

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

AVALIAÇÃO DE SOLDAS A FRICÇÃO DE DOIS TUBOS DE AÇO
INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803

Nicole Monique Brum Walter

Trabalho de Diplomação

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Co-orientadora: Dra. Cláudia Lisiane Fanezi da Rocha

Porto Alegre

2015

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Afonso Reguly, pela orientação, aconselhamento e conhecimento transmitido.

À Dra. Cláudia Lisiane Fanezi da Rocha, pelo apoio, aconselhamento e conhecimento transmitido.

Ao Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) e a todos colegas e amigos, em especial ao Bill Paiva, Daniela Pissanti, Douglas Martinazzi, Késsia Garcia, Giorgia Correa, Dra. Mariane Chludzinski pelo auxílio e aconselhamento na realização dos ensaios.

Ao meu companheiro Leonardo Simoni por todo apoio e auxílio.

À minha família em especial aos meus pais, pelo incentivo, pelo amor, pelos valores e pela educação que sempre puderam me proporcionar.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VI
LISTA DE TABELAS.....	VIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	IX
RESUMO.....	X
ABSTRACT	XI
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Aço Inoxidável Duplex (AID)	3
2.2 Processo de fabricação.....	6
2.3 Elementos de liga.....	6
2.3.1 Cromo.....	6
2.3.2 Níquel.....	6
2.3.3 Molibdênio	7
2.4 Propriedades dos AID	7
2.4.1 Propriedades mecânicas	7
2.4.2 Resistência à corrosão	9
2.5 Microestrutura.....	10
2.6 Soldagem dos AID.....	13
2.6.1 Soldagem em Tubos.....	14
2.6.2 A Soldagem por Fricção e o Processo FRIEX.....	15

3.0	MATERIAIS E MÉTODOS.....	18
3.1	Materiais	18
3.2	Métodos	22
3.2.1	Soldagem	22
3.2.2	Análise Metalográfica	22
3.2.3	Ensaio de Microdureza.....	24
3.2.4	Ensaio de tração	24
3.2.5	Análise Fractográfica	25
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	26
4.1	Análise Macroestrutural.....	26
4.2	Análise Micrográfica	26
4.2.1	Análise Metalográfica das soldas.....	26
4.2.2	Análise de fases intermetálicas	28
4.2.3	Análise dos CPs após ensaio de tração	30
4.3	Análise Fractográfica	32
4.5	Ensaio de Microdureza	33
4.6	Ensaio de tração	34
5.0	CONCLUSÕES	37
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	38
7.0	BIBLIOGRAFIA	39

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, com teor de ferro fixado em 70%. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).....	4
Figura 2.2	Comparação de propriedades mecânicas de diferentes classes de aços inoxidáveis (BSSA, 2001).....	8
Figura 2.3	Curvas de transição dúctil-frágil para diferentes aços inoxidáveis (SENATORE <i>et al.</i> , 2004).....	9
Figura 2.4	Microestrutura típica de um AID laminado a quente. (FALKLAND, 2011).....	11
Figura 2.5	Fases intermetálicas que podem se formar nos AID e o efeito dos elementos de liga na cinética das reações de precipitação (CHARLES, 1991).....	12
Figura 2.6	Figura esquemática de precipitação da fase chi em AID (ESCRIBA <i>et al.</i> , 2009).....	13
Figura 2.7	Desenho esquemático do funcionamento do processo FRIEX. Cortesia de Daniela Ramminger Pissanti.	16
Figura 2.8	Parâmetros de controle durante a soldagem de tubos por fricção. Adaptado de (FAES <i>et al.</i> , 2008).	17
Figura 3.1	Fluxograma esquemático da metodologia do presente trabalho.....	18
Figura 3.2	Desenho e dimensões em milímetros do tubo utilizado.	19
Figura 3.3	Desenho e dimensões em milímetros do anel rotatório.	20
Figura 3.4	Desenho esquemático dos CPs retirados das secções de tubos soldados.	21
Figura 3.5	Alguns dos CPs antes do ensaio de tração.....	21
Figura 3.6	Máquina na qual foram realizadas as soldas.	22
Figura 3.7	CP da condição 1 após ensaio de tração mostrando local de corte (em vermelho) e embutimento (amarelo).	23
Figura 3.8	CP da condição 2 após ensaio de tração mostrando local de corte (em vermelho) e embutimento (amarelo) a qual rompeu no metal base.	23

Figura 3.9	Curva típica tensão x deformação de engenharia (CALLISTER, 2007).	24
Figura 3.10	Máquina de ensaios universal da marca INSTRON utilizada para os ensaios de tração. Cortesia de Bill Paiva (LAMEF-UFRGS).	25
Figura 4.1	Macrografias em secção transversal das soldas produzidas nas condições a)1 e b)4 e suas respectivas regiões 1- Material Base (MB); 2- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA1); 3- Zona de ligação entre o material do tubo e o anel (ZL1); 4- Região central	26
Figura 4.2	Micrografias da solda na condição 1. A) ZTMA L1. B) interface L1. C) Região anel central. D) interface L2. E) ZTMA L2 Ataque Behara	28
Figura 4.3	Micrografias da solda na condição 4. A) ZTMA L1. B) interface L1. C) Região anel central. D) interface L2. E) ZTMA L2. Ataque Behara	28
Figura 4.4	Presença de intermetálico na amostra 1. Ataque Behara	29
Figura 4.5	Fases intermetálicas na amostra 2. Ataque Behara	29
Figura 4.6	Metalografia do CP rompido na solda	30
Figura 4.7	Metalografia do CP rompido no metal base	31
Figura 4.8	MEV da amostra 1	31
Figura 4.9	Imagens da superfície de fratura da amostra 1	32
Figura 4.10	Imagens da superfície de fratura da amostra 2	33
Figura 4.11	Perfis de microdureza das amostras (a) 1; (b) 2; (c) Resultados	34
Figura 4.12	Curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração	35
Figura 4.13	Amostra 1 após ensaio de tração com ruptura na interface de solda	35
Figura 4.14	Amostra 2 após ensaio de tração com ruptura no metal base	36

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Principais AID comercialmente encontrados. (NILSSON, 1992).....	5
Tabela 2.2	Alguns AID e suas propriedades mecânicas (FALKLAND <i>et al.</i> 2011). 8	
Tabela 3.1	Composição química do material por espectroscopia de emissão ótica. 19	
Tabela 3.2	Parâmetros e condições utilizadas no processo de soldagem.	22
Tabela 4.1	Porcentagem de Ferrita nas juntas soldadas.	28
Tabela 4.2	Composição química da fase intermetálica chi obtida por EDS.	30
Tabela 4.3	Resultados dos ensaios de tração.....	35

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AID: Aço Inoxidável Duplex	ml: mililitros
AOD: <i>Argon Oxygen Decarburization</i>	mm: milímetros
ASTM: International	MO: Microscopia Óptica
BWI: <i>Belgian Welding Institute</i>	Mo: Molibdênio
C: Carbono	MPa: Megapascal
CO: Monóxido de carbono	N: Nitrogênio
CP: Corpo de Prova	Nb: Nióbio
Cr: Cromo	Ni: Níquel
Cr ₂ O ₃ : Óxido de cromo	O: Oxigênio
Cu: Cobre	PREN: <i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
EDS: Espectroscopia de Energia Dispersiva	SAF: <i>Sandvik Austenite Ferrite</i>
ER: Eletrodo Revestido	TIG: <i>Tungsten Inert Gas</i>
ε: deformação	UNS: <i>Unified Numbering System</i>
FEA: Forno Elétrico a Arco	VOD: <i>Vacuum Oxygen Decarburization</i>
FRIEX: <i>Friction and Exploding Welding Process</i>	ZL: Zona de ligação
g: gramas	ZTMA: Zona Termo mecanicamente Afetada
H ₂ S: Sulfeto de Hidrogênio	σ: fase sigma
HV: dureza Vickers	χ: fase chi
kg: quilogramas	
LAMEF: Laboratório de Metalurgia Física	
MAG: <i>Metal Active Gas</i>	
MB: Metal Base	
MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura	
MIG: <i>Metal Inert Gas</i>	

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar e comparar a microestrutura e o comportamento mecânico de duas juntas soldadas em diferentes condições de soldagem, obtidas através do processo de soldagem por fricção. Assim, utilizou-se secções de tubos de aço inoxidável duplex UNS S31803 com o anel rotatório do mesmo material para a realização do processo de soldagem. O estudo foi realizado através da análise da secção transversal das soldas. Foram realizadas análises da macroestrutura e da microestrutura, assim como perfis de microdureza e ensaios de tração. Verificou-se que ambas as condições de soldagem produziram microestruturas semelhantes de solda e perfis de microdureza e que, apesar de apresentarem resistência mecânica semelhante, o alongamento em uma das condições foi superior.

Palavras-chave: fricção, microestrutura, aço inoxidável duplex.

ABSTRACT

This work aimed to evaluate and compare the microstructure and mechanical behaviour of two welding joints in different conditions, using the friction welding process. Thus, it was used UNS S31803 duplex stainless steel pipe and the welding ring of the same material to carry out the welding process. The study was conducted through analysis of the welding joints cross section. Analysis of the macrostructure and microstructure, as well as microhardness profiles and tensile tests were carried out. It was found that both welding parameters resulted in similar microstructure and microhardness profiles and, despite having similar strength, one condition has shown a higher elongation.

Key words: friction, microstructure, duplex stainless steel.

1.0 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais que possuem um bom desempenho mecânico aliado com uma boa resistência à corrosão devido à presença balanceada das fases ferrita e austenita em sua microestrutura. A combinação destas propriedades faz com que estas ligas tenham uma posição de destaque entre os aços inoxidáveis em indústrias químicas, marítima, petroquímica, de papel e celulose e de alimentos (GUNN, 1997).

A exposição dos AID a altas temperaturas pode comprometer a sua microestrutura devido à precipitação de fases intermetálicas que, além de fragilizar o material, empobrecem a matriz de cromo, desprotegendo o material contra a corrosão. Essa exposição pode ocorrer, por exemplo, durante a soldagem desses metais, sendo necessários vários cuidados com o procedimento, tais como a composição do metal de solda e com as temperaturas do processo, a fim de se minimizar o impacto na microestrutura, para que não ocorram alterações nas características mecânicas e resistência à corrosão do material.

A indústria de óleo e gás ainda enfrenta dificuldades associadas à soldagem de tubos, a qual é realizada de maneira manual, majoritariamente pelos processos de Eletrodo Revestido (ER) e MIG/MAG (FAES et al., 2007a). Com o objetivo de aumentar a produtividade e qualidade dessas soldas, além de reduzir o tempo e prováveis retrabalhos, pesquisas vêm sendo realizadas em novos processos automatizados.

O processo de soldagem por fricção se torna uma boa alternativa para minimizar os problemas relacionados ao aquecimento desses aços, uma vez que através deste método não há a fusão do material. Geralmente, na soldagem por fricção as superfícies a serem soldadas são posicionadas em contatos e rotacionadas a fim de gerar o calor necessário para união. Porém, no caso de tubos que podem chegar a 18 metros de comprimento, seria inviável rotacioná-los (DENYS, 2009).

O processo de solda de tubos por fricção, o qual é apresentado neste trabalho, iniciou seu desenvolvimento na Instituição Belga de Soldagem (BWI) e vem sendo

estudado e desenvolvido no Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF-UFRGS).

A soldagem pela técnica FRIEX consiste na soldagem por fricção de tubos através do auxílio de um anel rotatório que se localiza entre eles e uma pressão axial aplicada no sentido do mesmo. A rotação do anel em conjunto com a pressão aplicada nos tubos produz fricção entre os componentes, gerando assim o calor necessário para consolidar a união dos tubos. Por ser uma técnica de soldagem sem fusão, o processo FRIEX se mostra uma técnica com potencial para a soldagem de tubos por permitir a manutenção do equilíbrio adequado entre as fases ferrita e austenita e minimizar a precipitação de fases deletérias nos aços AID.

Como o processo FRIEX de soldagem é uma tecnologia desenvolvida recentemente para união de tubos, existem poucas referências na literatura sobre a técnica, portanto este trabalho procurou contribuir com o tema. Portanto, o objetivo do presente trabalho é avaliar a qualidade de uma solda obtida através do processo de solda de tubos por fricção utilizando o AID UNS S31803, caracterizando a microestrutura obtida, considerando se há ou não a presença de fases intermetálicas precipitadas devido ao processo de soldagem. As análises foram realizadas via Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), ensaios de dureza e ensaios de tração.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aço Inoxidável Duplex (AID)

A descoberta oficial dos aços inoxidáveis ocorreu em meados do ano de 1900, a partir dos estudos de dois metalurgistas franceses sobre as propriedades e microestrutura de aços martensíticos contendo 13% de cromo e ferríticos contendo 17% de cromo (ZUCAS, 2004). Em 1909 surgiram publicações sobre ligas ferro-cromo-níquel e a classificação já era realizada de acordo com a microestrutura: martensítico, ferrítico e austenítico (ZUCAS, 2004). Apenas em 1927 surgiram os primeiros estudos sobre os aços inoxidáveis duplex (AID), os quais apresentam em sua microestrutura as fases austenita e ferrita. Porém, possivelmente o primeiro AID comercial foi lançado em 1929 quando Avesta Jernverk produziu o aço chamado 453E com a composição aproximada de 25%Cr-5%Ni já com algumas importantes aplicações comerciais. (GUNN, 1997).

Os primeiros aços inoxidáveis duplex apresentavam problemas relacionados à soldabilidade, principalmente devido à falta de conhecimento das transformações metalúrgicas que ocorrem na zona afetada pelo calor (ZAC) (L. VAN NASSAU, 1993). Além deste fato, o balanceamento das fases austenita e ferrita não era adequado, predominando a ferrita. Por estas razões, os AID somente obtiveram aceitação na indústria 40 anos mais tarde quando foi obtido um balanceamento de fases mais equilibrado e os problemas relacionados à soldagem destas ligas foram aprimorados, especialmente pelo uso do nitrogênio como elemento de liga (ZUCAS, 2004).

Os AID são baseados no sistema Fe-Cr-Ni, na Figura 2.1 está representado o diagrama pseudo-binário desses elementos, mas com teor de Fe fixado em 70% (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). No diagrama está destacada a faixa de composição química utilizada no AID UNS S31803, AID utilizado neste trabalho. Através da análise do diagrama podemos constatar que os AID ao solidificarem são essencialmente compostos por ferrita e ao resfriar parte desta ferrita se transforma em austenita. Em altas temperaturas, em torno de 1300°C, a austenita nucleia e cresce a partir dos contornos de

grão da ferrita e depois ao longo das direções cristalinas preferenciais no interior dos grãos ferríticos. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

A composição química dos AID conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita, obtidas após solubilização entre 1020°C e 1100°C (ASTM, 2015) e resfriamento brusco, sendo que temperaturas acima dessa faixa podem causar problemas de oxidação, crescimento de grão e, abaixo dela, precipitações associadas à fragilização e não adequada solubilização dos átomos do soluto (ASTM, 2015). Tipicamente, os AID possuem 20 a 30% de cromo, 5 a 10% de níquel, teores muito baixos de carbono (menores de 0,03%), além de adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre em alguns casos. O resfriamento posterior rápido assegura que o aço permaneça inteiramente duplex e sem fases secundárias precipitadas que podem ser algumas vezes formadas no estágio de trabalho a quente (NUNES, 2009).

A classificação mais utilizada é a Unified Numbering System (UNS) dos Estados Unidos. Embora esta denominação só indique a composição química, é a mais aceita e reconhecida. A Tabela 2.1 mostra alguns exemplos dos principais AID comercialmente encontrados.

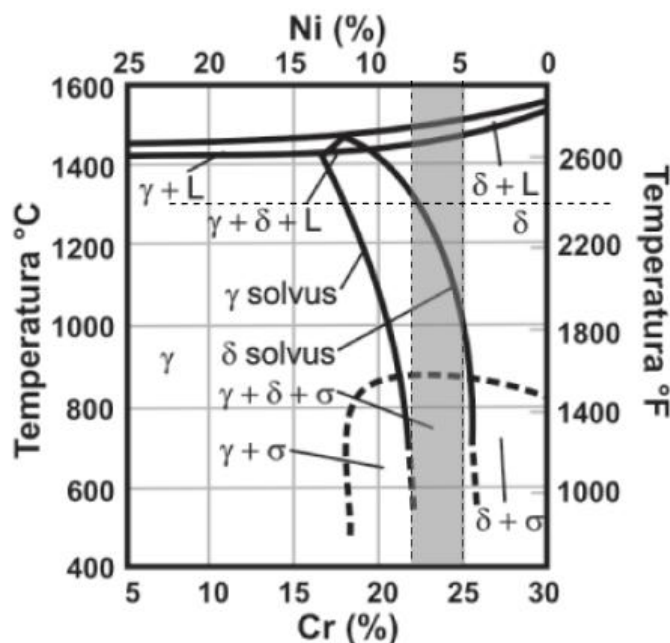


Figura 2.1 Diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, com teor de ferro fixado em 70%. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005)

Tabela 2.1 Principais AID comercialmente encontrados. (NILSSON, 1992)

Tradenome	Producer	Standard	Cr	Mo	Ni	N	Other elements	PRE
SAF 2304	Sandvik, Avesta*	UNS S 32304	23	0.2	4	0.1	...	25
UR 35N	Creusot-Loire	UNS S 32304	23	0.2	4	0.1	...	25
3RE60	Sandvik, Avesta	UNS S 31500	18.5	2.7	5	0.07	1.5Si	29
UR 45N	Creusot-Loire	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
SAF 2205	Sandvik	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
2205	Avesta	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
FALC 223	Krupp Stahl	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
AF 22	Mannesmann	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
VS 22	Valinox	UNS S 31803	22	3	5.3	0.17	...	35
10RE51	Sandvik	UNS S 32900	25	1.5	4.5	30
DP 3	Sumitomo	UNS S 31260	25	3	6.5	0.16	0.5Cu, 0.3W	37
UR 52N	Creusot-Loire	UNS S 32550	25	3	6.5	0.18	1.6Cu	38
Ferralium 255	Langley Alloys	UNS S 32550	25	3	6.5	0.18	1.6Cu	38
UR 47N	Creusot-Loire	UNS S 32200	25	3	6.5	0.18	...	38
Zeron 100	Weir	UNS S 32760	25	3.6	7	0.25	0.7Cu, 0.7W	41
UR 52N +	Creusot-Loire	UNS S 32550	25	3.8	6	0.26	1.5Cu	42
SAF 2507	Sandvik, Avesta*	UNS S 32750	25	3.8	7	0.27	...	42

PRE pitting resistance equivalent.

Os AID são geralmente separados em três grupos, com relação a sua composição química:

- Aços inoxidáveis duplex de baixa liga: devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como AISI304L/316L. Uma qualidade utilizada é o UNS S32304 (SAF 2304).
- Aços inoxidáveis duplex de média liga: nesta família enquadram-se os duplex mais utilizados. A qualidade típica é o UNS S31803 (SAF 2205). Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns AISI 304L/316L e aços inoxidáveis superausteníticos com 5 e 6% de molibdênio.
- Aços inoxidáveis duplex de alta liga (comumente designados por superduplex): O UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos superausteníticos que apresenta entre 5 e 6% de molibdênio. (SENATORE, *et al* 2004)

O AID UNS S31803 é um dos mais utilizados por possuir características interessantes como excelente usabilidade, alta resistência à corrosão sob tensão (CST) em ambientes com cloreto e H₂S, boa resistência à corrosão generalizada, por pite e por frestas, alta resistência mecânica, boas propriedades para trabalho a quente, alta resistência à corrosão por erosão e corrosão por fadiga. (SANDVIK, 2012)

A produção da classe duplex, em nível mundial, representa menos de 200.000 toneladas, ou seja, menos que 1% da produção total de alumínio, embora a produção dos AID tenha tido um crescimento de 100% na última década (CHARLES, 2007).

2.2 Processo de fabricação

O aço inoxidável duplex é basicamente produzido pela fusão da matéria-prima em forno elétrico a arco (FEA). Devido ao fato do FEA ser inapropriado para diminuir o teor de carbono do banho até o nível exigido pelo aço inoxidável, após a fusão o aço líquido é vazado para uma cuba de refino. Este refino pode ser obtido por meio dos processos AOD e VOD. Ambos os processos tem como objetivo promover a oxidação seletiva do carbono através de uma injeção de uma mistura dos gases argônio e oxigênio (processo AOD), ou somente de oxigênio (processo VOD).

A descarburação é a etapa mais crítica no processo de fabricação, isto porque a esse processo ocorre por meio da injeção de oxigênio no banho metálico que reage com o carbono formando CO ($C + O = CO$) e sai do líquido reduzindo o teor de carbono do banho, porém o oxigênio também pode reagir com o Cr para formar um óxido estável através da reação $2Cr + 3O = Cr_2O_3$, provocando a perda de cromo para a escória. (LIPPOLD; KOTECKI, 2005) (OLIVEIRA, 2009)

2.3 Elementos de liga

2.3.1 Cromo

A principal característica relacionada à adição de cromo é melhorar a resistência à corrosão através da formação da camada passiva de oxi-hidróxido rica em cromo. Eletroquimicamente isto é possível devido ao aumento da região de passividade do material e também a redução da taxa de corrosão generalizada. No entanto, existe um limite máximo que pode ser adicionado para cada tipo de aço, pois níveis muito elevados favorecem a precipitação de fases intermetálicas, tais como a fase sigma. Estas fases geralmente são prejudiciais ao material levando a uma redução na ductilidade e na resistência à corrosão. Além disso, sabe-se que o cromo é um elemento estabilizador da ferrita e através da Equação 1 (Cromo equivalente) pode-se quantificar o efeito ferritizante deste e de outros elementos (GUNN, 1997).

$$C_{req} = \%Cr + \%Mo + 0,7\%Nb \quad [1]$$

2.3.2 Níquel

O níquel tem papel de estabilizar a austenita, assim como os elementos presentes na Equação 2.

$$\text{Nieq.} = \% \text{Ni} + 35\% \text{C} + 20\% \text{N} + 0,25\% \text{Cu} \quad [2]$$

A fim de manter a porcentagem de ferrita entre 40 e 60%, e o restante de austenita, deve haver um correto balanço entre elementos ferritizantes e austenitizantes. Portanto, a quantidade de níquel em um AID vai depender principalmente da quantidade de cromo.

Adições excessivas de níquel elevam a porcentagem de austenita muito acima de 50% com a consequência de que o Cr e Mo serão enriquecidos na ferrita remanescente. Como resultado, a transformação de ferrita em fases intermetálicas pode ser aumentada quando a liga é exposta a temperaturas na faixa de 650°C a 950° C. Além disso, elevados teores de Ni aceleram a formação de alfa prime, uma fase intermetálica fragilizante que se forma na ferrita (GUNN, 1997)

2.3.3 Molibdênio

O molibdênio tem como principal benefício o aumento da resistência à corrosão localizada por pites e frestas em meios que contém cloreto. Assim como o cromo, o molibdênio amplia o campo de passivação, reduz a corrente de corrosão e está presente na relação PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) tornando-a maior, como pode ser observado na Equação 3.

O mecanismo pelo qual o molibdênio aumenta a resistência à corrosão localizada é através da diminuição de sítios favoráveis ao formar oxi-hidróxidos ou íons molibdatos. (GUNN, 1997)

2.4 Propriedades dos AID

2.4.1 Propriedades mecânicas

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis duplex apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor da resistência dos aços inoxidáveis austeníticos (SOLOMON; DEVINE, 1982). Além disso, apresentam um alongamento mínimo em torno de 25% (SANDVIK, 2012).

O comportamento mecânico dos AID está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de

austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas. Na Figura 2.2 apresentam-se gráficos comparativos de propriedades mecânicas de diferentes classes de aços inoxidáveis (BSSA, 2001).

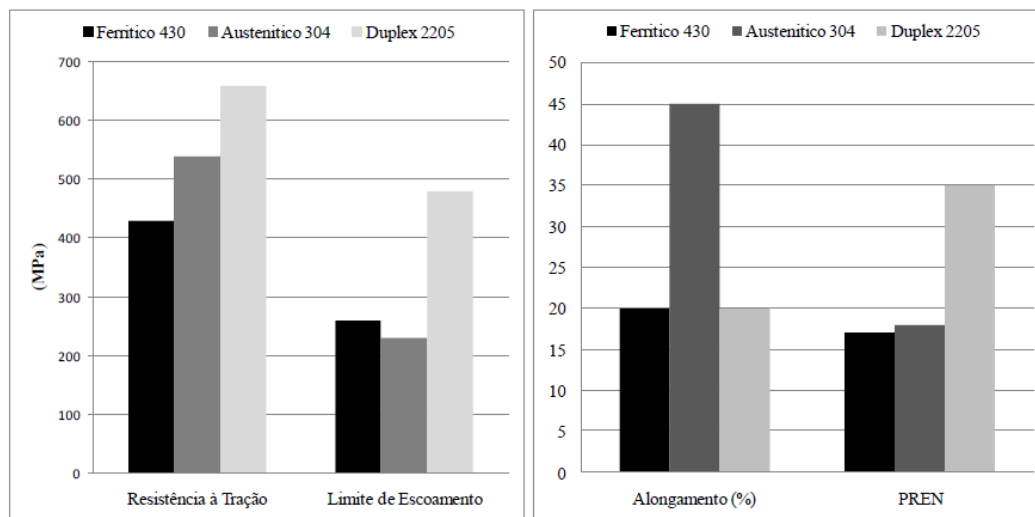


Figura 2.2 Comparação de propriedades mecânicas de diferentes classes de aços inoxidáveis (BSSA, 2001).

Em geral, os AID possuem elevada resistência mecânica a temperatura ambiente, estando associado à microestrutura dos mesmos e a adições de nitrogênio. As classes com maior teor de liga e em especial de nitrogênio apresentam os maiores valores de tensões suportadas. Sendo assim esses aços podem ser utilizados em aplicações estruturais. Alguns exemplos de valores podem ser conferidos na Tabela 2.2. (FALKLAND *et al.* 2011)

Tabela 2.2 Alguns AID e suas propriedades mecânicas (FALKLAND *et al.* 2011).

UNS No.	EN No.	Proof $R_{p0.2}$, (min)		Tensile Rm, (min)		Elongation A_5 , (min)		Hardness HB (max)
		ASTM	EN	ASTM	EN	ASTM	EN	
S32101	1.4162	450	450	650	650	30		
S32304	1.4362	400	400	600	630	25	25	290
S31803	1.4462	450	460	620	640	25	25	293
S32550	1.4507	550	490	760	690	15	25	302
S32760	1.4501	550	530	750	730	25	25	270
S32750	1.4410	550	530	795	730	15	20	310
S32906	1.4477	550	550	750	750	25	20	310

Além disso, os AID apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita da ordem de 40% obtêm-se prevenção efetiva do crescimento de trincas. Desta forma, a orientação e a morfologia da estrutura dos AID são importantes na avaliação da tenacidade. Resultados de ensaios de impacto obtidos

por Senatore *et al.*, demonstram que os AID possuem boa tenacidade, Figura 2.3 (SENATORE *et al.*, 2004).

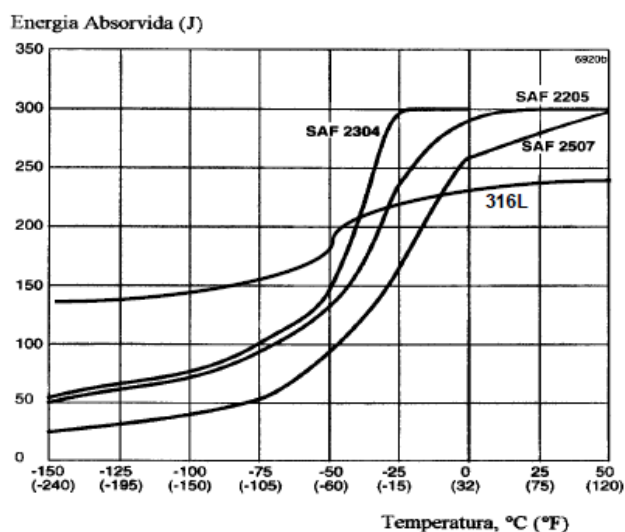


Figura 2.3 Curvas de transição dúctil-frágil para diferentes aços inoxidáveis (SENATORE *et al.*, 2004).

2.4.2 Resistência à corrosão

A resistência à corrosão engloba o conhecimento da microestrutura do material e seu comportamento eletroquímico quando exposto a meios corrosivos. A degradação do material causada por esta interação físico-química com o meio pode torná-lo inadequado para sua aplicação. (GENTIL, 2007)

Em particular para o caso dos AID, a resistência à corrosão é determinada pela capacidade que estes materiais têm de se passivar e permanecer neste estado no ambiente ao qual estiver exposto. Esta propriedade está relacionada, principalmente, aos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência. Os mecanismos de corrosão mais comuns são: corrosão por pite e corrosão sob tensão. Em geral, os AID apresentam elevada resistência a todos estes mecanismos.

Nos aços inoxidáveis austeníticos, assim como nos ferríticos, os elementos de liga estão distribuídos em uma única fase, fazendo com que a resistência à corrosão destes aços seja relativamente homogênea. Nos duplex, no entanto, caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material. Embora a concentração dos elementos de liga seja diferente nas fases ferrita e austenita, os aços

inoxidáveis duplex modernos possuem apurado balanceamento de elementos de liga em ambas as fases, conduzindo a propriedades de corrosão bastante equilibradas para as duas fases. (SENATORE *et al.*, 2004) (NUNES, 2009)

Para os AID, algumas expressões matemáticas relacionam a influência dos elementos de liga na resistência à corrosão por pites. Os elementos de liga que ditam o comportamento são Cr, Mo e N. O equivalente de resistência a pite ou PREN é a fórmula mais utilizada industrialmente. A maneira pela qual é calculada está apresentado na Equação 3, trata-se de uma expressão simples que permite comparar de maneira genérica a resistência à corrosão de diferentes aços inoxidáveis.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3x\% \text{Mo} + 16x\% \text{N} \quad [3]$$

Apesar da boa correlação entre as expressões do PREN e resultados de diversos ensaios de corrosão, estas devem ser usadas qualitativamente, visando somente estabelecer um ranking aproximado entre diferentes aços. No caso dos aços inoxidáveis duplex, é necessário considerar a resistência à corrosão por pite das duas fases, visto que há diferença dos elementos de liga presentes na austenita e ferrita. (SENATORE, *et al.*, [s.d.]

A resistência à corrosão por pites (PREN) é em torno de 35 para o aço inoxidável duplex UNS S31803. A presença de pites, além de provocar vazamentos em tanques, tubulações e outros, também pode levar a outras causas de falha como corrosão sob tensão, fragilização por hidrogênio, ou corrosão-fadiga. Os pites podem iniciar nas interfaces dos grãos austeníticos e ferríticos, que pode ser ocasionados pelos baixos teores de cromo e molibdênio na austenita, comparando com a ferrita. (NUNES, 2009)

Em geral os AID possuem boa resistência à corrosão intergranular devido aos seus baixos teores de carbono. O cromo possui alta velocidade de difusão e pode provocar precipitados em contorno de grão ou interface ferrita/austenita, causando corrosão intergranular e sensitização (GENTIL, 2007).

2.5 Microestrutura

Os AID apresentam tipicamente uma microestrutura bifásica, composta por ferrita com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), e austenita, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (ASM, 1994). A microestrutura pode ser descrita como matriz contínua ferrítica contendo ilhas de austenita (FALKLAND *et al.*, 2011).

Quando laminados, a microestrutura é formada por lamelas (policristalinas) alternadas de ferrita e austenita, como mostrado na Figura 2.4. Porém, a microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termomecânico e das condições de resfriamento. (ASM, 1994)

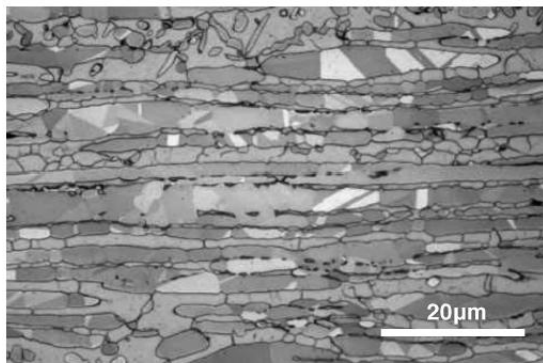


Figura 2.4 Microestrutura típica de um AID laminado a quente. (FALKLAND, 2011)

Quando expostos a faixas de temperatura entre 300-900°C, os AID podem sofrer formações de diversos tipos de fases em sua microestrutura causando mudanças em suas propriedades, como, fragilização e perda de resistência à corrosão.

Em faixas de temperatura entre 325°C a 500°C pode ocorrer fragilização do AID, possivelmente relacionada à decomposição “spinodal” da ferrita, dando origem a fases indesejáveis como: α' , G, π e ϵ (FALKLAND, 2011). A transformação depende da composição química do AID e o tempo de exposição na temperatura crítica. Portanto, é recomendável não utilizar esse material em aplicações que atinjam temperaturas maiores que 300°C. (REICK *et al.*, 1992)

Além disso, os AID são susceptíveis a precipitação de diversas outras fases, geralmente em temperaturas entre 600 e 900°C, tais como carbonetos, nitretos, e fases intermetálicas. As fases intermetálicas mais frequentes são sigma (σ), chi (χ) e fase Laves (REICK *et al.*, 1992) (PADILHA *et al.*, 2007).

A fase sigma (σ) é uma das fases intermetálicas que demonstra maior preocupação, pois é uma fase frágil, com alto teor de cromo e molibdênio a qual afeta desfavoravelmente as propriedades mecânicas do material, bem como a resistência à corrosão. As classes com maior quantidade de elementos de liga são mais susceptíveis a formação dessa fase, como pode ser observada na Figura 2.5. Isto deve ser considerado no resfriamento após o processamento, em tratamento térmico ou soldagem. (FALKLAND, 2011)

A fase chi (χ) necessita de elevados teores de Mo para se formar, é considerada uma fase metaestável que age como facilitadora na formação da fase σ , decompondo-se totalmente em fase σ após longos tempos de exposição a temperaturas entre 700 e 900°C (KARLSSON, 1995) (REICK *et al*, 1992). A fase χ inicia sua precipitação no contorno de grão ferrita/ferrita como demonstrado na Figura 2.6, normalmente em temperaturas menores que a fase sigma. Assim como a fase sigma, a fase chi também afeta de forma negativa as propriedades mecânicas e minimamente a resistência à corrosão das ligas de AID (GUNN, 1997).

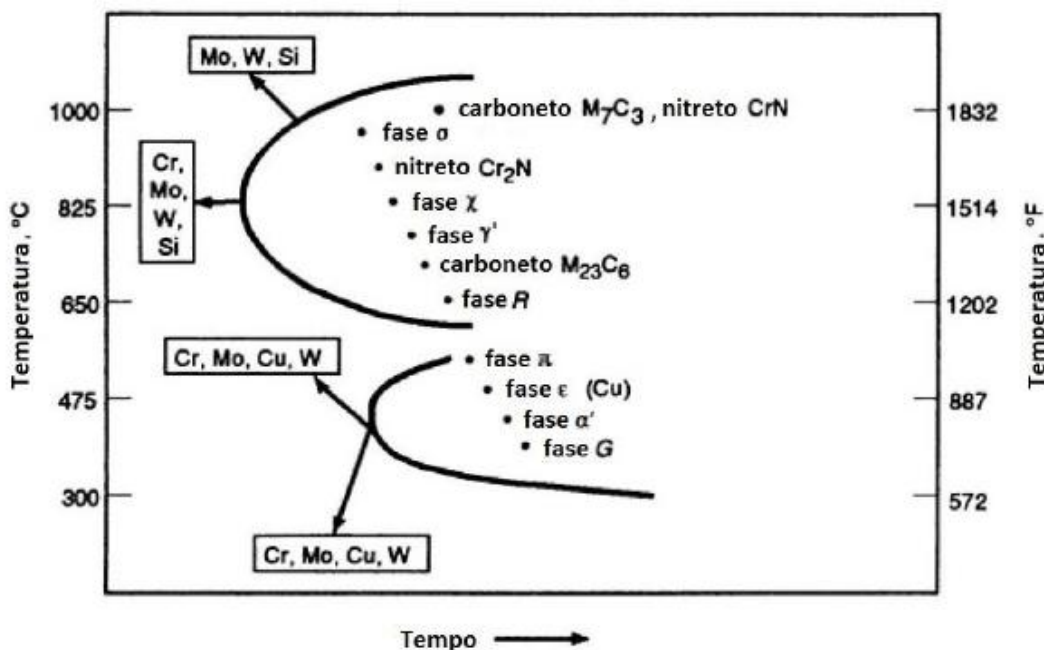


Figura 2.5 Fases intermetálicas que podem se formar nos AID e o efeito dos elementos de liga na cinética das reações de precipitação (CHARLES, 1991).

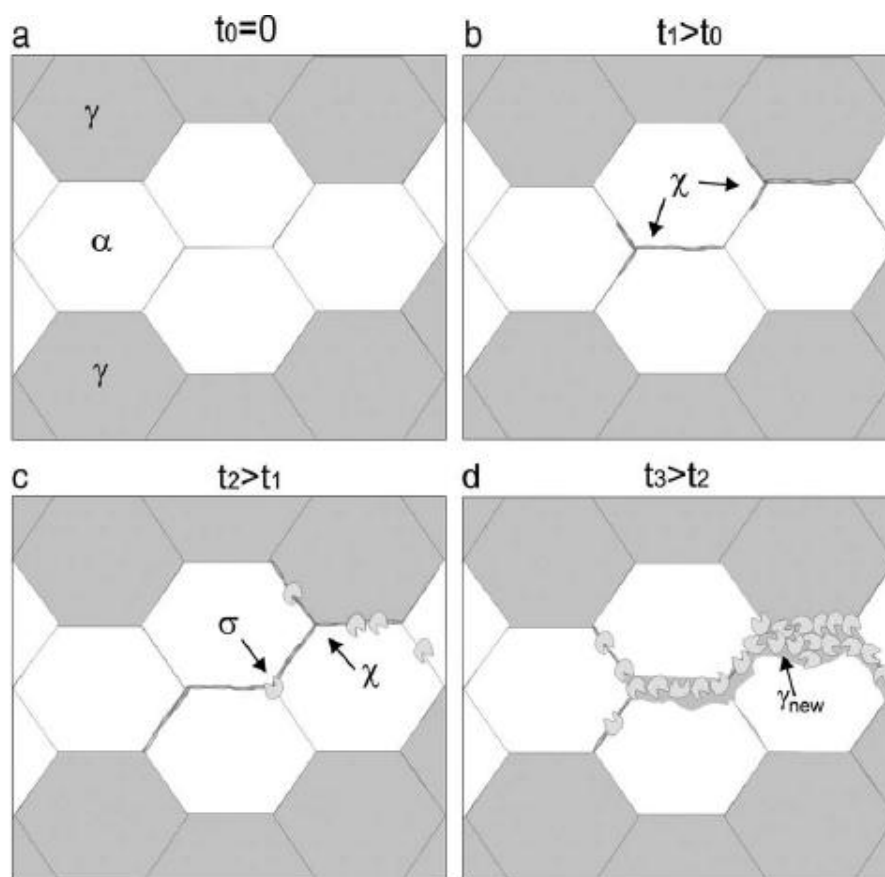


Figura 2.6 Figura esquemática de precipitação da fase chi em AID (ESCRIBA et al., 2009).

2.6 Soldagem dos AID

Os AID são facilmente soldáveis e podem ser unidos pela maioria dos processos de soldagem de aços inoxidáveis. No entanto, para se obter propriedades ótimas é necessário fazer uma modificação nos parâmetros de soldagem em comparação às utilizadas para aços inoxidáveis austeníticos. Como dito anteriormente, os AID são fabricados de maneira a se obter quantidades de 50% aproximadamente de ferrita e austenita, porém os processos de soldagem envolvem temperaturas que podem alterar esse equilíbrio de fases, uma maior porcentagem de ferrita tanto no metal de solda (MS) quanto na zona afetada pelo calor (ZAC) prejudicaria as propriedades da junta soldada.

Se a taxa de resfriamento na soldagem for muito elevada, existe o risco de se obter um teor de ferrita acima de 65% (FALKLAND, *et al* 2011). Este alto nível de ferrita irá diminuir a resistência à corrosão e ductilidade. Da mesma forma que longas exposições a temperaturas entre 700°C e 900°C podem causar a precipitação de fases intermetálicas as quais vão prejudicar a tenacidade e resistência à corrosão também. Isto é mais relevante

para AID com maiores teores de ligas. Tal como ocorre para todos os materiais soldados, as propriedades da solda se diferem das do metal de base. No entanto, uma solda correta e apropriada de um AID demonstra características mecânicas e de corrosão que satisfazem os requisitos. (FALKLAND *et al*, 2011).

A aplicação prática de aços em grande escala depende do uso de soldagem como técnica de união e reparos de componentes. Os AID podem ser soldados pela maioria das técnicas de soldagem, tais como, TIG, MIG, plasma, eletrodo revestido, arco submerso, entre outros (FEDELE, 1999). Em geral, estas ligas apresentam boa soldabilidade, porém, como dito anteriormente, a fusão e solidificação associadas principalmente aos métodos convencionais de soldagem, podem comprometer a microestrutura balanceada dos AID, além da possibilidade de formação de fases intermetálicas fragilizantes (ASM, 1994).

O aporte térmico é um fator importante a ser observado na soldagem dos AID. Quando elevado, provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado, porém essa condição pode facilitar a precipitação de fases intermetálicas devido ao maior tempo de permanência nas faixas de temperatura. (KARLSSON, 1991)

A soldagem por fricção se mostra uma alternativa adequada para evitar problemas associados a métodos de soldagem convencionais. Uma vez que a união de metais realizada por este processo é no estado sólido, pode-se evitar ou atenuar o comprometimento microestrutural e a precipitação de fases deletérias nos AID, além de produzir uma microestrutura favorável como de um forjado a quente (T.F.A, 2011). Ainda, o processo produz mínima distorção, baixo nível de tensões residuais e boas propriedades mecânicas na junta soldada, e permite a produção de soldas contínuas por grandes comprimentos e sem geração de fumos. (THOMAS, 2010)

2.6.1 Soldagem em Tubos

A soldagem de tubos ainda apresenta uma série de dificuldades, sendo um processo caro e considerado ineficiente (FEDELE, 1999). Alguns fatores que contribuem significativamente para o alto custo são a complexidade do processo e os requisitos cada vez mais exigentes. Por ser um procedimento realizado manualmente, há uma grande dificuldade do soldador de atingir plenamente os itens exigidos, manter repetibilidade e qualidade das soldas, o que geralmente causa retrabalho. (FAES *et al.*, 2009a)

Muitas técnicas têm sido testadas para alcançar maior produtividade e soldas com maior qualidade. Para isso, muitos estudos estão sendo realizados para a otimização e desenvolvimento de novos processos de soldagem. Pode-se citar como exemplo os processos de *one shot* e de soldagem a LASER, que foram realizados para tentar superar a produtividade dos processos ER e MIG/MAG. Todavia, os processos de soldagem por eletrodo revestido (ER) e MIG/MAG permanecem sendo os mais utilizados para soldagem de tubos. (FAES et al., 2007a)

Atualmente, a soldagem por fricção tem sido bastante investigada, demonstrando ser um processo interessante e com várias vantagens quando comparada com outras técnicas de soldagem.

2.6.2 A Soldagem por Fricção e o Processo FRIEX

A soldagem por fricção é um processo cujo calor necessário para realizar a união dos metais é gerado pelo atrito entre duas superfícies conjuntamente a uma pressão axial controlada. O movimento relativo entre as duas superfícies é aplicado até que o calor necessário seja gerado. Após esta etapa, o movimento é cessado e as duas superfícies estarão unidas. A maioria das aplicações desse processo envolve componentes de geometria cilíndrica porque o movimento relativo pode ser gerado simplesmente com a rotação dos mesmos (DENYS, 2009).

Este processo de soldagem compreende um número expressivo de aplicações na indústria como procedimento de união de materiais, podendo ser utilizado em larga escala. Esse processo permite a junção de muitos materiais os quais seria de grande dificuldade pelos métodos que envolvem fusão. Com os ajustes de parâmetros corretos, as juntas soldadas por fricção são usualmente de ótima qualidade. (DUNKERTON, 1986)

A desvantagem da maioria dos métodos de soldagem por fricção é a impossibilidade de soldagem de componentes que não podem ser rotacionados. Este é o caso da aplicação em tubos, uma vez que podem chegar até 18 metros de comprimento. Portanto, para possibilitar a soldagem desses componentes por fricção foi criado o processo chamado FRIEX (*friction and explosion welding process*). (FAES et al., 2007)

Os estudos referentes a este processo iniciaram com pesquisas desenvolvidas na *Belgium Welding Institute* (BWI) e atualmente um grande esforço de pesquisa e desenvolvimento neste processo também vem sendo realizado pelo Laboratório de

Metalurgia Física (LAMEF-UFRGS) -local onde este trabalho foi realizado- em parceria com Petrobras/ANP.

O diferencial da técnica FRIEX é a utilização de um anel rotatório. Este componente é colocado entre os tubos, e sua rotação conjuntamente à força axial produz a fricção requerida gerando, assim, o calor necessário para consolidar a união dos materiais (Figura 2.7).



Figura 2.7 Desenho esquemático do funcionamento do processo FRIEX. Cortesia de Daniela Ramminger Pissanti.

Os principais parâmetros controlados e aplicados durante o processo FRIEX são descritos segundo FAES *et al* 2008 e apresentados na Figura 2.8. Primeiramente, as extremidades dos tubos são posicionadas em contato a uma pressão p_0 , o anel central é acelerado até sua velocidade de rotação e , então, um ciclo de pressão escalonado é aplicado. A etapa na qual a pressão é p_0 é utilizada para produzir um pré-aquecimento com o objetivo de reduzir o coeficiente de atrito entre os materiais antes do aumento da pressão de contato. Durante esta etapa é requerido um elevado nível de energia, sabendo que um elevado torque é imposto nesta parte inicial. A etapa inicial permanece até o tempo t_0 . Na sequência, a pressão é aumentada até um nível p_2 , em um intervalo de tempo t_1 , mantida durante a etapa de atrito t_2 .

Na fase de atrito, pode-se verificar o escoamento do material plastificado proveniente da deformação e calor impostos pelo processo. O consumo de material é responsável por expulsar eventuais contaminantes das interfaces de soldagem. Quando é atingido o consumo pré-determinado, o anel é desacelerado durante um certo tempo t_{dec} . Após um tempo de atraso t_d , a pressão de contato é aumentada para a pressão de forja final p_f . O tempo de forjamento é descrito como t_f e o consumo de material durante a fase de forjamento l_f, d . O consumo total durante o processo é descrito como l_{tot} . Após a soldagem, o excesso de material do anel é retirado (DENYS, 2009).

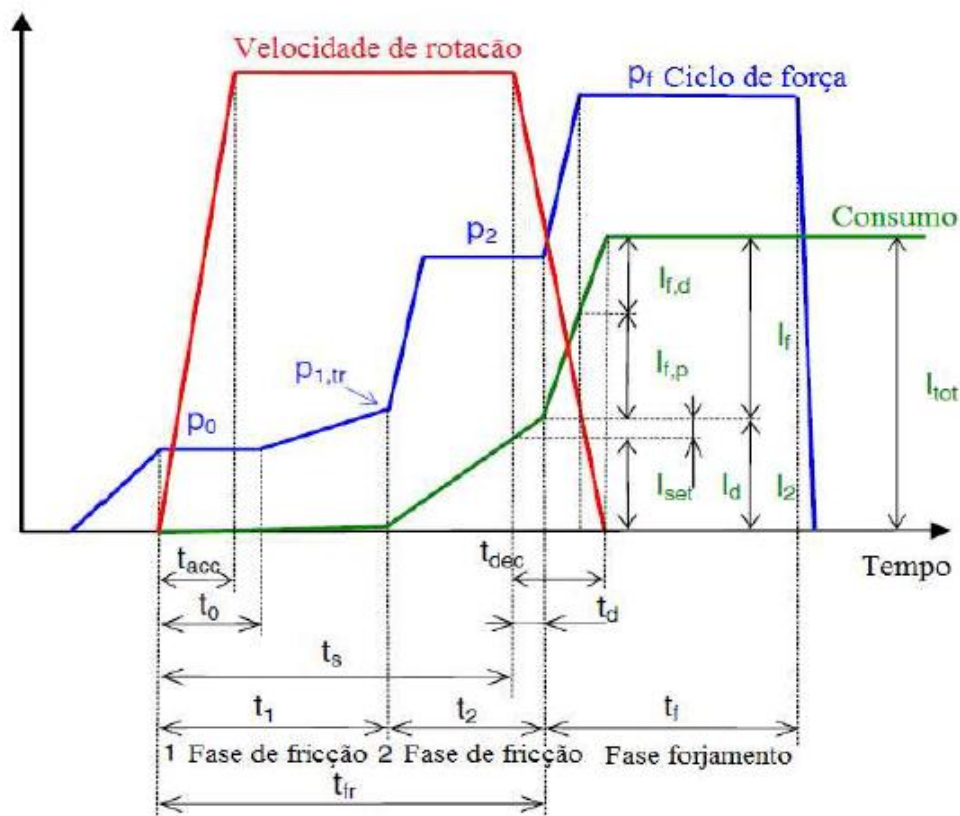


Figura 2.8 Parâmetros de controle durante a soldagem de tubos por fricção. Adaptado de (FAES *et al.*, 2008).

As propriedades mecânicas de tubos soldados por fricção são dependentes dos parâmetros utilizados na soldagem, sendo mais sensível a força de soldagem, força de forjamento, velocidade de rotação e consumo de material.

Assim, com o processo FRIEX as soldagens de tubos não dependeriam mais de trabalho manual, eliminando problemas como a falta de mão-de-obra qualificada. Sendo este método automático, uma vez que se definem os corretos parâmetros, o operador lida apenas com a máquina garantindo maior repetibilidade e qualidade das soldas reproduzidas. Além disso, há também vantagens ambientais, pois não é necessário utilizar atmosfera protetora e não são liberados fumos de soldagem, esses fatores são importantes, dado que as restrições quanto a isso estão cada vez mais rígidas (FAES *et al.*, 2009).

3.0 MATERIAIS E MÉTODOS

A figura 3.1 mostra um fluxograma esquemático da metodologia utilizada no presente trabalho.

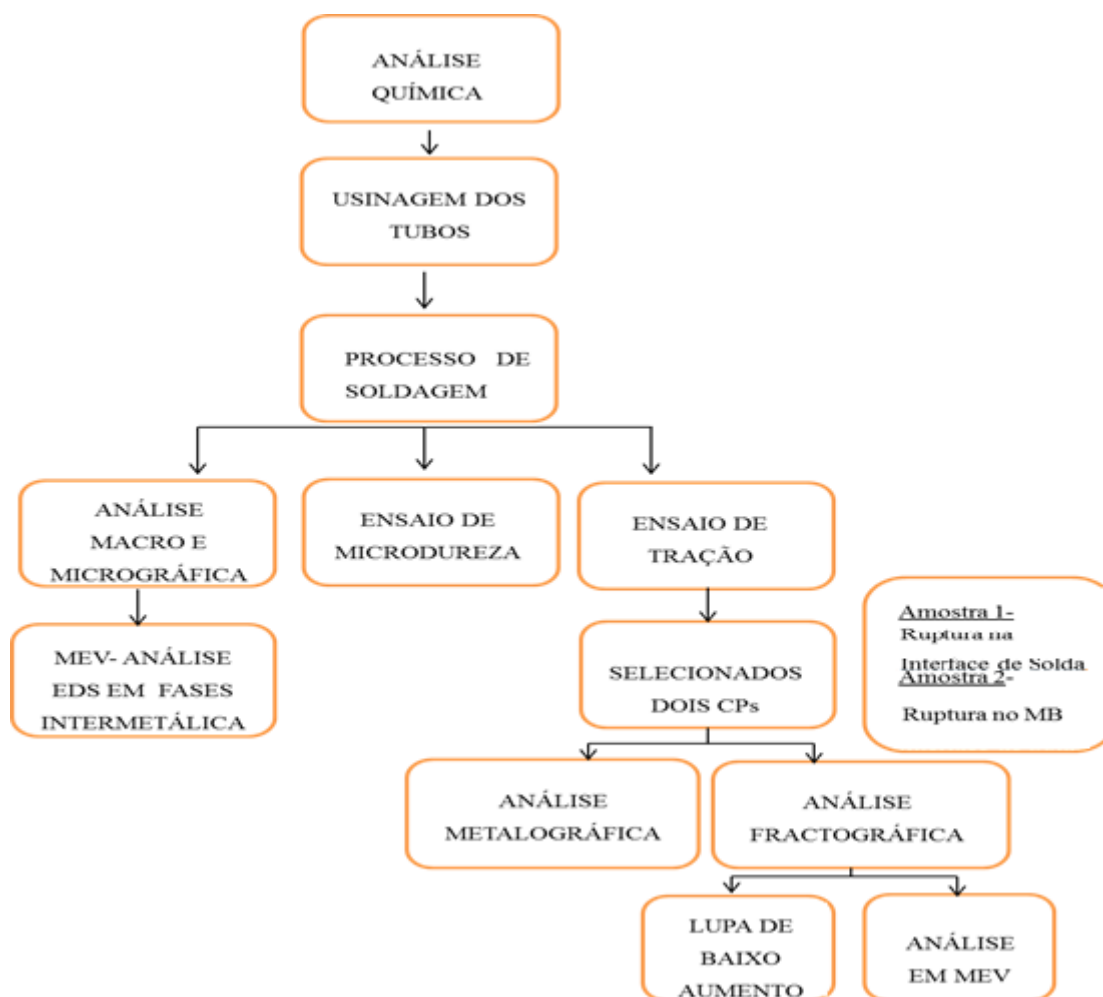


Figura 3.1 Fluxograma esquemático da metodologia do presente trabalho.

3.1 Materiais

O material ensaiado foi o aço inoxidável duplex que segue a classificação UNS S31803, o qual foi desenvolvido com um maior teor de nitrogênio para tentar evitar os problemas de corrosão encontrados na série de aços inoxidáveis 300 (austeníticos) (“DUPLEX 2205”, 2010).

A análise química do material utilizado foi realizada através da técnica de espectroscopia de emissão ótica no espectrômetro da marca Bruker e modelo Qmatrix-Magellan situado no LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS). O resultado está apresentado na Tabela 3.1 a qual representa o material utilizado tanto para o anel quanto para o tubo.

Tabela 3.1 Composição química do material por espectroscopia de emissão ótica.

	C (%peso)	Mn (%peso)	P (%peso)	S (%peso)	Si (%peso)	Cr (%peso)	Ni (%peso)	Mo (%peso)	N (%peso)
Análise química realizada	0,016	1,59	0,011	<0,0010	0,36	21,8	4,9	2,7	0,22
Composição segundo ASTM A790	0,0300 (máx)	2,00 (máx)	0,030 (máx)	0,020 (máx)	1,00 (máx)	21,0- 23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08- 0,20

Observa-se que todos os elementos estão dentro dos valores citados pela norma, exceto o nitrogênio que está um pouco acima da faixa permitida, isto pode ser explicado pelo fato que o padrão de calibração utilizado para essa medição continha baixo nitrogênio.

Para a realização da soldagem, utilizaram-se tubos e anéis deste material de mesma composição química, que estão ilustrados na Figura 3.2 e Figura 3.3.

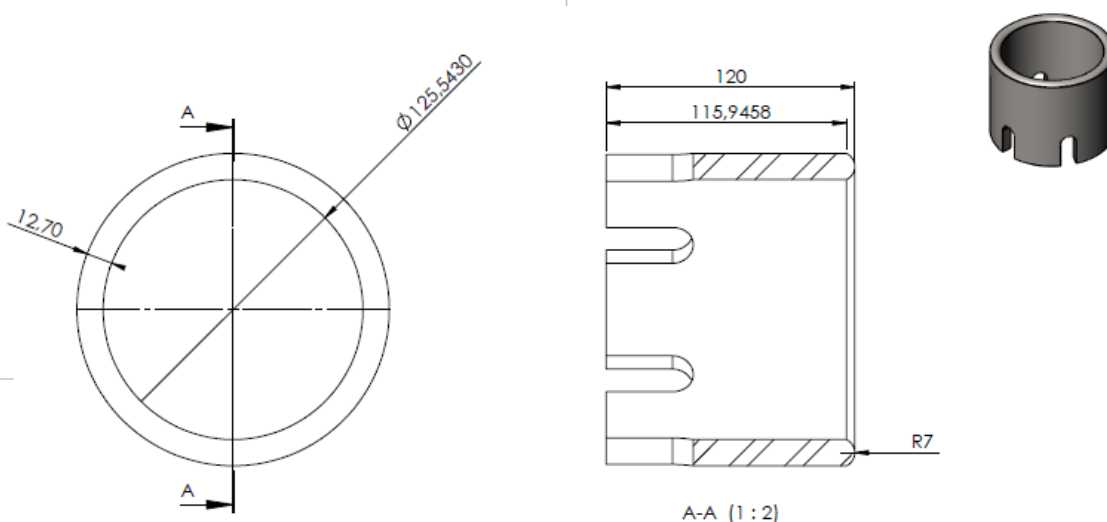


Figura 3.2 Desenho e dimensões em milímetros do tubo utilizado.

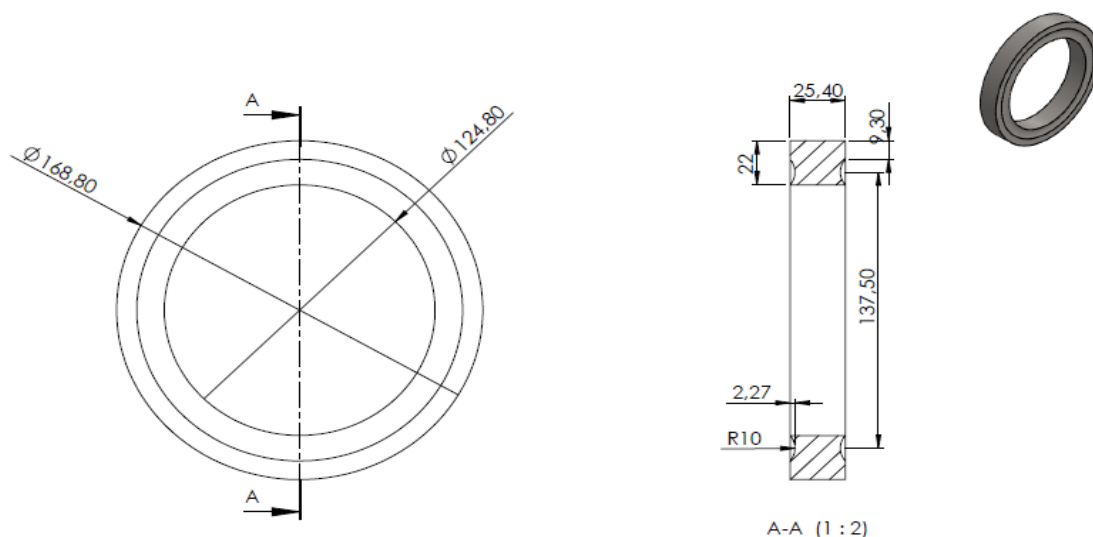
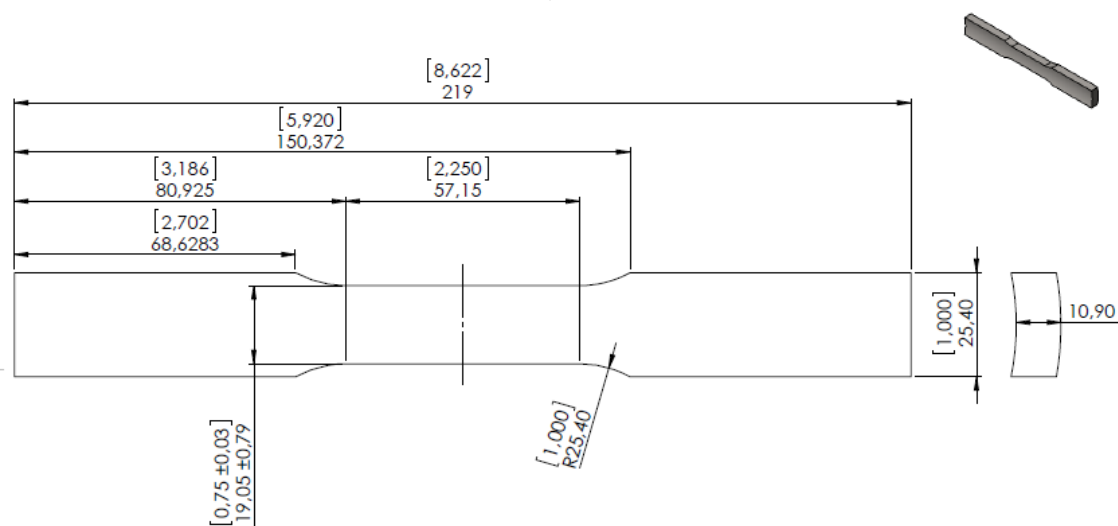
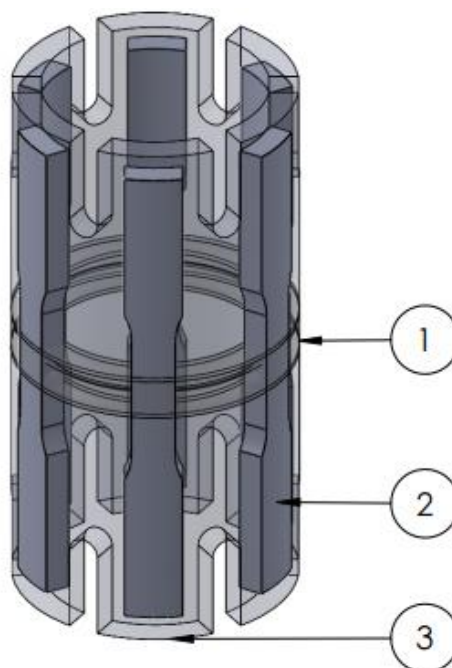


Figura 3.3 Desenho e dimensões em milímetros do anel rotatório.

Após a soldagem, realizou-se a usinagem dos tubos soldados para a realização do ensaio de tração conforme a norma NBR ISO 6892 (ISO, 2013). Assim, as dimensões dos corpos-de-prova obtidos estão ilustradas na Figura 3.4. Os CPs para o ensaio de tração foram retirados de maneira a permitir com que as soldas ficassem no centro do CP. A Figura 3.4 também demonstra de forma esquemática como foi realizada a retirada dos CPs. Para identificar a região de solda tanto nos tubos, antes da usinagem, quanto nos CPs após usinagem (Figura 3.5) foi realizado o ataque químico do material com reagente *behara* modificado.





Nº DO ITEM	Nº DA PEÇA	DESCRIÇÃO	QTD.
1	SD 046-15 P02	Anel rotativo	1
2	CP tração	CP conforme API 5L	6
3	SD 046-15 P01	Seção de tubo	2

Figura 3.4 Desenho esquemático dos CPs retirados das secções de tubos soldados.

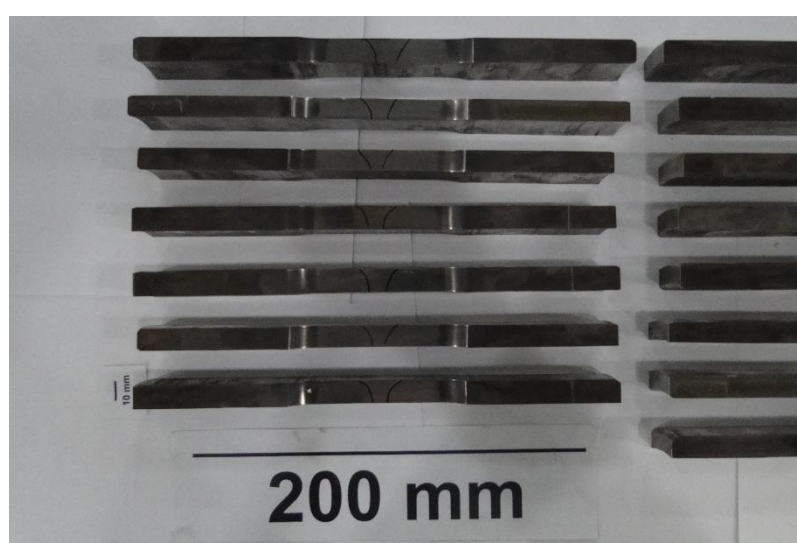


Figura 3.5 Alguns dos CPs antes do ensaio de tração.

3.2 Métodos

3.2.1 Soldagem

A soldagem dos tubos foi realizada com a MASF 1500, máquina de soldagem por fricção de tubos desenvolvida no LAMEF-UFRGS. Esta máquina, ilustrada na Figura 3.6, tem capacidade de trabalho muito rápida e uma redução de tempo de processamento que pode chegar a 95% na execução da solda.



Figura 3.6 Máquina na qual foram realizadas as soldas.

A tabela 3.2 apresenta os parâmetros utilizados nas soldas realizadas.

Tabela 3.2 Parâmetros e condições utilizadas no processo de soldagem.

Condição	Taxa de deslocamento inicial [mm/s]	Taxa de Carregamento para Solda [kN/s]	Consumo final [mm]
1	0,05	4,5	10
2	0,1	7,5	10

3.2.2 Análise Metalográfica

A análise metalográfica foi realizada com o objetivo de identificar as fases e constituintes presentes na microestrutura, além da quantificação de fases realizada por análise de imagens, com o auxílio do programa IMAGEJ. Para a quantificação e cálculos das fases foram utilizadas as normas “E562–11; Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count” (ASTM, 2011) e “E1245–03 (Reapproved 2008); Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis” (ASTM, 2008). A análise foi realizada na secção transversal das juntas soldadas e também foi efetuada a micrografia da fratura de dois CPs, um de cada condição, obtidos após o ensaio de tração, pois os CPs da condição 1 romperam em tração na junta soldada enquanto que os CPs soldados de acordo com a condição 2, romperam no metal base.

Primeiramente, as amostras foram cortadas próximo a ruptura como demonstram as Figuras 3.7 e 3.8. Após, foram embutidas com baquelite a quente, onde a parte observada está indicada em amarelo nas Figuras 3.7 e 3.8. A superfície foi preparada através de lixamento (granulometria: 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*) e posterior polimento em pasta de diamante nas granulometrias de 4 μ m e 1 μ m, a fim de tornar a superfície mais plana e com menor rugosidade.

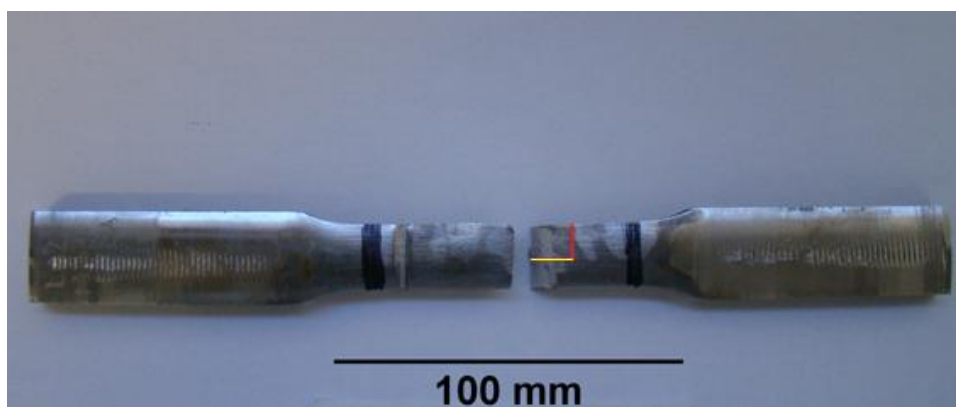


Figura 3.7 CP da condição 1 após ensaio de tração mostrando local de corte (em vermelho) e embutimento (amarelo).

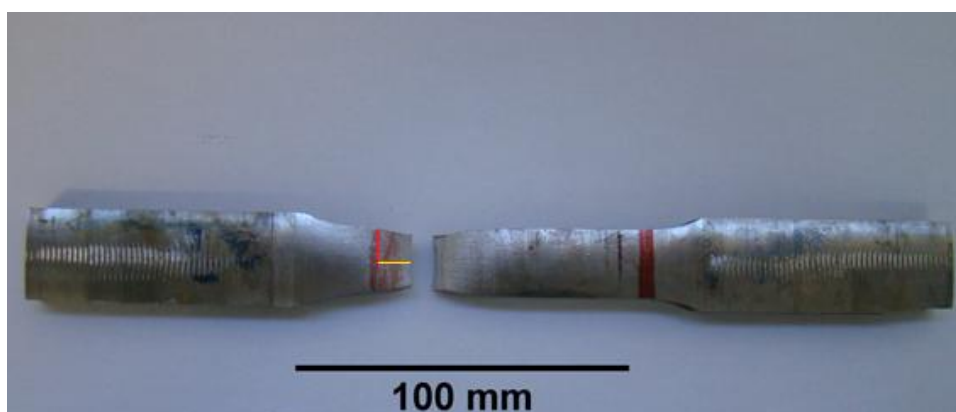


Figura 3.8 CP da condição 2 após ensaio de tração mostrando local de corte (em vermelho) e embutimento (amarelo) a qual rompeu no metal base.

Finalmente, realizou-se o ataque químico com o reagente *Behara* modificado cuja composição é 20ml de ácido clorídrico, 80ml de água, 1g de metabissulfito de potássio e 2g de bifluoreto de amônio, a amostra foi imersa de 10 a 30 segundos, a fim de revelar a microestrutura do material.

As amostras foram observadas e registradas a partir de um microscópio óptico Olympus modelo BX51M com câmera digital Olympus. Posteriormente, as amostras foram analisadas em MEV para melhor observação de fases e microconstituintes com a utilização

da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), utilizando um MEV modelo Shimadzu SSX-550.

3.2.3 Ensaio de Microdureza

Para determinação da microdureza das diferentes microestruturas, foi realizado um perfil de microdureza nas amostras utilizando um microdurômetro marca Struers, modelo Duramin, utilizando carga 10 kg e indentador Vickers (HV), conforme indica a recomendação técnica DNV-OS-F101:2013 (DNV-OS-F101, 2013).

3.2.4 Ensaio de tração

Neste ensaio um corpo de prova é submetido a uma força trativa uniaxial continuamente crescente e, ao mesmo tempo, mede-se o alongamento do mesmo. A partir dos dados de força e de alongamento, constrói-se a curva tensão-deformação de engenharia. A tensão utilizada obtida pela razão entre a carga e a área inicial da seção transversal do CP. Já a deformação (ϵ) é obtida pela razão entre a elongação e o comprimento útil do CP inicial. Obtém-se, assim, a curva tensão-deformação de engenharia e seus parâmetros característicos, como mostra a Figura 3.9. (DIETER, 1981)

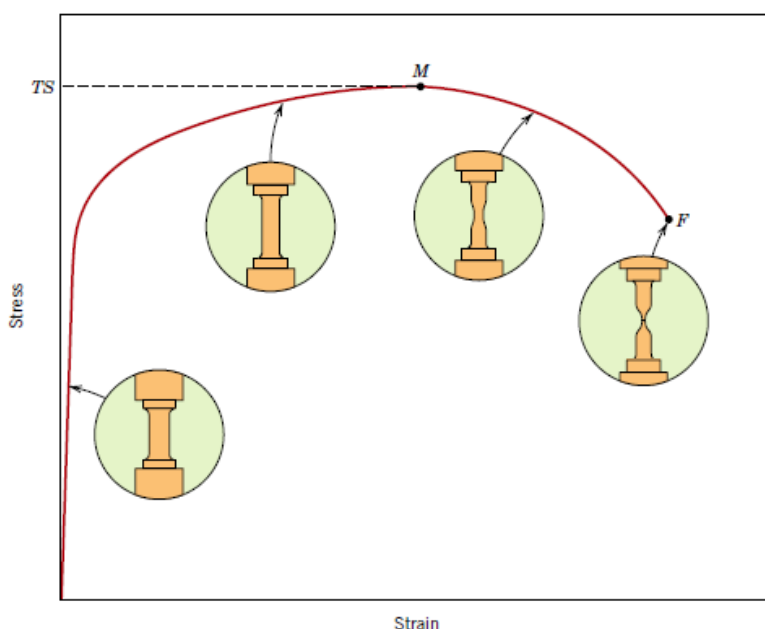


Figura 3.9 Curva típica tensão x deformação de engenharia (CALLISTER, 2007).

A máquina utilizada para os ensaios foi da marca INSTRON, eletromecânica, modelo 5585H, com capacidade de 250kN em tração e compressão, ilustrada na Figura 3.10.



Figura 3.10 Máquina de ensaios universal da marca INSTRON utilizada para os ensaios de tração. Cortesia de Bill Paiva (LAMEF-UFRGS).

3.2.5 Análise Fractográfica

Após o rompimento dos CPs do ensaio de tração, uma das partes do CP fraturado foi submetido a uma análise da superfície, a fim de determinar os macromecanismos e micromecanismos de fratura, das mesmas amostras as quais foram realizadas as análises metalográficas. A análise consistiu na observação e registros através da lupa Olympus 5z-ctv e no microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca Shimadzu, modelo SSX-550 ambos os equipamentos localizados no LAMEF-UFRGS.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise Macroestrutural

As imagens das macroestruturas nas Figuras 4.1 (a) e (b) foram obtidas através de uma imagem realizada a partir de micrografias em Microscópio óptico com magnificação de 50x.

Através da análise macroestrutural é possível identificar as diferentes regiões das juntas soldadas: 1- Material Base (MB); 2- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA1); 3- Zona de ligação entre o material do tubo e o anel (ZL1); 4- Região central do anel; 5- Zona de ligação entre o material do tubo e o anel (ZL2); 6- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA2). As cavidades nas amostras são devido aos termopares que foram acoplados durante o processo de soldagem.

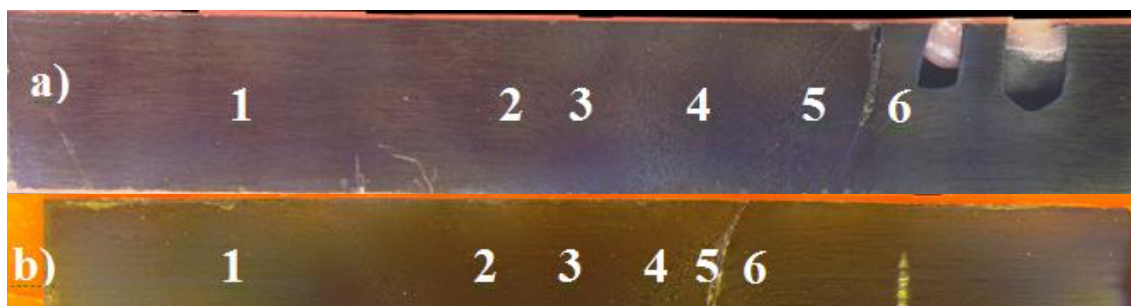


Figura 4.1 Macrografias em secção transversal das soldas produzidas nas condições a)1 e b)4 e suas respectivas regiões 1- Material Base (MB); 2- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA1); 3- Zona de ligação entre o material do tubo e o anel (ZL1); 4- Região central

4.2 Análise Micrográfica

4.2.1 Análise Metalográfica das soldas

Embora no processo aplicado para soldagem dos tubos não haja fusão do material, ainda assim as temperaturas alcançadas são capazes de provocar transformações de fases, principalmente nas regiões próximas à zona de ligação onde há maior mistura e atrito dos materiais envolvidos no processo de soldagem. Sendo assim, dependendo da taxa de

resfriamento e deformações, diferentes microestruturas podem ser formadas ao longo da junta, o que pode gerar um gradiente de resistências mecânicas.

A avaliação das características microestruturais da solda é fundamental para prever, por exemplo, o desempenho do metal soldado quanto a sua resistência mecânica ou resistência à corrosão. A junta soldada obtida pelo processo de soldagem da MASF apresenta zonas que se diferem devido à deformação plástica do material durante o processo de soldagem, do fluxo de material e da região do anel central. As micrografias obtidas por microscopia óptica revelam as modificações ocorridas na microestrutura e também interpretação dos comportamentos obtidos.

As imagens das Figuras 4.2 e 4.3 apresentam as micrografias obtidas das juntas soldadas. As microestruturas são compostas por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita. A partir dessas imagens pode-se afirmar sobre a repetibilidade das juntas soldadas reproduzidas pelo processo FRIEX comparado a outros processos de soldagem nos quais há fusão do material. Neste método as temperaturas atingidas são menores, com consequente maior taxa de resfriamento, assim as possibilidades de se observar fenômenos tais como crescimento excessivo do tamanho de grão, formação de fases deletérias são menores, além de manter a proporção entre as fases austenita e ferrita (Tabela 4.1).

Foi realizada a análise de porcentagem de fases apresentada na Tabela 4.1. Conforme a recomendação técnica DNV-OS-F101 (DNV-OS-F101, 2013) na região do metal soldado o teor da fase ferrita deve estar entre 30-65% em balanço com a Austenita. As metalografias de análise foram realizadas com magnificação de 200X e foram analisadas 5 imagens por região e assim calculada a média das mesmas.

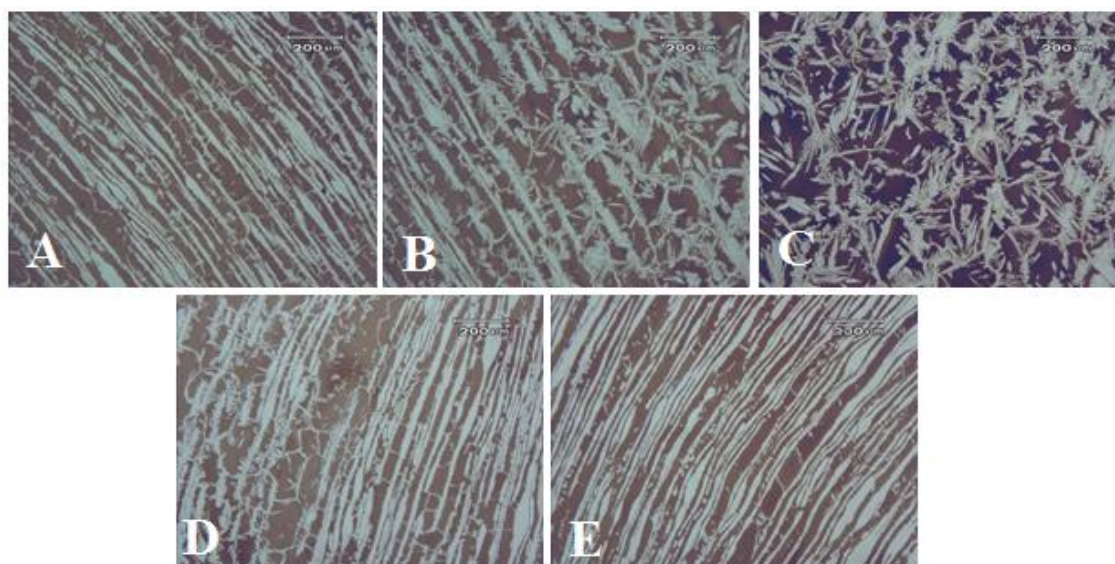


Figura 4.2 Micrografias da solda na condição 1. A) ZTMA L1. B) interface L1. C) Região anel central. D) interface L2. E) ZTMA L2 Ataque Behara

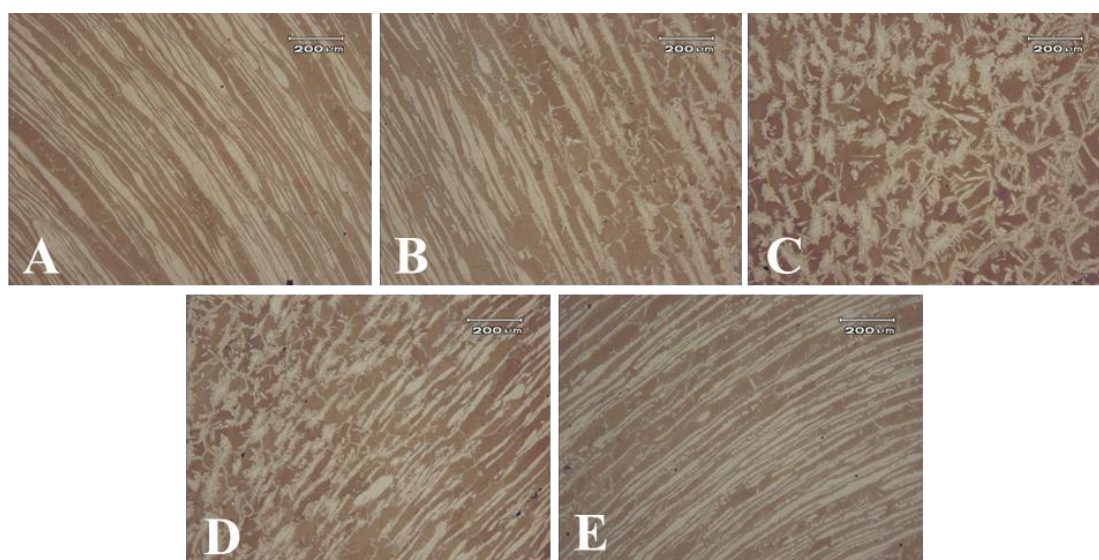


Figura 4.3 Micrografias da solda na condição 4. A) ZTMA L1. B) interface L1. C) Região anel central. D) interface L2. E) ZTMA L2. Ataque Behara

Tabela 4.1 Porcentagem de Ferrita nas juntas soldadas.

	% Ferrita anel central	% Ferrita ZTMA
Amostra 1	54%	56%
Amostra 2	59%	62%

4.2.2 Análise de fases intermetálicas

A quantificação da presença de fases intermetálicas foi realizada conforme a recomendação técnica DNV-OS-F101 (DNV-OS-F101, 2013). Segundo a recomendação, a análise deve ser realizada com magnificação de 400x e dentro do campo de visão a

porcentagem de fases deletérias deve ser menor que 1% (máximo 0,5% de fases intermetálicas), todavia na região do metal soldado o teor de fases intermetálicas não é citado.

Na análise realizada para quantificação de intermetálicos, foram encontrados intermetálicos na ZTMA. Para realização das medidas as imagens foram analisadas com magnificação de 500x. A média dos valores encontrados são 0,07% para amostra 1 e 0,36% para amostra 2, portanto estando ambas dentro da faixa permitida pela recomendação técnica.

A caracterização de fases intermetálicas foi realizada nas amostras após a soldagem, representadas nas imagens das Figuras 4.4 e 4.5 como as partes escuras. Nota-se que as fases intermetálicas se precipitam no contorno de grão entre ferrita/ferrita o que caracteriza a fase chi (χ). A fim de melhor caracterizar estas fases foram verificadas suas composições químicas através da análise por EDS. Os resultados da análise por EDS, que estão apresentados na Tabela 4.2, quando comparados com o estudo de outros autores (ESCRIBA *et al.*, 2009) apresentam bastante similaridade o que evidencia a presença da fase χ nas amostras.

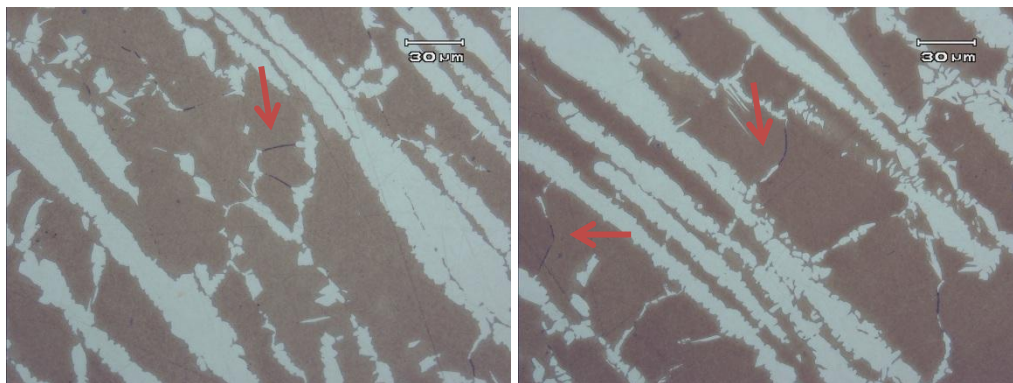


Figura 4.4 Presença de intermetálico na amostra 1. Ataque Behara.

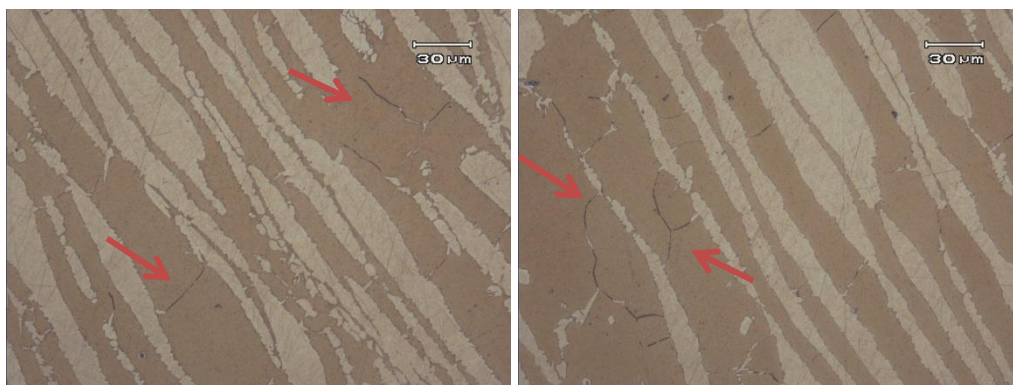


Figura 4.5 Fases intermetálicas na amostra 2. Ataque Behara.

Tabela 4.2 Composição química da fase intermetálica chi obtida por EDS.

Porcentagem em peso dos principais elementos	%Cr	%Mo	%Ni
Amostra	23,74	11,84	2,26
(ESCRIBA <i>et al.</i> , 2009)	25,7	9,7	3,5

4.2.3 Análise dos CPs após ensaio de tração

Nas imagens de micrografias do CP da amostra 1 (Figura 4.6) a qual rompeu em tração na zona de ligação da solda as fases presentes são ferrita (fundo escuro) com ilhas de austenita (regiões claras) além da presença de austenita de Widmanstätten. Observa-se que a fratura ocorre preferencialmente na interface entre as fases ferrita e austenita.

As imagens das metalografias do CP rompido no metal base (Figura 4.7) demonstra que ocorreu grande deformação plástica do material evidenciado pelas lamelas alongadas intercaladas de austenita e ferrita.

Na análise das amostras rompidas do ensaio de tração não se constata a presença de fases intermetálicas que poderiam ter favorecido o rompimento da amostra 1 na região de união de solda. Isso vai ao encontro da quantidade de fases intermetálicas calculadas no item 4.2.2 que é muito inferior ao máximo permitido pela recomendação técnica DNV-OS-F101 (DNV-OS-F101, 2013).

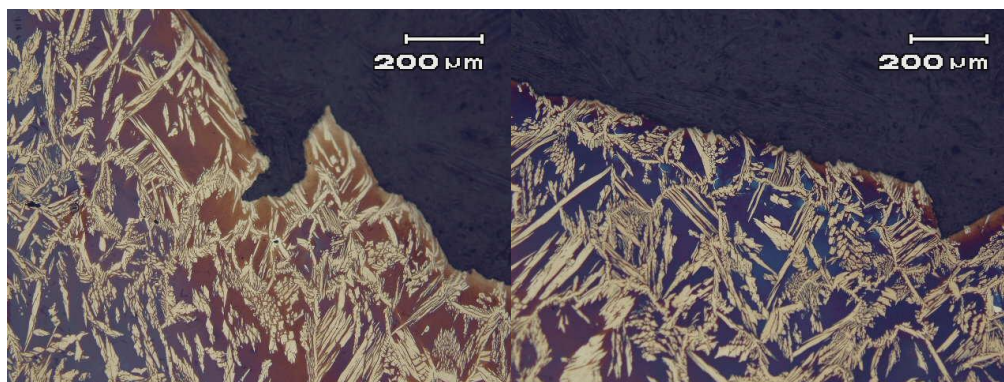


Figura 4.6 Metalografia do CP rompido na solda.

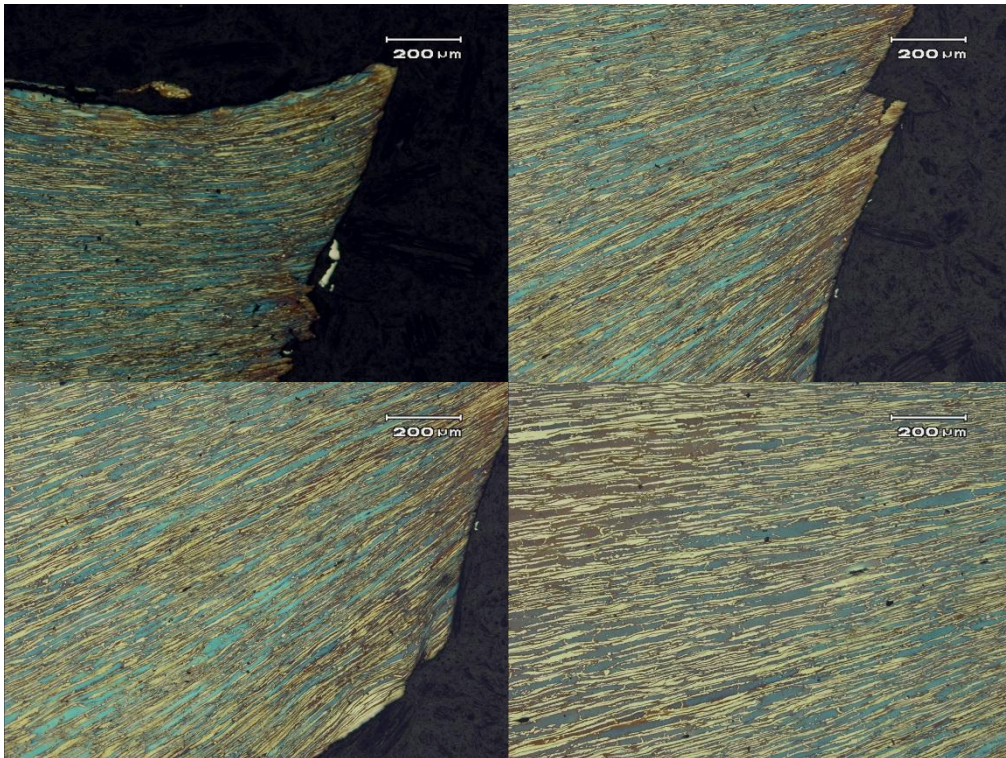


Figura 4.7 Metalografia do CP rompido no metal base.

As imagens realizadas em MEV permitem melhor visualização da região de ruptura dos CPs de tração. Observam-se nas fraturas ocorridas na região da solda, apresentadas nas Figuras 4.8, a presença de trincas secundárias as quais se propagaram transgranularmente aos grãos de austenita.

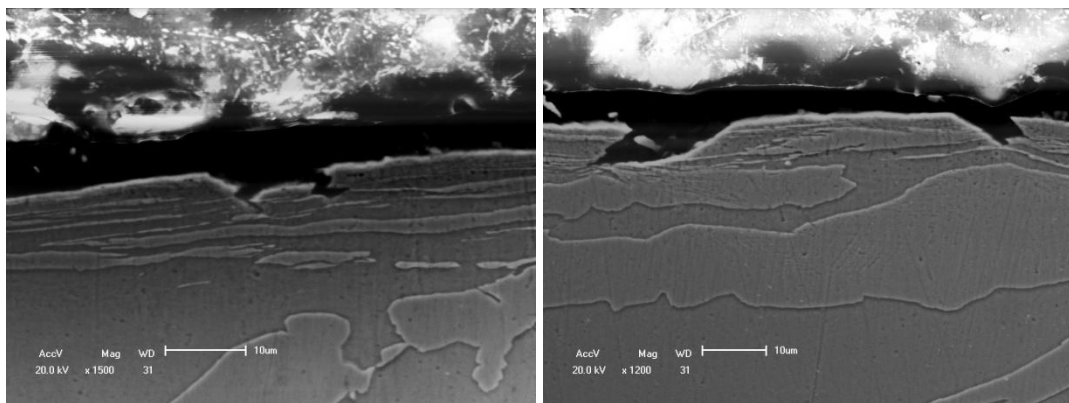


Figura 4.8 MEV da amostra 1.

4.3 Análise Fractográfica

Após os ensaios de tração, foram analisadas as superfícies de fratura de ambas as amostras. As Figuras 4.9 e 4.10 mostram as imagens realizadas em lupa de baixo aumento e no MEV, respectivamente.

Na macrografia da amostra 1 (Figura 4.9) observam-se regiões com falhas da solda. Analisando as imagens de MEV verificam-se regiões de fratura frágil com facetas de clivagem e fratura dúctil, com coalescimento de microcavidades, além da possível presença de algumas partículas fragilizantes dentro dos *dimples*.

A macrografia da amostra 2 (Figura 4.10) destaca a deformação localizada demonstrando aparência típica de uma ruptura dúctil. A partir da análise das imagens das fraturas em MEV, verifica-se uma fratura predominantemente dúctil pelo micromecanismo de fratura do tipo coalescimento de microcavidades, evidenciado pela presença de *dimples*.

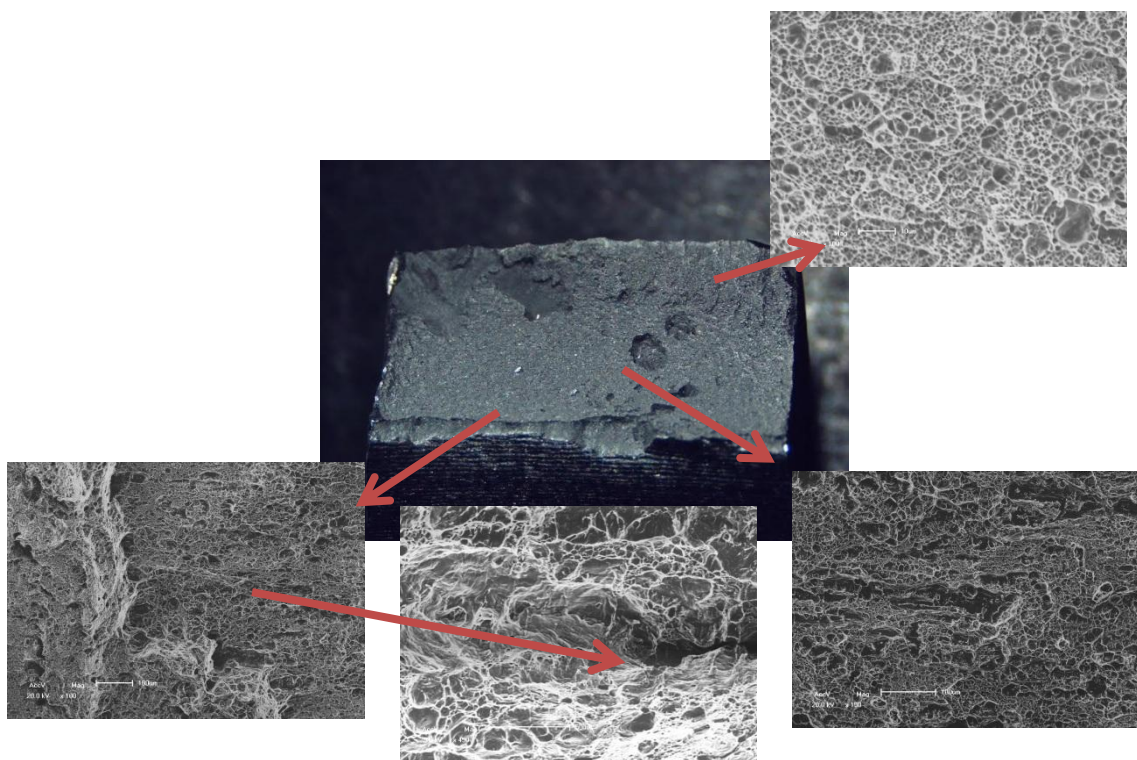


Figura 4.9 Imagens da superfície de fratura da amostra 1.

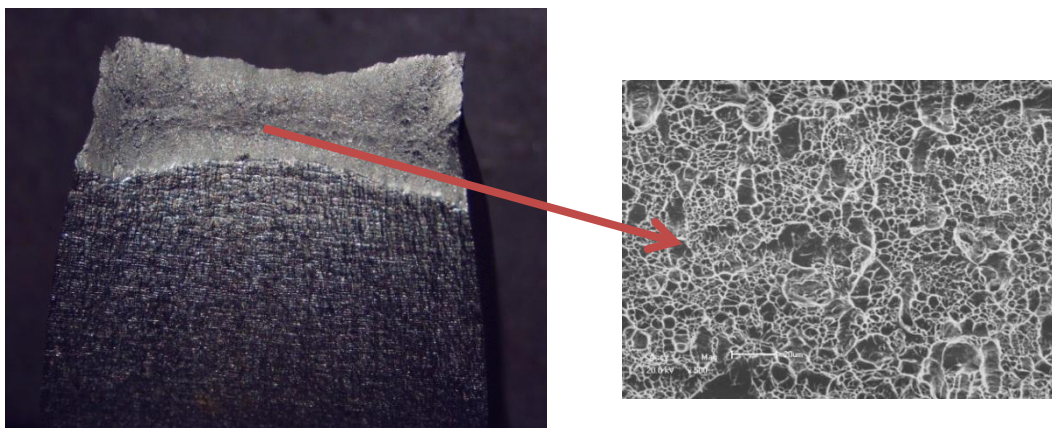
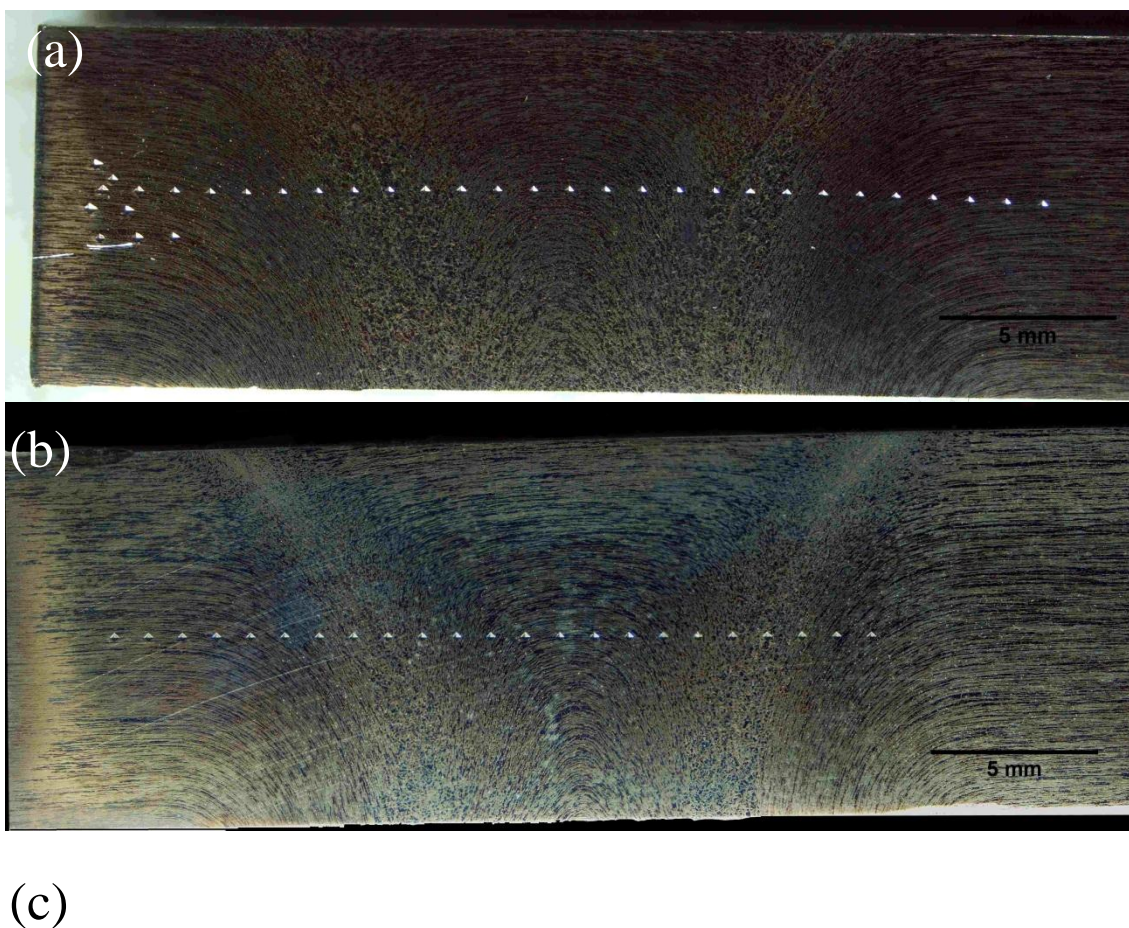


Figura 4.10 Imagens da superfície de fratura da amostra 2.

4.5 Ensaio de Microdureza

A partir dos perfis de microdureza, apresentados na Figura 4.11, é possível verificar a dureza na região da solda e do metal base. Portanto, pode-se verificar que houve pequena variação entre os valores obtidos, isso demonstra a homogeneidade da junta soldada, porém há alguma elevação na região central devido à variação microestrutural. Esse ensaio mostra mais uma vez a excelente qualidade da junta soldada quando comparada a outros processos de soldagem que envolvam fusão.



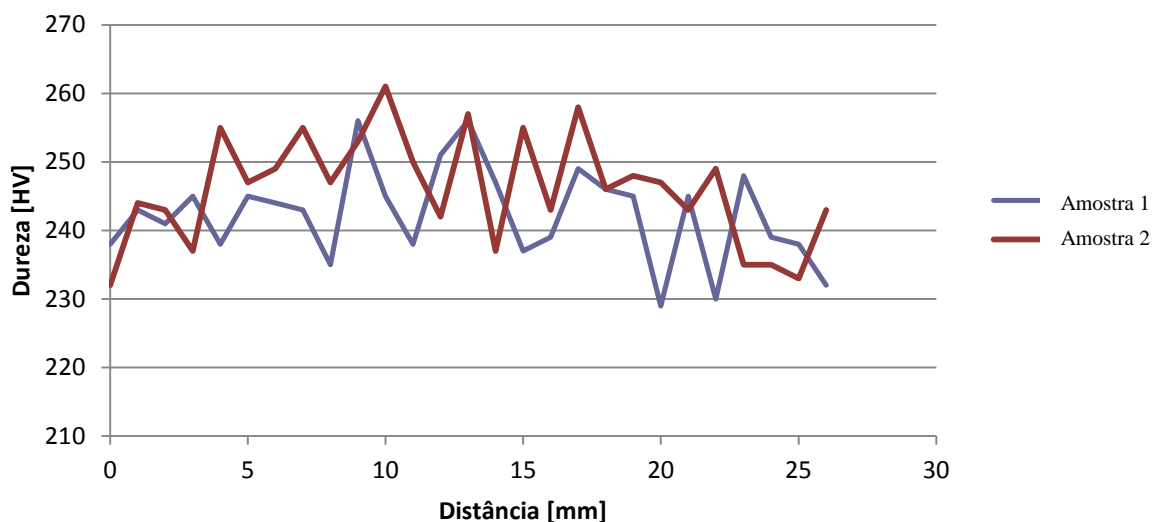


Figura 4.11 Perfis de microdureza das amostras (a) 1; (b) 2; (c) Resultados.

4.6 Ensaio de tração

O ensaio de tração permitiu determinar a resistência mecânica das juntas soldadas e do material base. O gráfico da Figura 4.12 apresenta as curvas tensão-deformação obtidas a partir dos dados do ensaio de tração das amostras na condição 1 e 2.

Os valores de limite de resistência e alongamento calculados a partir dos dados das curvas estão apresentados na Tabela 4.3. A partir dos valores obtidos é importante salientar que os mesmos estão de acordo com os requisitos da norma ASTM A790 (ASTM, 2015), a qual especifica um alongamento mínimo de 25% para o AID UNS S31803 e limite de resistência mínimo de 620MPa.

As Figuras 4.13 e 4.14 mostram os CPs após o ensaio de tração. Tendo em vista apenas os CPs após os ensaios de tração observa-se que a amostra 1 rompeu entre o material do tubo e o anel em uma das Zonas de Ligação (ZL) enquanto que a amostra 2 na região do metal base do tubo. Comparando os CPs rompidos observa-se que a amostra 2 apresenta uma deformação localizada o que caracteriza uma fratura com maior absorção de energia em comparação à amostra 1 a qual não apresenta tal deformação demonstrando características de uma fratura aparentemente menos dúctil.

Em um trabalho semelhante no qual foram executadas juntas soldadas por Eletrodo Revestido (FEDELE, 1999), os resultados de limite de resistência foram parecidos com o do presente trabalho. Na melhor condição, os autores obtiveram um valor de 785 MPa,

porém o alongamento desta condição foi de 27%, estando, portanto, abaixo do menor resultado obtido neste trabalho (condição 1) que apresentou o valor de 32%. Ainda, ao comparar com a melhor condição deste trabalho, observa-se que o alongamento é praticamente 50% superior ao alongamento da junta soldada por ER. Tal fato pode estar associado ao aumento da porcentagem de austenita na zona fundida e na ZAC da junta soldada por ER e consequente aumento do número de interfaces ferrita/austenita, as quais são locais preferenciais de precipitação de fases secundárias fragilizantes.

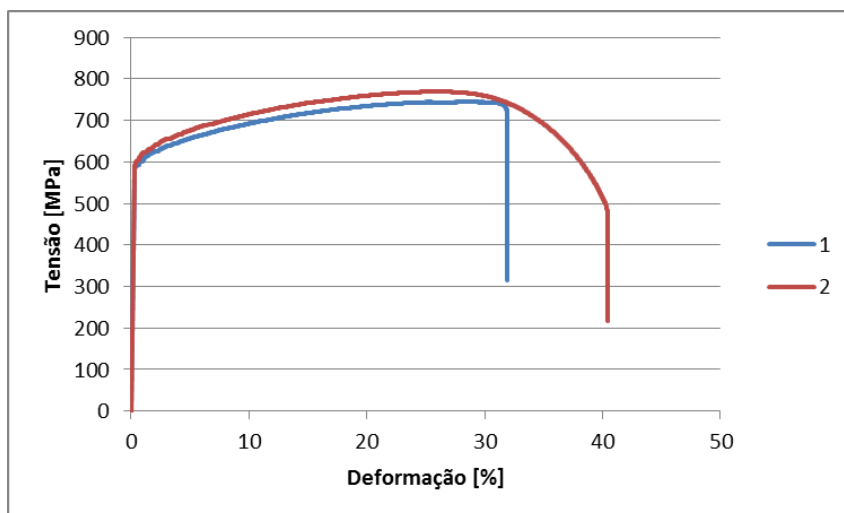


Figura 4.12 Curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração.

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de tração.

	Limite de resistência [MPa]	% de Alongamento
Amostra 1	750	32
Amostra 2	769	40
Metal Base (MB)	744	46
ASTM A790	620	25

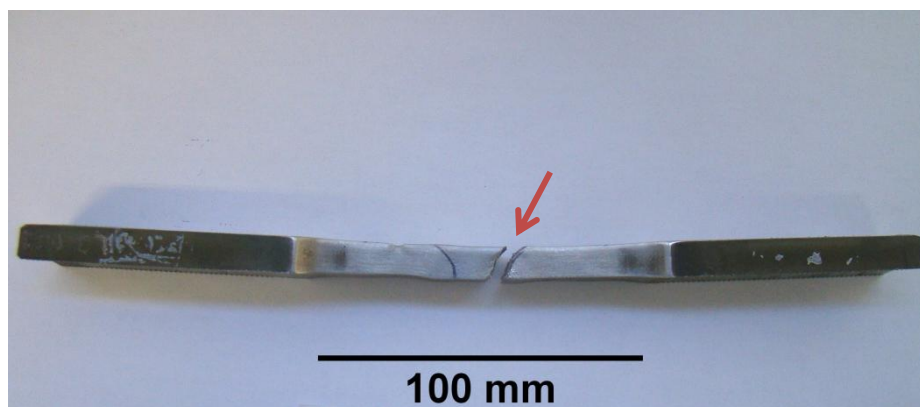


Figura 4.13 Amostra 1 após ensaio de tração com ruptura na interface de solda.

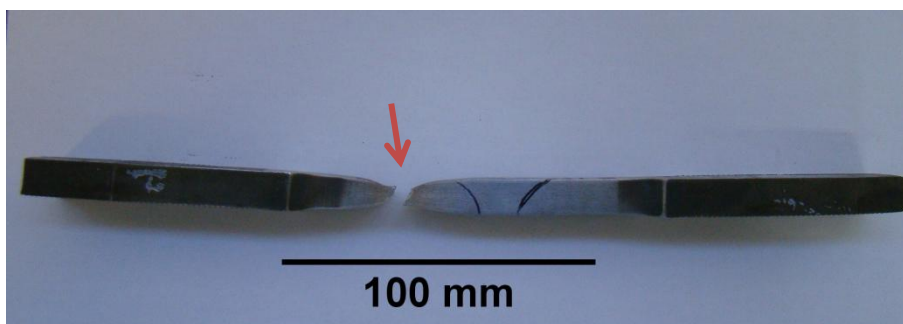


Figura 4.14 Amostra 2 após ensaio de tração com ruptura no metal base.

A partir dos resultados obtidos nos ensaios de tração é possível afirmar que as soldas obtidas através deste processo, com os parâmetros utilizados, são capazes de produzir juntas com resistências mecânicas iguais e até superiores ao metal base, entretanto, as juntas soldadas apresentam valores de alongamento inferiores ao do metal base. Na condição 2 obtiveram-se resultados superiores nesse requisito demonstrando um maior alongamento que a condição 1. Além disso, o fato da ruptura ter ocorrido fora da zona de soldada indica que o procedimento de soldagem utilizado foi satisfatório e que a ZTMA e ZL não podem ser consideradas as regiões com menor resistência mecânica junta.

Enfim, o fato de uma amostra ter rompido na junta soldada e outra no metal base não pode ser associado somente com a microestrutura do material, pois se verificou que a quantidade de fases intermetálicas na amostra 1 é menor que na amostra 2, porém a quantidade de ferrita na amostra 2 é superior à 1.

Considerando fatores relacionados ao processamento, analisando os parâmetros de soldagem utilizados em cada condição (Tabela 3.2) se observa que a condição 1 utiliza uma taxa de deslocamento inicial e taxa de carregamento menor, conseqüentemente obtêm-se um tempo de processamento maior, gerando mais energia, portanto alcançando maiores temperaturas. Este fato pode ser observado ao comparar a Figura 4.2.B que demonstra uma transformação da austenita na zona de ligação mais evidente do que na Figura 4.3.B. Todavia, a análise e influência dos parâmetros do processo serão analisados mais detalhadamente na dissertação de mestrado de Daniela Pissanti (PISSANTI, em andamento).

5.0 CONCLUSÕES

Com base nos ensaios realizados e nos resultados apresentados neste trabalho, podem-se chegar às seguintes conclusões:

- O processo FRIEX se mostrou um potencial para soldagem de tubos para esse material, apresentando soldas satisfatórias;
- Pelas análises realizadas a condição 2 apresentou melhores resultados quando comparada à 1;
- Os ensaios de tração mostraram que ambas as juntas soldadas atendem os requisitos da norma ASTM A790 (ASTM, 2015);
- A partir da metalografia e análise por EDS foi possível verificar a presença da fase chi na zona ZTMA da solda. A análise de imagens verifica-se as quantidades de 0,07% para amostra 1 e 0,36% para amostra 2 de intermetálicos as quais se encontram em níveis abaixo do limite permitido pela recomendação técnica DNV-OS-F101:2013;
- A porcentagem de ferrita e austenita nas juntas soldadas estão em proporções dentro da aceitável pela norma DNV-OS-F101:2013 (DNV-OS-F101, 2013);
- As durezas medidas estão todas de acordo com o estipulado pela norma ASTM A790 (ASTM, 2015);

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão, este estudo pode ser aprofundado e complementado com a realização dos seguintes trabalhos futuros:

- Verificação de juntas soldadas realizadas com outras variações de parâmetros;
- Análise da influência de cada parâmetro na qualidade das juntas soldadas;
- Avaliar e analisar um número maior de corpos-de-prova após tração e analisar a relação dos resultados com a porcentagem de ferrita e austenita do material;

7.0 BIBLIOGRAFIA

ASM Handbook: Surface engineering. American Society for Metals, Ohio, 1994.

ASTM. **ASTM E1245-03 Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.** 2008.

ASTM. **ASTM E562-11 Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.** 2011.

ASTM. **ASTM A790 - Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic / Austenitic Stainless Steel.** p. 1–10, 2015.

BSSA (British Stainless Steel Association). **Introduction to Stainless Steel.** 2011.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction.** John Wiley & Sons, 2007.

CHARLES, J. **Super duplex stainless steel structure and properties.** Le Ulis, França. 1991.

CHARLES, J. **Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels.** Arcelor Mittal Stainless. Disponível em: <<http://www.worldstainless.org/>>. Acesso em 10.nov 2015.

DENYS, N. **Development of the FRIEX welding process.** Instituto Belga de Soldagem. 2009.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica.** 2ed. McGraw-Hill. 1976.

DNV-OS-F101. **Submarine pipeline systems.** 2013.

DUNKERTON, S. B. **Welding research.** Supplement to the Welding Journal, August, 1986.

DUPLEX 2205. Disponível em: <http://megamex.com/span/stainless_2205.html>. Acesso em: 15 nov. 2015.

ESCRIBA, D. M. et al. **Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel.** Materials Characterization, v. 60, n. 11, p. 1214–1219, 2009.

FAES, K. et al. **New friction welding process for pipeline girth welds - parameter optimization.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, v. 221, n. 5, p. 897–907, 2007.

- FAES, K. et al. **New friction welding process for pipeline girth welds – parameter optimization**. v. 221, p. 1–12, 2007.
- FAES, K. et al. **Influence of forge pressure on properties of friction welded pipelines using intermediate ring**. Science and Technology of Welding and Joining, v. 13, n. 5, p. 445–451, 2008.
- FAES, K. et al. **Parameter optimisation for automatic pipeline girth welding using a new friction welding method**. Materials & Design, v. 30, n. 3, p. 581–589, 2009.
- FAES, K. et al. **New friction welding process for pipeline girth welds—welding time optimisation**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 43, n. 9-10, p. 982–992, 2009.
- FALKLAND, et al. Duplex Stainless Steels. In: **Uhlig’s Corrosion Handbook**. John Wiley & Sons, Inc., 2011. p. 695–706.
- FEDELE, E. R. **Soldagem Multipasse Do Aço Inoxidável Duplex Uns S31803 Por Eletrodo Revestido**. 1999.
- GENTIL, V. **Corrosão**. LTC, 2007.
- GUNN, R. **Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications**. p. 219, 1997.
- ISO 6892-1:2013- **Materiais Metálicos-Ensaio de tração**. 2013.
- KARLSSON, L. et al. **Welding of duplex stainless steel - properties of SMAW, FCAW and SAW welded joints**. Beaune, França. 1991.
- KARLSSON, L. **Welding duplex and super duplex stainless steels Anti-Corrosion Methods and Materials**, 1995.
- NASSAU, L. V. **Welding duplex and super-duplex stainless steel**. In: Welding in the World. p. 322–343. 1993.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Wiley-Interscience, 2005.
- NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.
- NUNES, E. B. **Propriedades Mecânicas e Caracterização Microestrutural na Soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. Dissertação de Mestrado- Universidade Federal do Ceará. 2009.
- OLIVEIRA, R. G. **Produção e reciclagem de aços inoxidáveis**. 2009.
- PADILHA A.F. et al. Stainless Steel heat treatment. In: **Steel heat treatment handbook**. p. 695–739. 2007.

PISSANTI, D. R. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, em andamento.

REICK, et al. **O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex.** In: Metalurgia e Materiais. p. 551–563, 1992.

SANDVIK. Sandvik Materials Technology. 2012.

SENATORE, M. et al. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis aisi 304l/316L.** v. 3, n. c, p. 1–12, 2004.

SOLOMON, M. et al. **A tale of two fases.** Conference Duplex Stainless Steel's82- Proceedings. St. Louis. 1982

SANTOS, T.F.A. **Correlating Microstructure and Performance of UNS S32750 and S32760 Superduplex Stainless Steel Friction Stir Welds.** INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE. Maui, EUA: 2011

THOMAS, W. **Friction Stir Welding an introduction to innovative variant techniques for the aluminium industry.** International Aluminium Congress and Exposition. Queretaro, Mexico: 2010

ZUCAS, R. A. **Aços Inoxidáveis Duplex: Características, aplicação na indústria de Óleo & Gás e soldabilidade.** p. 1–11, 2004.