$ ), não ocorre de maneira instantânea. Isso porque para a formação de uma nova fase com composição diferente daquela que a originou, são exigidos alguns rearranjos atômicos via difusão para que a transformação se processe. Um segundo impedimento à formação instantânea de uma nova fase consiste no aumento de energia que está associado com os contornos entre fases, que são criados entre a fase original e a fase que está sendo produzida (CALLISTER, 2002). Ou seja, a nova fase precisa de determinado aporte energético para que sejam superadas essas barreiras de formação e seja possível sua precipitação.

A região do metal de base se aproxima mais de um equilíbrio termodinâmico por não sofrer influências do ciclo térmico aplicado. Pode-se dizer que, nesta região, a distância dos átomos seria a menor possível, ou a distância de equilíbrio ( $D_0$ ) e, como consequência, a região é a que apresenta menor energia química de ligação ( $E_0$ ). Entretanto, à região de zona fundida foram adicionados todos os efeitos provocados pelo ciclo térmico de soldagem. Ou seja, haverá uma alteração das distâncias atômicas ( $D_1$  ou  $D_2$ ) podendo ser associada a com as tensões compressivas e trativas aplicadas ao material durante o processo. Como consequência, o sistema irá assumir um valor energético maior ( $E_1$  ou  $E_2$ ), facilitando o surgimento da fase alfa linha ( $\alpha'$ ). A Figura 22 apresenta o gráfico com as citadas referências.

Figura 22. Gráfico da energia de ligação das regiões metal de base e zona fundida.



FONTE: PRÓPRIA DO AUTOR

Sendo assim, por possuir um valor energético inicial maior, a região de zona fundida precisa de menos energia térmica decorrente do tratamento térmico para dar início ao surgimento da fase alfa linha ( $\alpha'$ ).

Porém, outros fatores podem influenciar na maior cinética de precipitação da zona fundida. Tendo em vista que o início da precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) envolve um efeito de heterogeneidade na composição química, pode-se dizer que aquelas regiões ferríticas mais heterogêneas terão mais facilidade no processo. É o que acontece na zona fundida, que sofre influências do ciclo térmico de soldagem e passa por solidificações e microsegregações, tornando a fase ferrítica mais heterogênea.

## 6 CONCLUSÃO

Com base nos resultados experimentais obtidos no presente trabalho por meio de microscopias óticas, balanço de fases e ensaios de microdureza Vickers realizados no AISD UNS S32750, foi possível concluir que:

- As diferentes energias de soldagem utilizadas nos tubos e suas conseqüentes velocidades de resfriamento proporcionaram uma mudança significativa na morfologia da austenita na região de zona fundida. Porém, as regiões de metal de base não sofreram alterações significativas - nem com relação à morfologia e nem com relação à fração das fases presentes;
- As amostras soldadas com energia menor - 0,5 kJ/mm - apresentaram uma maior fração de ferrita na zona fundida, fato decorrente da sua maior velocidade de resfriamento, que favorece a predominância de tal fase;
- Nas amostras que não sofreram tratamentos térmicos, não houve diferença relevante nas microdurezas apresentadas nem na relação entre energias (0,5 kJ/mm x 1,0 kJ/mm) e nem na relação acabamento *versus* raiz;
- As amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento a 475°C tiveram um aumento gradativo em seus valores de microdureza a medida em que se aumentou o tempo de tratamento - 10, 50 e 100 horas. Tal fato ocorreu para ambas as energias de soldagem, porém, de forma mais significativa nas amostras soldadas com menor energia – 0,5 kJ/mm.
- A cinética de precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) na zona fundida foi maior do que no metal de base, ou seja, os valores de microdureza variaram em proporções distintas.

## REFERÊNCIAS

APICIELO, Patrícia S. P. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex.** Dissertação de Mestrado. Campos dos Goytacazes: UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE DARCY RIBEIRO, 2009.

ASM INTERNATIONAL. ASM Specialty Handbook – Stainless Steels. First printing, J.R. Davis, Ohio pp 3-12, Dec. 1999.

BARBOSA NUNES, Everton. **Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex.** Fortaleza: UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 2010.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução.** 5ª edição, p. 203, 2002.

CAROLINY GOMES, DE OLIVEIRA. **Avaliação da susceptibilidade à corrosão dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 (SAF 2507) e UNS S32760 (ZERON 100) utilizando uma célula de EPR portátil.** Dissertação de Mestrado. Fortaleza: UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 2014.

CHIAVERINI, V., **Aços e Ferros Fundidos**, 7ª ed., Publicação da Associação Brasileira de Metais, 2005.

CORTIE, M. B.; POLLAK, H. **Embrittlement and aging at 475°C in an experimental ferritic stainless steel containing 38 wt. % chromium.** Materials Science and Engineering A, [S.I], Vol.199, p. 153-163, 1995.

FONTANA & GREENE. **Corrosion Engineering.** McGraw-Hill Book Company.

GIRALDO. C.P.S. **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Dissertação de Mestrado. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.

GOMEZ DE SALAZAR, J. M., URENA, A., ALVAREZ, M. J., **TIG Welding of Uranus 45N Duplex Stainless Steel: Changes in microstructure and properties.** Welding International, v.12, n.7, p.548-558, 1998.

HERCULANO, L. F. G. **Desenvolvimento de uma metodologia de ensaio eletroquímico não destrutivo para avaliação da sensitização nos aços inoxidáveis austeníticos.** Dissertação de Mestrado. Fortaleza: UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 2004.

LOPEZ SOUZA, M. C. **Estudo microestrutural de uma junta soldada do Aço Inoxidável Super Duplex SAF 2507 pelo Processo TIG.** Departamento de Processos Metalúrgicos da Universidade Estadual da Zona Oeste – UEZO, 2014.

MAGNABOSCO R; SANTOS DC. **Intermetallic phases formation during short aging between 850°C and 950°C of a duperduplex stainless steel.** Journal of Materials Research and Technology. 2012; 1(2): 71-74.

MARIO CARBÓ, HECTOR. **Aços inoxidáveis: Aplicações e especificações.** ArcelorMittal, 2008.

MODESINI, PAULO J., **Soldabilidade de algumas ligas metálicas.** UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2011.

NILSSON, J. O. **Superduplex stainless steels.** Materials Science and Technology, v.8, n.8, p. 685-700, 1992.

NUNES, L. S., TAMIASSO, M. C. **Avaliação quantitativa das fases presentes no aço inoxidável duplex UNS S32304.** UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO: Departamento de Engenharia Mecânica. Graduação, 2009.

PANISIELO CANDEL, ESTEVAN HELIO, **Soldagem dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760.** Dissertação de Mestrado. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2016.

PEREZ, Nestor. **Eletrochemistry and Corrosion Science.** Boston: Kluwer Academic Publishers, 2004.

PERREN, R. A.; SUTER T. A.; UGGOWITZER P. J.; L. WEBER; R. MAGDOWSKI; H BOHNI; M. O. SPEIDEL. **Corrosion Science.** 2001, 43, 707.

SEDRIKS, A. J., **Corrosion of Stainless Steels**, 2th Ed., John Wiley and Sons, New York – NY, 1996.

SIEURIN, H., SANDSTRÖM, R. **Austenite reformation in the heat-affected zone of dúplex stainless steel.** Materials Science and Engineering A, 2006.

SOLOMON, H. D.; LEVINSON, L. **Mossbauer effect study of 475°C embrittlerment of a duplex and ferritic stainless steel.** ActaMetallurgical, Vol. 28, p 429-442, 1978.

TERADA, M. **Estudo da fragilização de 475°C nos aços inoxidáveis ferríticos DIN W.Nr. 1.475 (28%Cr – 4%Ni – 2%Mo – Nb) e INCOLOY MA 956 (20%Cr – 5%Al-Ti-Y2O3).** 2003. Dissertação de Mestrado. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

VAN NASSAU, L. et al. **Welding duplex and superduplex stainless steel piping and componentes**. In: Conference Joining/ Welding 200. The Hague – The Netherlands, 1991. Proceedings. London, IIW, p. 271-284, 1991.

WENG K. L.; CHENG H. R.; YANG J. R. **The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel**. Materials Science Engineering, Vol.A 379, p. 119-132, 2004.

WENG K. L.; CHENG H. R.; YANG J. R. **The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel**. Materials Science Engineering, Vol.A 338, p. 259-270, 2002.

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ. Biblioteca Universitária. **Guia de normalização de trabalhos acadêmicos da Universidade Federal do Ceará**. Fortaleza, 2013.