

UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA E PRODUÇÃO
PROGRAMA DE MESTRADO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DA SOLDAGEM DO AÇO AISI 444 EM
APLICAÇÕES DE REVESTIMENTO DE TORRES DE DESTILAÇÃO**

Autor: Rodrigo Freitas Guimarães

Coordenador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias

Fortaleza, Ceará

Abril de 2004

SUMÁRIO

<u>1</u>	<u>INTRODUÇÃO.....</u>	<u>6</u>
<u>2</u>	<u>OBJETIVOS.....</u>	<u>9</u>
2.1	OBJETIVOS ESTRATÉGICOS.....	9
2.2	OBJETIVO ESPECÍFICO	9
<u>3</u>	<u>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</u>	<u>10</u>
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS.....	10
3.2	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	12
3.2.1	AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS	12
3.2.2	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	12
3.2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX (AUSTENO-FERRÍTICOS)	13
3.2.4	AÇOS INOXIDÁVEIS ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO	13
3.3	AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS	13
3.3.1	ASPECTOS METALÚRGICOS.....	16
3.3.2	TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL (TTDF)	22
3.3.3	A FRAGILIZAÇÃO A 475°C	23
3.3.4	PRECIPITAÇÃO DE FASES INTERMETÁLICAS	24
3.3.5	FRAGILIZAÇÃO A ALTAS TEMPERATURAS.....	24
3.3.6	DUCTILIDADE DAS REGIÕES SOLDADAS.....	24
3.3.7	SENSITIZAÇÃO.....	25
3.3.8	FRAGILIZAÇÃO PELO CRESCIMENTO DE GRÃO	26
3.4	SOLDABILIDADE.....	27
3.5	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	29
3.5.1	BAIXA ENERGIA DE SOLDAGEM	29
3.5.2	UTILIZAÇÃO DE METAL DE ADIÇÃO	30
3.5.3	TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM.....	30
3.6	AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444.....	31
3.6.1	CARACTERIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444.....	34
3.6.2	FRAGILIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444	37
3.6.3	CARACTERIZAÇÃO DA ZAC DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444	39

3.6.4	O EFEITO DO ENSAIO DE DOBRAMENTO A FRIO DE CHAPAS DE AÇO AISI 444 NO SURGIMENTO DA FRAGILIZAÇÃO	43
3.6.5	COMPORTAMENTO CORROSIVO DO AÇO AISI 444 SOLDADO EM MEIO DE PETRÓLEO PESADO	47
4	<u>MATERIAIS E MÉTODOS</u>	50
4.1	MATERIAIS	50
4.1.1	AÇO UTILIZADO	50
4.1.2	ELETRODOS UTILIZADOS	50
4.1.3	EQUIPAMENTOS PARA SOLDAGEM.....	51
4.1.4	EQUIPAMENTOS PARA OS ENSAIOS METALOGRAFICOS	51
4.1.5	EQUIPAMENTO PARA TRATAMENTO TÉRMICO	51
4.2	METODOLOGIA	51
4.2.1	ESTUDO DA FADIGA TÉRMICA	51
4.2.2	DEFINIÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM PARA AVALIAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE FRAGILIZAÇÃO DO AISI 444	56
4.2.3	CORPOS DE PROVA PARA TESTES DE SUSCETIBILIDADE À CORROSÃO NAFTÊNICA.....	56
5	<u>CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO DA PARTE PRÁTICA</u>	58
6	<u>ORÇAMENTO.....</u>	59
7	<u>BIBLIOGRAFIA</u>	60

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 1. CORTE DE UM SEGMENTO DA TORRE INDICANDO A DISPOSIÇÃO DO “LINING”.....	7
FIGURA 2. REPRESENTAÇÃO DO DETALHE DA SOLDAGEM DO “LINING”.....	7
FIGURA 3 - MODIFICAÇÕES DE COMPOSIÇÃO A PARTIR DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 304 VISANDO PROPRIEDADES ESPECIAIS (PADILHA & GUEDES, 1994).....	11
FIGURA 4. RELAÇÕES ENTRE AS VÁRIAS GRADES PADRÕES DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).....	16
FIGURA 5. DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FE-CR (HONEYCOMBE & BADESHIA, 1995).....	17
FIGURA 6. FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA DA SOLDA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO QUE ATRAVessa O CAMPO BIFÁSICO ($\alpha + \gamma$). A – METAL DE BASE, B – REGIÃO BIFÁSICA (ZAC), C – REGIÃO DE CRESCIMENTO DE GRÃO (ZAC) E D – ZONA FUNDIDA (MODENESI ET AL, 1992)....	19
FIGURA 7. – VARIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO MÉDIO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE TRATAMENTO PARA DOIS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS COM 17% DE CROMO. (A) SEM NIÓBIO E (B) COM 0,6% DE NIÓBIO E $\%(C+N)=0,08$ (MODENESI ET AL, 1992).....	20
FIGURA 8. – EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO SOBRE A TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO DE UM AÇO COMERCIAL COM 17% CROMO (MODENESI ET AL, 1992).....	20
FIGURA 9. COMPARAÇÃO DE CUSTOS E RESISTÊNCIA A CORROSÃO LOCALIZADA ENTRE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS E AUSTENÍTICOS.....	22
FIGURA 10. DIAGRAMA DE FASES PSEUDO-BINÁRIO PARA UMA LIGA FE-18%CR, COM VARIAÇÕES NOS TEORES DE CARBONO (SEDRICKS, 1996).....	26
FIGURA 11. MICROESTRUTURA TÍPICA DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444. TAMANHO DE GRÃO ASTM 6 A 8.....	33
FIGURA 12. AISI 444 COMO RECEBIDO. AUMENTO 50X (NETO, 2004).....	34
FIGURA 13. AISI 444 COMO RECEBIDO. ANÁLISE DISPERSIVA DE RAIOS-X (NETO, 2004).....	35
FIGURA 14. AISI 444 COMO RECEBIDO. AUMENTO 200X (NETO, 2004).....	35
FIGURA 15. ANÁLISE DISPERSIVA DE RAIOS X (EDX) DAS PRECIPITAÇÕES MOSTRADAS NA FIGURA 14 (NETO, 2004).....	36
FIGURA 16. GRÁFICOS DE EPR-DL DAS AMOSTRAS NO ESTADO COMO RECEBIDO (NASCIMENTO, 2004).....	36
FIGURA 17. COMPORTAMENTO DA DUREZA NORMALIZADA (NASCIMENTO, 2004).....	37
FIGURA 18. COMPORTAMENTO DA DUREZA NORMALIZADA (NASCIMENTO, 2004).....	38
FIGURA 19. ESPECTRO DE ANÁLISE POR ENERGIA DISPERSIVA DE RAIOS-X DE UMA AMOSTRA DE AÇO AISI 444 SUBMETIDA A UM TRATAMENTO TÉRMICO DE 475°C POR 100 HORAS (NASCIMENTO, 2004).....	38
FIGURA 20. ZAC DO AÇO AISI 444. (A) ENSAIO 3. (B) ENSAIO 6. AUMENTO DE 50X (NETO, 2004).	40

FIGURA 21. ZAC DO AÇO AISI 444. (A) ENSAIO 1. (B) ENSAIO 4. AUMENTO DE 50X (NETO, 2004).	40
FIGURA 22. PRECIPITAÇÃO DE POSSÍVEIS CARBONETOS E/OU CARBONITRETOS LOGO ABAIXO DA LINHA DE FUSÃO. AUMENTO DE 500X (NETO, 2004).....	41
FIGURA 23. MICROSCOPIA ELETRÔNICA ZAC. 200X. ENSAIO 3 (NETO, 2004).....	41
FIGURA 24. PRECIPITAÇÕES LOGO ABAIXO DA LINHA DE FUSÃO. 4000X. ENSAIO 6 (NETO, 2004) ..	42
FIGURA 25. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ZAC PARA AMOSTRA SOLDADA COM O ELETRODO AWS E316L-17 E ENERGIA DE SOLDAGEM DE 5,2 KJ/CM (NETO, 2004).....	43
FIGURA 26. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ZAC PARA AMOSTRA SOLDADA COM O ELETRODO AWS E309MoL-16 E ENERGIA DE SOLDAGEM DE 5,4 KJ/CM (NETO, 2004).....	43
FIGURA 27. CORTE A-A DA REGIÃO DA CHAPA DEFORMADA ONDE FORAM LEVANTADOS OS PERFIS DE MICRODUREZA AO LONGO DA ESPESSURA (NETO, 2004).....	44
FIGURA 28. SEÇÃO TRANSVERSAL DO DOBRAMENTO EM U TRATADO A 475°C DURANTE 10 HORAS. AUMENTO 50X (NETO, 2004).	44
FIGURA 29. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ESPESSURA DA CHAPA NO ESTADO SEM DEFORMAÇÃO, DOBRADO EM U E DUPLO U, SEM TRATAMENTO TÉRMICO (NETO, 2004).....	45
FIGURA 30. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ESPESSURA DA CHAPA, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO, NO ESTADO SEM DEFORMAÇÃO, DOBRADO EM U E DUPLO U (NETO, 2004).....	45
FIGURA 31. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ESPESSURA DA CHAPA DOBRADA EM U COM E SEM TRATAMENTO TÉRMICO (NETO, 2004).....	46
FIGURA 32. PERFIL DE MICRODUREZA AO LONGO DA ESPESSURA DA CHAPA DOBRADA EM DUPLO U COM E SEM TRATAMENTO TÉRMICO (NETO, 2004).....	46
FIGURA 33. (A) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DA SUPERFÍCIE DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO. AUMENTO DE 100X. (B) EDX DA RESPECTIVA REGIÃO. E316L-17 5,2 KJ/CM (NETO, 2004).....	48
FIGURA 34. (A) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DA SUPERFÍCIE DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO. AUMENTO DE 200X. (B) EDX DA RESPECTIVA REGIÃO. E316L-17 12,4 KJ/CM (NETO, 2004)...	48
FIGURA 35. (A) MICROSCOPIA ELETRÔNICA DA SUPERFÍCIE DO METAL DE SOLDA DEPOSITADO. AUMENTO DE 200X. (B) EDX DA RESPECTIVA REGIÃO. E309MoL-16 12,8 KJ/CM (NETO, 2004).	48
FIGURA 36. SUPERFÍCIE DA ZAC. ENSAIO 3 (NETO, 2004).....	49
FIGURA 37. SUPERFÍCIE DA ZAC. ENSAIO 1 (NETO, 2004).....	49
FIGURA 38. MICROTRINCA ENTRE O METAL DE BASE E O METAL DE SOLDA EM AMOSTRA SOLDADA COM ELETRODO AWS E316L-17 E ENERGIA DE 12,4 KJ/CM. AUMENTO DE 100X. (NETO, 2004).	49
FIGURA 39. FONTE INVERSAL 300 – LABSOLDA/UFSC.....	51

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DE ALGUNS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS (WELDING HANDBOOK, 1991).	14
TABELA 2. TEORES DE INTERSTICIAIS PARA BOAS DUCTILIDADES E RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA CONDIÇÃO SOLDADA EM LIGAS FE-CR (MODENESI ET AL, 1992).	27
TABELA 3. EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA RESISTÊNCIA A CORROSÃO DE UM AÇO INOXIDÁVEL TIPO AISI 446 (MODENESI ET AL, 1992).	28
TABELA 4. TEMPERATURAS DE TRANSIÇÃO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DE TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLDAS DE LIGAS FE-17%CR (MODENESI ET AL, 1992).	31
TABELA 5. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 444, % EM MASSA (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).	31
TABELA 6. PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.	32
TABELA 7. PROPRIEDADES FÍSICAS TÍPICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.	32
TABELA 8. VALORES OBTIDOS NOS ENSAIOS DE DUREZA BRINNEL PARA AS AMOSTRAS NAS DIVERSAS CONDIÇÕES ANALISADAS (NASCIMENTO, 2004).	37
TABELA 9. TAMANHO DE GRÃO ASTM PARA A ZAC GRÃO GROSSO DOS ENSAIOS REALIZADOS (NETO, 2004).	39
TABELA 10. CARACTERIZAÇÃO DO PETRÓLEO UTILIZADO NO ENSAIO (NETO, 2004).	47
TABELA 11. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS ELETRODOS SEGUNDO FABRICANTE (% EM MASSA).	47
TABELA 12. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 444 (% EM MASSA).	50
TABELA 13. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 316 (% EM MASSA).	50
TABELA 14. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO ASTM 516 GRAU 60 (% EM MASSA).	50
TABELA 15. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS ELETRODOS SEGUNDO FABRICANTE (% EM MASSA).	50
TABELA 16. CRONOGRAMA SEGUNDO ETAPAS DE DESENVOLVIMENTO.	58
TABELA 17. ORÇAMENTO PARA MATERIAL DE CONSUMO E MÃO-DE-OBRA.	59

1 INTRODUÇÃO

O petróleo, devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas, tais como: compostos orgânicos sulfurados, nitrogenados, oxigenados, organo-metálicos, água, sais minerais e areia, apresenta um elevado grau de corrosividade. Este aspecto exige dos diversos tipos de materiais, empregados nas unidades de destilação e de processamento do petróleo, uma elevada resistência à corrosão, em especial a corrosão causada pela ação dos ácidos naftênicos.

Os materiais usados para o controle da corrosão por compostos de enxofre têm apresentado bons resultados em algumas aplicações em meios naftênicos.

Os aços austeníticos AISI 316 e 317 são empregados na maioria das condições por serem os mais resistentes, mas mesmo assim podem apresentar ataque localizado. A presença do molibdênio nestes aços tem sido apontada como responsável pela sua maior resistência ao ataque dos ácidos naftênicos.

Outros materiais que apresentam boa resistência à corrosão naftênica são as ligas de alumínio, de nióbio e ligas especiais de níquel (inconel e hasteloy).

A corrosão naftênica tem sido verificada em diversas partes dos equipamentos de refino, tais como: linhas de transferência, torres de destilação (a vácuo e atmosférica), bandejas etc. Este problema, na maioria das vezes, exige a aplicação de técnicas especiais de recuperação destes componentes desgastados, causando aumento de custos de manutenção e de produção. Dependendo do grau de corrosão, pode também ser necessária a parada da unidade envolvida, para a substituição dos componentes e/ou equipamentos danificados.

Esta situação torna-se especialmente grave quando se utiliza petróleo de mais baixa qualidade (como por exemplo, o marlim e o bachaquero). Estes tipos de petróleo, com baixa aceitação internacional terminam sendo empregados nas diversas unidades de refino da PETROBRAS e danificam as paredes das torres de destilação que não foram previamente projetadas para resistir à corrosão naftênica.

As torres de destilação, atualmente em operação nas diversas unidades de refino da PETROBRAS, são normalmente fabricadas com chapas de aço ASTM A-516 Gr.60 com "clad" de aço inoxidável AISI 405.

Os elevados teores de enxofre presentes nos óleos de mais baixa qualidade atacam, por corrosão naftênica, o "clad" de aço AISI 405, expondo o aço estrutural ao contato com o meio agressivo, acelerando o processo de degradação da torre.

Este processo de degradação exige uma intervenção durante as paradas. Atualmente, na maioria dos casos, a recuperação da região desgastada é feita pela aplicação de "lining" de aço inoxidável AISI 316-L de 3,0 mm de espessura e largura de

100 mm (para $T > 350\text{ }^{\circ}\text{C}$) e de 150 mm (para $T < 350\text{ }^{\circ}\text{C}$). O comprimento das chapas é de 1.500 mm. A Figura 1 apresenta um corte de segmento de uma torre ilustrando a disposição do “lining”.

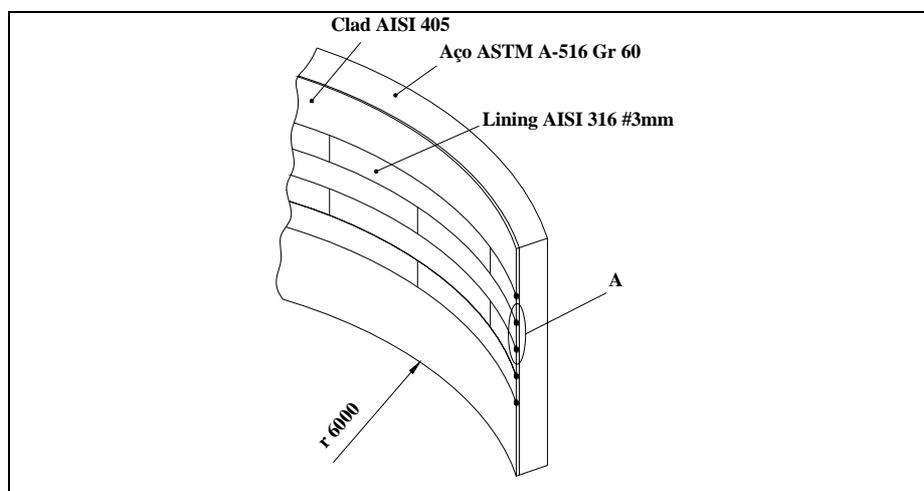


Figura 1. Corte de um segmento da torre indicando a disposição do “lining”.

Embora o uso do aço AISI 316-L garanta uma boa resistência à corrosão naftênica, surgem trincas na zona afetada pelo calor da solda após um determinado período de operação da unidade, conforme está ilustrado na Figura 2. Estas trincas podem estar associadas a problemas metalúrgicos na ZAC e, principalmente, aos esforços causados pela dilatação e contração do conjunto (“lining” e parede da torre) associados aos efeitos da camada de gás retida entre o “lining” e a parede da torre.

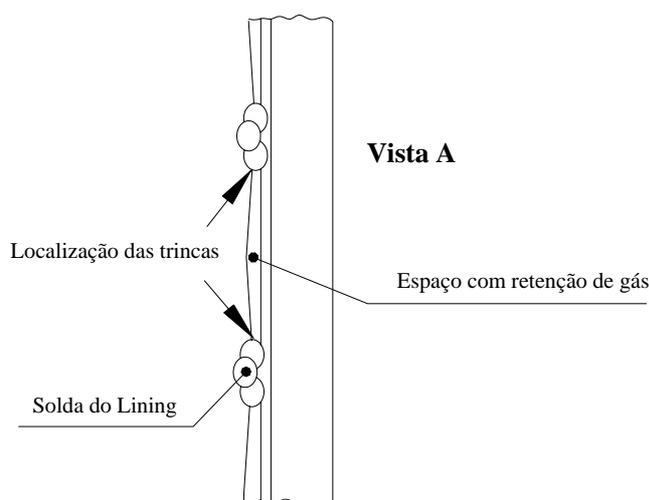


Figura 2. Representação do detalhe da soldagem do “lining”.

Uma técnica alternativa para a recuperação dessas torres seria a aplicação de um “lining” de aço inoxidável ferrítico AISI 444, que apresenta resistência à corrosão comparável à do aço AISI 316, possui resistência à corrosão sob tensão superior e coeficientes de expansão térmica mais próximos dos coeficientes do próprio material das

torres de destilação, o que proporciona uma expansão térmica mais uniforme na união entre os dois materiais. Seus elevados teores de cromo proporcionam melhor resistência à oxidação e a ausência de níquel resulta em boas propriedades em meios contendo enxofre em elevadas temperaturas. Os seus baixos teores de carbono e nitrogênio proporcionam um aumento considerável tanto na tenacidade como na soldabilidade, embora, a tenacidade caia para maiores espessuras, além de ter um baixo custo quando comparado aos aços austeníticos.

A referida proposta de dissertação de Mestrado é na verdade parte integrante de um projeto maior sobre o estudo da utilização de um material que (soldado como revestimento de linhas de transferência, torres de destilação, bandejas etc.) seja resistente à corrosão naftênica que vem ocorrendo nas diversas unidades de refino da PETROBRÁS.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo específico

Estudar a viabilidade da aplicação de um “lining” de aço inoxidável ferrítico AISI 444 como uma técnica alternativa para a recuperação das torres de destilação presentes nas diversas unidades de refino da PETROBRÁS, para substituir o aço AISI 316-L, usado atualmente, mas que tem apresentado problemas com o surgimento de trincas na zona afetada pelo calor da solda após um determinado período de operação da unidade.

2.2 Objetivos estratégicos

1. Desenvolver técnicas e procedimentos de soldagem e revestimentos (weld overlay, lining e aspensão térmica) para aplicações diversas na indústria do petróleo e gás natural.
2. Capacitar a Sub Rede de União e Revestimento de Materiais do NO/NE como um centro de excelência em soldagem e revestimento de materiais.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

A extração do minério de ferro e a sua transformação em aço, nos últimos cinco mil anos, sofreram um enorme e contínuo desenvolvimento tecnológico. No início do século passado, a experiência das gerações anteriores passou a ser reavaliada de uma maneira sistemática e científica pelos metalurgistas. Apesar deste esforço, um problema permaneceu sem solução até o início do século XX: as estruturas de ligas ferrosas não eram suficientemente resistentes à corrosão (Padilha & Guedes, 1994).

No início do século passado, este problema começava a ser solucionado em vários países simultaneamente. Na Inglaterra, Harry Brearley, em dois trabalhos não publicados datados de fevereiro de 1912, descrevia suas experiências em ligas resistentes a corrosão, contendo 12,8% de cromo e 0,24% de carbono. Estavam descobertos os aços inoxidáveis martensíticos. Nos Estados Unidos da América, em setembro de 1911, Christiam Dantsizen iniciava suas experiências com ligas contendo 14 a 16% de cromo e com baixo teor de carbono (de 0,007 a 0,015%), preparadas utilizando-se cromo e ferro-cromo obtidos por aluminotermia. Estavam descobertos os aços inoxidáveis ferríticos. Já em 1915, Christiam Dantsizen sugeriu a utilização destas ligas na construção de turbinas; um procedimento utilizado até hoje pelos engenheiros projetistas. Em outubro de 1912, a firma Fried. Krupp deu entrada no setor de patentes do império alemão ("Reichspatentamt"), em Berlim, com a "fabricação de objetos que exigem alta resistência à corrosão". Nasceram os aços inoxidáveis austeníticos contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25 % de carbono (Padilha & Guedes, 1994).

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis não parou por aí. Hoje, as normas de cada país apresentam dezenas de composições diferentes, desenvolvidas para aplicações e exigências específicas, conforme indica a Figura 3, para os aços da norma americana AISI (Padilha & Guedes, 1994).

Os aços inoxidáveis são uma liga de aços com alta resistência a corrosão e a oxidação, contendo de 10 a 30% de cromo com ou sem a presença de outros elementos de liga. Poucos aços inoxidáveis contêm cromo com mais de 30% ou ferro com menos de 50%. Estes aços conseguem suas características inoxidáveis devido a formação na superfície de uma camada passiva de óxido rica em cromo invisível e aderente, formada devido a presença do oxigênio. Se esta camada de óxido for removida, o aço inoxidável estará sujeito ao ataque corrosivo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

A taxa com que o aço inoxidável desenvolve sua camada de óxido depende do percentual de cromo presente no aço (Welding Handbook, 1991). Esta camada protetora é formada espontaneamente pela exposição do metal ao ar ou, mais rapidamente, pelo uso

envolvem a exposição do aço inoxidável a temperaturas elevadas ou criogênicas (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Modificações na composição dos aços inoxidáveis são feitas às vezes para facilitar sua produção. Por exemplo, as suas composições básicas são alteradas para tornar mais fácil a fabricação de tubulações e carcaças de aço inoxidável. Modificações similares são feitas para a produção dos eletrodos de aço inoxidável, aqui as combinações do revestimento do eletrodo e da composição da alma do eletrodo são usadas para produzir o metal de solda depositado com a composição desejada (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

3.2 Classificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são comumente divididos em cinco grupos: martensíticos, ferríticos, austeníticos, duplex (austeno-ferríticos) e os endurecíveis por precipitação (Metals Handbook, 1990).

Os aços inoxidáveis são classificados e designados pela “American Iron and Steel Institute” (AISI) de acordo com a composição química. Os aços inoxidáveis austeníticos ao Cr-Ni-Mn são da série 2XX, os austeníticos ao cromo-Ni são da série 3XX e os aços inoxidáveis ferríticos ao cromo e os martensíticos pertencem à série 4XX. Os inoxidáveis endurecidos por precipitação são atribuídos com base no cromo e níquel presentes. Onde na série 2XX, o manganês (Mn) é substituído por níquel (Ni) (Welding Handbook, 1991).

Como o trabalho vai abordar o aço inoxidável ferrítico, o mesmo será discutido num tópico à parte.

3.2.1 Aços Inoxidáveis Martensíticos

São ligas Fe-cromo magnéticas, que contêm geralmente entre 12 e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono (em alguns casos podendo chegar até 1%C) e que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Devido à sua elevada temperabilidade, estas ligas podem apresentar uma estrutura completamente martensítica mesmo após um resfriamento ao ar calmo. São, portanto, ligas endurecíveis por tratamento térmico, sendo usadas, em geral, no estado temperado e revenido. Sua resistência à corrosão é inferior a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos. São particularmente adequadas para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido como, por exemplo, em componentes de turbinas a gás ou vapor, mancais e peças de cutelaria (Modenesi et al, 1992).

3.2.2 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Esta classe inclui, principalmente, ligas Fe-cromo-Ni, embora existam ligas em que parte ou todo o níquel é substituído por manganês e nitrogênio. Apresentam estrutura

predominantemente austenítica (estrutura CFC), não sendo endurecíveis por tratamento térmico, não magnéticos, geralmente são recozidos e trabalhados a frio. Alguns aços austeníticos tendem a tornar-se ligeiramente magnéticos após o trabalho frio. Estes aços formam o grupo mais numeroso e utilizado dos aços inoxidáveis. Contêm entre cerca de 6 e 26% de níquel, 16 e 30% de cromo e menos de 0,30% de carbono. Apresentam, a temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento, limite de resistência alto e uma elevada ductilidade. São, entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência à corrosão. São inúmeras as suas utilizações. Encontram aplicações na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e em diversos outros casos em que boa resistência à corrosão, facilidade de limpeza e ótimas características de fabricação são necessárias (Modenesi et al, 1992).

3.2.3 Aços Inoxidáveis Duplex (austeno-ferríticos)

São ligas Fe-cromo-Ni-Mo que possuem uma estrutura mista de ferrita CCC e austenita CFC. A quantidade exata de cada fase presente é função da composição química do aço e do tratamento térmico. A maioria das ligas possui aproximadamente quantidades iguais de cada fase na condição de recozido. Os principais elementos de liga são cromo e níquel, mas nitrogênio, molibidênio, silício, cobre e tungstênio podem ser adicionados para um balanço do controle estrutural e para melhorar certas características de resistência a corrosão (Metals Handbook, 1990).

3.2.4 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação

Essas ligas, usualmente, contêm de 10 a 30% de cromo, junto com variações nas quantidades de níquel e molibdênio. As fases precipitadas endurecidas são formadas pela adição de cobre, alumínio, titânio e nióbio. São capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica, pela formação de martensita e/ou finos precipitados, com ductilidade e tenacidade superiores a outros aços de resistência similar em junção com boa resistência à corrosão e oxidação. De acordo com a sua estrutura após solubilização, estes aços podem ser divididos em martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos (Modenesi et al, 1992).

3.3 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr com suficiente quantidade de cromo ou cromo mais outros elementos estabilizantes da ferrita, tais como alumínio, nióbio, molibdênio e titânio, para inibir a formação de austenita no aquecimento (Welding Handbook, 1991). Essas ligas são chamadas ferríticas devido sua estrutura permanecer geralmente ferrítica (cúbica de corpo centrado – ferro α) nas condições normais de tratamento térmico. Os aços inoxidáveis ferríticos são de interesse dos engenheiros projetistas porque eles fornecem aproximadamente a mesma resistência à corrosão

oferecida pelos aços austeníticos, mas a um custo mais baixo devido aos baixos teores de níquel presente. Todavia, os ferríticos são de uso mais restrito que os austeníticos, pois, possuem baixas ductilidade e soldabilidade (Smith, 1993).

A composição química de alguns aços inoxidáveis ferríticos é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição Química de alguns Aços Inoxidáveis Ferríticos (Welding Handbook, 1991).

Tipo	Composição Química (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
405	0,08	1,00	1,00	11,5 - 14,5		0,04	0,03	0,10 - 0,30 Al
409	0,08	1,00	1,00	10,5 - 11,75		0,045	0,045	Ti min - 6x%C
430	0,12	1,00	1,00	16,0 - 18,0		0,04	0,03	
434	0,12	1,00	1,00	16,0 - 18,0		0,04	0,03	0,75 - 1,25 Mo
442	0,20	1,00	1,00	18,0 - 23,0		0,04	0,03	
444	0,025	1,00	1,00	17,5 - 19,5	1,00	0,04	0,03	1,75 - 2,5Mo; 0,035N Max; (Cb+Ta) min - 0,2+4(%C+%N)
446	0,20	1,50	1,00	23,0 - 27,0		0,04	0,03	0,25N
26-1	0,06	0,75	0,75	25,0 - 27,0	0,50	0,04	0,020	0,75 - 1,50Mo; 0,020 - 1,0Ti; 0,04N; 0,2Cu

Para superar os problemas de baixa ductilidade dos aços inoxidáveis ferríticos padrões, novos ferríticos com teores muito baixos de carbono e nitrogênio têm sido desenvolvidos, o que também melhora a soldabilidade.

As ligas de baixo (11%) cromo (405 e 409, o último sendo mais largamente usado) têm boa resistência à corrosão e oxidação e são, ainda, de fácil fabricação a baixo custo (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

As ligas de cromo (16 a 18%) intermediário (430 e 434) são usadas para ornamentos automotivos e utensílios de cozinha. Essas ligas não são tão fáceis de fabricar como as de baixo cromo, devido a sua baixa tenacidade e soldabilidade (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

As ligas de alto (19 a 30%) cromo (442 e 446), freqüentemente referidas como superferríticas, são usadas para aplicações que exigem um alto nível de resistência à corrosão e oxidação. Essas ligas, normalmente, contêm alumínio ou molibdênio e têm baixíssimos teores de carbono. Sua fabricação é possível devido a técnicas especiais de fundição que podem alcançar baixos teores de carbono e nitrogênio. Elementos

estabilizadores como titânio e nióbio podem ser adicionados para prevenir a sensitização e melhorar as condições de soldabilidade (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Existem três gerações de aços inoxidáveis ferríticos. A primeira geração (tipos 430, 442 e 446) contém somente cromo como estabilizador da ferrita e notadamente carbono. Eles estão sujeitos a corrosão intergranular depois da soldagem a menos que um tratamento térmico posterior a soldagem seja realizado (Welding Handbook, 1991). Esta geração apresenta baixa tenacidade. A liga protótipo é o tipo 430, tipicamente com 0.12 max C – 17 Cr. Para temperaturas próximas a 1030°C, ferrita e austenita podem coexistir. O resfriamento pode causar aparecimento de carbonetos. A aproximadamente 920°C a austenita desaparecerá e somente ferrita e carbonetos restarão a temperatura ambiente, sob condições de equilíbrio (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Pode parecer um equívoco chamar esta primeira geração de ferrítica, por causa da austenita que aparece a elevadas temperaturas. Esta austenita tem um efeito benéfico de retardar o crescimento de grão, que afeta a fragilidade. Contudo, esta austenita tende a se transformar em martensita sob condições de soldagem (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

A segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos (tipos 405 e 409) tem menores teores de cromo, carbono e nitrogênio, mas tem forte presença de elementos formadores de ferrita na fusão. O protótipo dessa segunda geração é o tipo 409, tipicamente 0,04 C – 11 Cr – 0,5 Ti. O titânio e o nióbio se combinam tanto com o carbono como com o nitrogênio, formando carbonetos e nitretos, deixando o cromo livre na solução e diminuindo a quantidade de carbono na solução sólida. O titânio é um elemento ferritizante. O tipo 405 é uma liga similar, mas é estabilizado com alumínio que se combina com o nitrogênio, mas não com o carbono. O alumínio é outro elemento ferritizante. Os vários carbonetos e nitretos produzidos pela adição de estabilizantes auxiliam na resistência ao crescimento de grão na segunda geração de aços inoxidáveis ferríticos. Esses aços são altamente ferríticos, embora na soldagem ou tratamento térmico possa resultar em uma pequena quantidade de martensita. Esta geração tem melhores características de fabricação do que a primeira geração, mas, também apresentam baixa tenacidade (Welding Handbook, 1991).

A terceira geração de aços inoxidáveis ferríticos surgiu por volta de 1970 com advento de técnicas de descarbonetação, mais eficiente na produção desses aços. Os níveis de carbono e nitrogênio são baixos, tipicamente 0,02% ou menos, e os estabilizadores, como titânio e/ou nióbio, são freqüentemente adicionados para se combinar com alguns elementos intersticiais livres. Os tipos 444 (18Cr-2Mo) e 26-1 (26Cr-1Mo) são exemplos desta geração. A liga protótipo é o tipo 444 (18Cr-2Mo). Geralmente, estes aços não são susceptíveis a corrosão intergranular depois da soldagem. Eles têm a

sua tenacidade melhorada e boa resistência tanto para a corrosão por “pitting” em ambientes com cloreto, quanto para trinca de corrosão sob tensão.

A Figura 4 mostra as relações entre as várias gerações de aços inoxidáveis ferríticos.

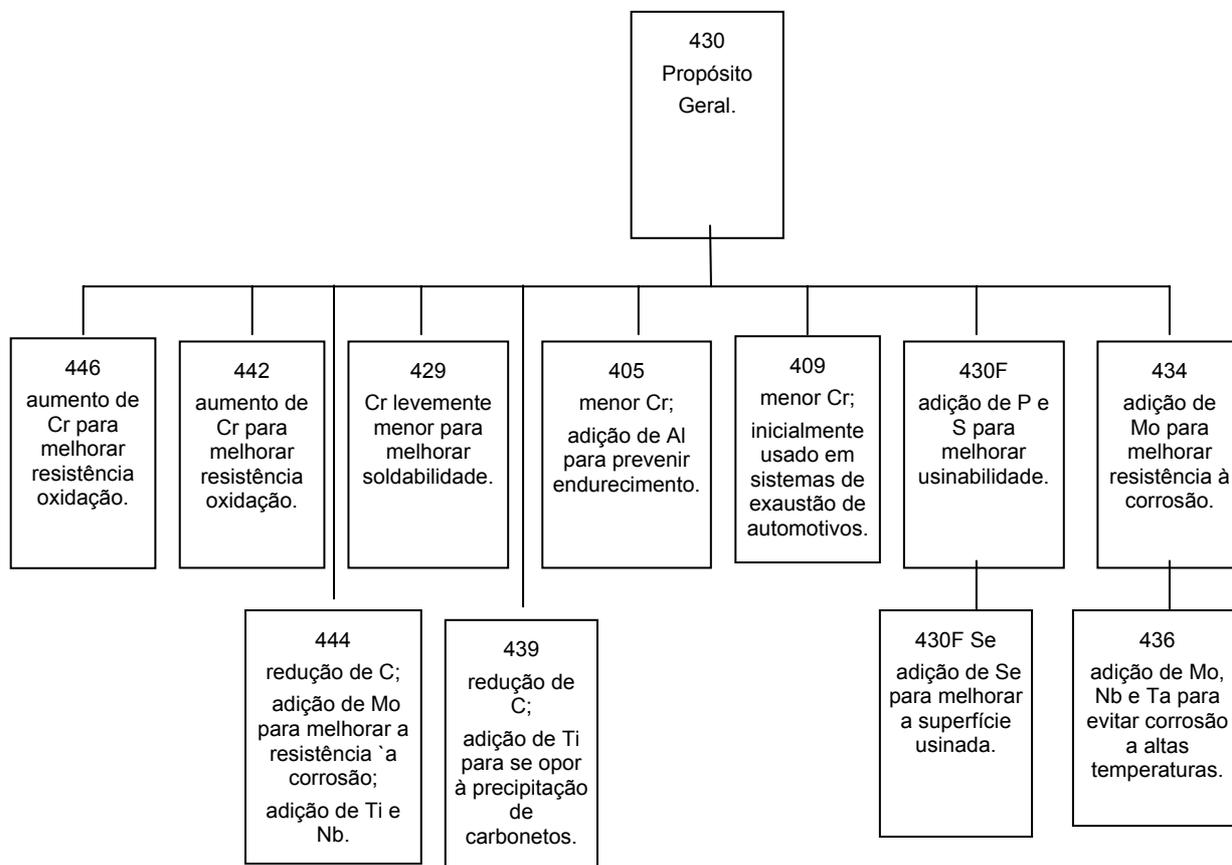


Figura 4. Relações entre as várias grades padrões de aços inoxidáveis ferríticos (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

3.3.1 Aspectos Metalúrgicos

Em uma primeira aproximação, os aços inoxidáveis ferríticos são estruturalmente simples. A temperatura ambiente, eles consistem de uma solução sólida de cromo em ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ferro α). Como esta solução pode conter muito pouco carbono e nitrogênio (elementos intersticiais) dissolvidos, estes elementos estão presentes principalmente na forma de precipitados de carbonetos e nitretos de cromo. Como o cromo é o elemento fundamental destes aços, o seu estudo pode se iniciar pelo diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Figura 5), particularmente na sua porção de menores teores de cromo (Modenesi et al, 1992).

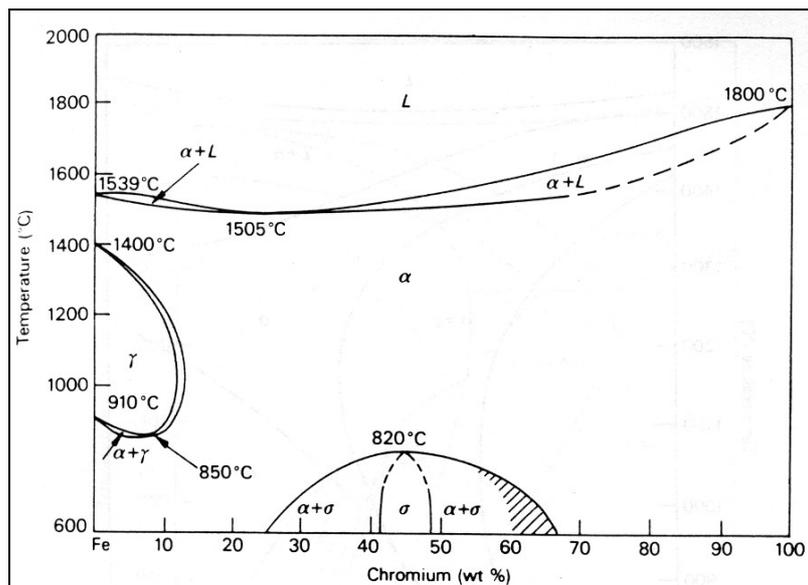


Figura 5. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Honeycombe & Badeshia, 1995).

Neste diagrama, alguns pontos podem ser ressaltados (Modenesi et al, 1992):

- o cromo é um elemento alfacênio, isto é, que estabiliza a ferrita (α) e tende a reduzir ou suprimir o campo de existência da austenita (γ);
- devido a esta propriedade, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui rapidamente para teores superiores a 7% de cromo e, para teores acima de 13%, a austenita não mais se forma;
- para teores de cromo entre cerca de 12 e 13%, o material pode sofrer somente uma transformação parcial, permanecendo bifásico ($\alpha + \gamma$) entre temperaturas de 900 e 1200°C.

Contudo, estas considerações são válidas somente para ligas binárias Fe-Cr puras, o que não é o caso dos aços inoxidáveis, que possuem outros elementos em pequena quantidade. Elementos gamagênios, particularmente carbono e nitrogênio, causam a expansão do campo de existência da austenita para maiores teores de cromo (Modenesi et al, 1992).

Assim, dependendo das quantidades de elementos alfacênios e gamagênios, aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo muito superiores a 13% poderão sofrer uma transformação parcial a alta temperatura (tipicamente entre 900 e 1200°C) e apresentar nesta faixa de temperaturas uma estrutura bifásica (austenita + ferrita). Esta austenita apresenta alta temperabilidade e pode ser facilmente transformada em martensita durante o resfriamento. Entretanto, se o aço tiver a adição de certos elementos estabilizantes da austenita, como níquel e manganês, a formação da martensita pode ser inibida e o aço apresentará, à temperatura ambiente, uma estrutura austeno-ferrítica. Estes aços são conhecidos como austeno-ferríticos ou "duplex" (Modenesi et al, 1992).

Nestas ligas, a solda apresentará as seguintes regiões (Figura 6) (Modenesi et al, 1992):

- Região bifásica: corresponde à porção da ZAC que foi aquecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão da ferrita e, após resfriamento nas condições usualmente encontradas em soldagem, se transforma em martensita.
- Região de crescimento de grão: corresponde à região da ZAC aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior reprecipitação dos carbonetos e nitretos presentes. Durante o resfriamento, pelo afastamento da poça de fusão, esta região da ZAC atravessa o campo bifásico, de modo que austenita é formada preferencialmente nos contornos de grão. A temperaturas mais baixas, esta austenita pode se transformar em martensita.
- Zona fundida: caso a composição química da zona fundida seja igual a do metal de base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região anterior, tendo, entretanto, grãos colunares.

Como já discutido, a quantidade de austenita que pode se formar em um aço inoxidável ferrítico depende de sua composição. Uma estrutura completamente não transformável é favorecida por maiores teores de cromo, menores teores de intersticiais e pela presença de elementos com alta afinidade ao carbono e nitrogênio (como nióbio e titânio, por exemplo). Assim, em um aço com 17% de cromo, teores de intersticiais superiores a 0,03% já possibilitam a formação de austenita. Pequenas adições de nióbio e titânio (inferiores a 1%) podem suprimir esta formação (Modenesi et al, 1992).

Nestas condições, a sua ZAC será formada essencialmente por uma região de crescimento de grão e a ZF apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares (Modenesi et al, 1992).

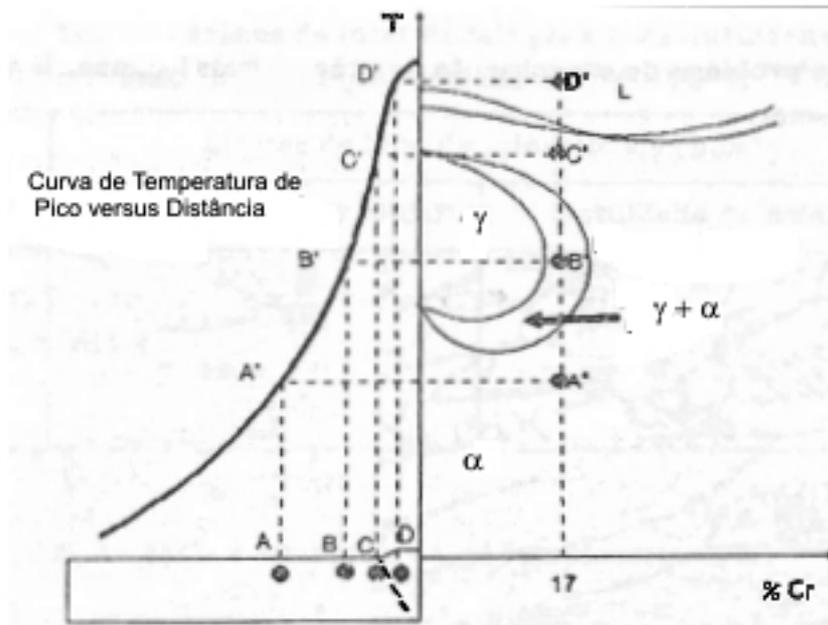


Figura 6. Formação da microestrutura da solda de um aço inoxidável ferrítico que atravessa o campo bifásico ($\alpha + \gamma$). A – metal de base, B – região bifásica (ZAC), C – região de crescimento de grão (ZAC) e D – zona fundida (Modenesi et al, 1992).

Devido à baixa solubilidade dos elementos intersticiais na ferrita, estes elementos se precipitam na forma de carbonetos $(Cr, Fe)_7C_3$ e $(Cr, Fe)_{23}C_6$ e nitretos Cr_2N , podendo se localizar intra ou intergranularmente. Estes precipitados podem ser dissolvidos por um aquecimento acima de cerca de $1000^\circ C$. Contudo, mesmo quando resfriados bruscamente, os carbonetos e nitretos voltam a se precipitar se o teor de intersticiais for superior a 0,01%. Estes precipitados podem afetar drasticamente as propriedades mecânicas e químicas destas ligas (Modenesi et al, 1992).

Em aços estabilizados, isto é, que contêm adições de nióbio ou titânio, os carbonetos e nitretos de cromo são parcial ou completamente substituídos por carbonitretos de nióbio, $Nb(C, N)$ ou de titânio, $Ti(C, N)$. Estes precipitados são mais estáveis que os carbonetos de cromo e só se solubilizam a temperaturas mais elevadas. Entretanto, em ambos os casos, para temperaturas superiores, a cerca de $1200^\circ C$, os aços tendem a ter uma estrutura completamente ferrítica, sem a presença de austenita ou de precipitados. Esta estrutura é capaz de sofrer um crescimento de grão extremamente rápido, já que a quantidade de precipitados é menor (Figura 7). A granulação grosseira só pode ser refinada por deformação plástica do material, seguida de recozimento, para induzir recristalização, já que estes aços são ligas essencialmente não transformáveis. Devido à sua estrutura CCC, a granulação grosseira causa um aumento na temperatura de transição dúctil-frágil, isto é, diminui a sua tenacidade (Figura 8) (Modenesi et al, 1992).

Os aços inoxidáveis ferríticos podem ser fragilizados também pela exposição a temperaturas entre cerca de 850 e $320^\circ C$ durante longos períodos de tempo (algumas

horas ou dias). Esta fragilização tem sido associada à formação de fase sigma (fragilização por fase sigma) entre cerca de 820 e 510°C, e de fase α' (fragilização a 475°C) entre cerca de 550 e 320°C. Devido a suas cinéticas serem extremamente lentas, as fragilizações por fase sigma e a 475°C não são geralmente problemas na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos.

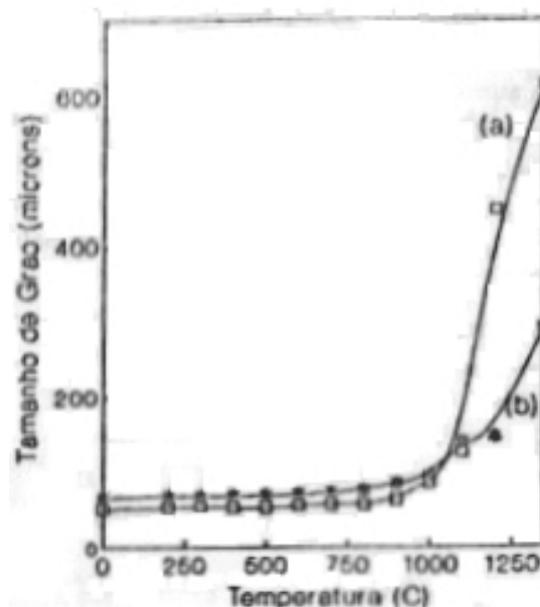


Figura 7. – Variação do tamanho de grão médio em função da temperatura de tratamento para dois aços inoxidáveis ferríticos com 17% de cromo. (a) sem nióbio e (b) com 0,6% de nióbio e $\%(C+N)=0,08$ (Modenesi et al, 1992).

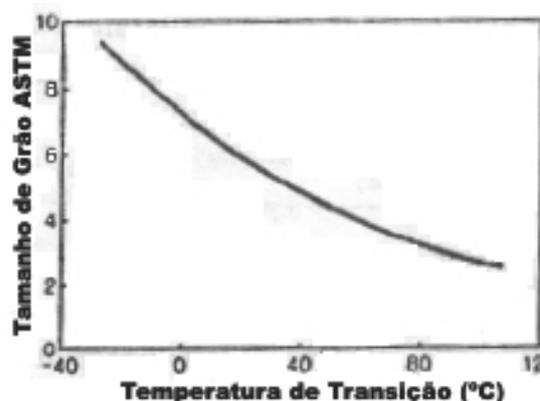


Figura 8. – Efeito do tamanho de grão sobre a temperatura de transição de um aço comercial com 17% cromo (Modenesi et al, 1992).

A estrutura ferrítica dos aços inoxidáveis ferríticos introduz complicações metalúrgicas que podem influenciar em diversos comportamentos do material. Entre os problemas metalúrgicos encontrados em aços inoxidáveis ferríticos estão a transição dúctil-frágil, a fragilização a 475°C, a precipitação de fase intermetálica, fragilização a altas-temperaturas, baixa ductilidade na condição de como soldado, sensitização e fragilização pelo crescimento de grão (Sedricks, 1996).

De uma maneira geral, a solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede de martensita junto aos contornos de grão e precipitados finos de carbonetos e nitretos nos contornos e no interior dos grãos (Modenesi et al, 1992) (Sedricks, 1996).

A maior desvantagem da utilização dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido a perda de resistência à corrosão e da ductilidade após exposição a temperaturas elevadas, como em soldagem e em certos tratamentos térmicos. Outros problemas com estes aços (fragilizações a 475°C e por fase sigma) são menos comuns porque requerem tempos de exposição relativamente longos a temperaturas moderadas para sua ocorrência. Contudo, caso o material não apresente boa resistência à corrosão e boa ductilidade na condição soldada, sua utilidade como material de construção fica severamente limitada. Por outro lado, estes aços apresentam alguns aspectos interessantes, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, em particular o seu menor custo, menor coeficiente de expansão térmica e menor sensibilidade à corrosão sob tensão em meios que contenham sulfetos (Figura 9) (Modenesi et al, 1992).

Como já discutido anteriormente, a severa fragilização e perda de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos, quando submetidos a temperaturas elevadas, e sua baixa tenacidade na condição soldada dependem, em grande parte, do seu teor de elementos intersticiais. Pesquisas realizadas a partir dos anos 60 resultaram no desenvolvimento de uma série de ligas ferríticas com melhores características de ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Estas ligas estão baseadas na redução dos teores de intersticiais a valores muito baixos (por exemplo, inferiores a 0,04%), na estabilização conjunta com nióbio e titânio e na adição de uma certa quantidade de molibdênio, para melhorar sua resistência à corrosão (Modenesi et al, 1992).

Estes novos aços inoxidáveis ferríticos têm sido utilizados principalmente na Europa, nos EUA, Japão e Austrália, em substituição a aços inoxidáveis austeníticos, ligas do cobre, etc. São citadas aplicações em tanques de água quente (com ou sem pressão), na indústria química, na produção de açúcar, na indústria nuclear, em aplicações em água marinha contendo sulfetos, em tubos condensadores de vapor, etc (Modenesi et al, 1992).

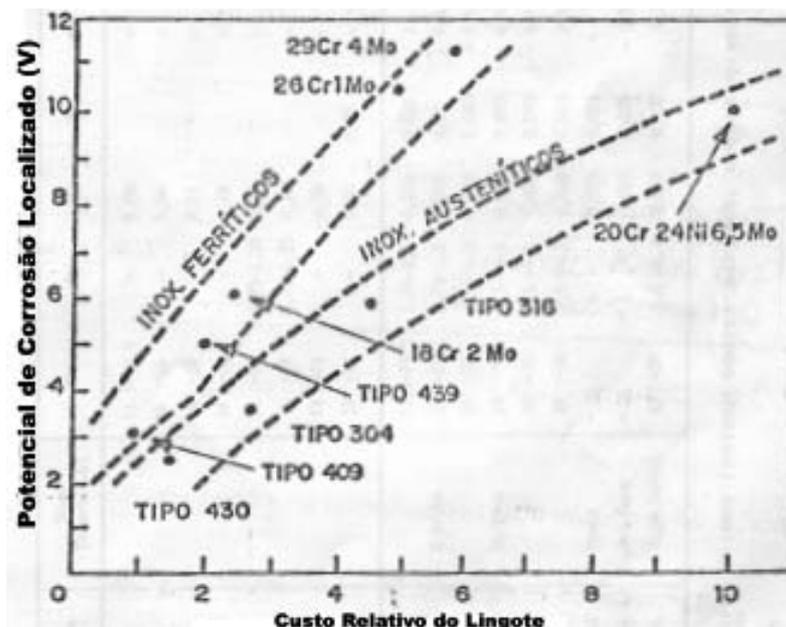


Figura 9. Comparação de custos e resistência a corrosão localizada entre aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.

3.3.2 Transição Dúctil-Frágil (TTDF)

A tenacidade dos aços inoxidáveis é usualmente medida através de ensaios de impacto, Izod ou Charpy, a várias temperaturas. A partir destes ensaios, obtém-se um parâmetro conhecido como temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF), abaixo da qual, o material apresenta uma baixa resistência ao impacto. A temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) aumenta com o aumento dos teores de cromo nas ligas ferríticas (Sedricks, 1996).

Vários outros fatores podem afetar essa temperatura, como a espessura do material, o tamanho de grão e a presença e quantidade de certos elementos de liga (Sedricks, 1996).

O tamanho de grão é importante na determinação da temperatura de transição dúctil-frágil, com grãos de tamanho menor favorecendo a valores mais baixos dessa temperatura, ou seja, o aço aumenta a sua ductilidade. O tamanho de grão de aços completamente ferríticos pode ser reduzido por laminação a frio e recozimento de recristalização (Sedricks, 1996).

As baixas temperaturas de transição dúctil-frágil em seções mais finas tem sido a principal desvantagem para o aumento da utilização de alguns inoxidáveis superferríticos. Níquel e cobre abaixam a temperatura de transição dúctil-frágil para uma dada espessura. A adição de níquel, além de diminuir a temperatura de transição dúctil-frágil, aumenta a resistência à corrosão de superferríticos em meios ácidos redutores. Contudo, ele também possibilita o aparecimento de corrosão sob tensão em cloreto de magnésio e promove a formação de fase sigma, chi e Laves (Sedricks, 1996).

De acordo com Ricardo et al, 2001, em um estudo realizado para avaliar efeito dos teores de cromo e molibdênio na tenacidade de ligas inoxidáveis ferríticas estabilizadas soldadas pelo processo MIG, foi verificado que a TTDF aumenta para o metal de base com a adição de cromo e molibdênio. O aço inoxidável ferrítico com 18% de cromo e 2% de molibdênio está entre os aços que apresentam ZAC mais tenaz entre os aços inoxidáveis estudados (17%Cr e 0%Mo, 17%Cr e 1%Mo, 17%Cr e 2%Mo, 18%Cr e 0%Mo, 18%Cr e 1%Mo e 18%Cr e 2%Mo).

A tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos, em geral, e do metal de solda, em particular, pode ser melhorada pela redução dos teores de intersticiais. A adição de elementos estabilizantes também parece favorecer uma melhor tenacidade na solda. Existem, entretanto controvérsias quanto a este efeito (Modenesi et al, 1992).

3.3.3 A Fragilização a 475°C

Os aços inoxidáveis ferríticos contendo teores de cromo acima de 12%, estão sujeitos a fragilização quando aquecidas por um determinado intervalo de tempo na faixa de 370°C a 550°C. A fragilização ocorre mais rapidamente em torno de 475°C, sendo que o tempo necessário para seu início pode variar de duas até milhares de horas. Este fenômeno, chamado de Fragilização a 475°C, aumenta o limite de ruptura do material e a dureza e diminuem a ductilidade, a resistência ao impacto, a resistividade elétrica e a resistência à corrosão. Os efeitos na microestrutura são menores, os contornos de grão, quando atacados quimicamente, aparecem mais largos e o interior do grão mais escuro (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Numerosas teorias têm sido propostas para explicar essa fragilização. O problema ocorre com aços ferríticos e duplex, mas não com aços austeníticos.

A teoria mais aceita diz que esse tipo de fragilização ocorre devido à precipitação de uma fase α' muito rica em cromo, que endurece e fragiliza o aço. A precipitação ocorre por um mecanismo de nucleação e crescimento nas ligas contendo mais baixo cromo (14 a 18%). Em ligas com mais alto cromo (27 a 39%), a precipitação de α' ocorre por decomposição espinoidal, ou seja, a ferrita é decomposta em uma ferrita pobre e em outra rica em cromo (α'), inicialmente sem interface definida entre as duas regiões. Com relação à composição química, o aumento do teor de cromo, a presença de elementos intersticiais e do molibdênio e titânio aceleram a formação de α' (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994) (Sedricks, 1996).

O fenômeno da fragilização a 475°C pode ser regenerado por aquecimento a temperaturas acima de 516°C e rapidamente resfriado até temperatura ambiente (Sedricks, 1996).

3.3.4 Precipitação de Fases Intermetálicas

Nos aços inoxidáveis ferríticos, como nos aços inoxidáveis austeníticos, também ocorre à precipitação de fase intermetálica sigma, chi e Laves. A Figura 5 mostra a região de temperaturas e composições onde a fase sigma está em equilíbrio no sistema binário Fe-Cr. Nos aços ferríticos de mais baixos teores de cromo, a fase sigma se forma muito lentamente e torna-se um grande problema quando expostos por longos períodos a altas temperaturas, entre 850 e 510°C. Essa fase é um composto intermetálico, de composição nominal Fe-Cr, que é duro, não magnético e apresenta uma célula unitária tetragonal. A precipitação desta fase é acompanhada por um aumento de dureza e intensa perda de ductilidade, especialmente quando estas são medidas à temperatura ambiente. Entretanto, a sua formação requer, em geral, tempos de centenas de horas (Sedricks, 1996).

O aumento nos teores de cromo e molibdênio favorece não somente a formação da fase sigma, mas também das fases chi e Laves. Os altos teores de cromo e molibdênio tornam a classe dos superferríticos particularmente propensa à formação de precipitados intermetálicos. Após tratamento térmico ou soldagem de superferríticos, são necessárias altas taxas de resfriamento para evitar a precipitação destes intermetálicos. Um reaquecimento até 1050°C dissolverá estes intermetálicos (Sedricks, 1996).

3.3.5 Fragilização a Altas Temperaturas

Também deve ser notado que aquecendo os aços inoxidáveis ferríticos com moderados ou altos teores de elementos intersticiais acima de 1000°C e resfriados para a temperatura ambiente, pode resultar em extrema perda na tenacidade e ductilidade a temperatura ambiente. Este efeito, chamado de “fragilização a altas temperaturas”, pode ser causado pela precipitação de carbonetos (Sedricks, 1996).

A fragilização a altas temperaturas é associada a precipitação de carbonetos e nitretos ricos em cromo nos contornos de grão. Este tipo de fragilização é particularmente prejudicial em processos como soldagem e tratamentos térmicos a altas temperaturas (Smith, 1993).

Desta forma, novos aços inoxidáveis ferríticos com altos teores de cromo e baixos teores de carbono e nitrogênio tem sido desenvolvidos para tentar contornar o problemas de fragilização a alta temperatura (Smith, 1993).

3.3.6 Ductilidade das Regiões Soldadas

A maior dificuldade associada com a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos é a perda de ductilidade das regiões soldadas. Quatro fatores podem contribuir para essa perda de ductilidade: (a) crescimento de grão, (b) fragilização a 475°C, (c) fragilização a altas temperaturas por carbonetos, e, em menor grau, (d) a formação das fases sigma, chi e Laves. Estes quatro fatores são favorecidos pelo aumento nos teores de cromo nos aços

ferríticos. Desde já, a ductilidade das regiões soldadas e a resistência à corrosão são inversamente relacionadas. Assim, os ferríticos com mais baixos teores de cromo podem ser mais facilmente soldados, mas os seus baixos teores de cromo reduzem a resistência à corrosão. Os tipos de aços inoxidáveis ferríticos com teores mais altos de cromo, como 442 a 446, completamente ferríticos, são particularmente suscetíveis a fragilização a altas temperaturas e ao crescimento de grão na solda e na ZAC (zona afetada pelo calor), logo exibem baixa ductilidade. O tamanho de grão da ferrita não pode ser refinado por transformações de fase a altas temperaturas desde que suas composições estão fora do campo γ (austenítico), como ilustrado na Figura 5 (Sedricks, 1996).

Em alguns casos, eletrodos austeníticos (tipo 308, 309 e 310) são usados na soldagem de 430 e 446. Com a utilização de eletrodos austeníticos, não é necessário o preaquecimento se o aço ferrítico estiver acima de 16°C. Contudo, enquanto eletrodos austeníticos podem produzir soldas com melhor ductilidade e tenacidade, a presença de um material dissimilar pode adversamente afetar a resistência à corrosão e à corrosão sob tensão ou levar a outros problemas de diferenças de coeficientes de expansão térmica (Sedricks, 1996).

3.3.7 Sensitização

Os aços inoxidáveis ferríticos podem exibir susceptibilidade à corrosão intergranular após certos tratamentos térmicos. A maioria dos estudos tem se concentrado no tipo 430 (Sedricks, 1996).

A precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, em uma dada faixa de temperatura, causa o empobrecimento de cromo nas regiões imediatamente adjacentes, que se tornam sensíveis preferencialmente à corrosão. Esta se processará rapidamente ao longo dos contornos de grão, causando o seu desprendimento.

Um maior número de ambientes corrosivos podem produzir ataque intergranular em aços inoxidáveis ferríticos, quando comparado com austeníticos. No caso de soldas, as regiões atacadas são usualmente mais largas nos ferríticos que nos austeníticos, exposições do aço a temperaturas acima de 925°C é a causa da sensitização. Um estudo demonstrou que os tipos ferríticos com 16 a 28% de cromo são suscetíveis à corrosão intergranular quando rapidamente resfriado a partir de 925°C. Essa susceptibilidade é devido à solução de carbonetos e nitretos seguidos por sua reprecipitação nos contornos de grão. O subsequente recozimento de 650 a 815°C restaura a resistência à corrosão. Portanto, os processos térmicos que causam corrosão intergranular em aços inoxidáveis ferríticos são diferentes daqueles que ocorrem em aços inoxidáveis austeníticos. A redução nos teores de carbono e nitrogênio melhora a resistência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis ferríticos (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

Para tentar entender a estrutura metalúrgica que é susceptível ao ataque intergranular, é necessário examinar a Figura 10, que ilustra as relações entre as fases e a solubilidade do carbono em uma liga Fe-18%Cr. Essa Figura mostra que a ferrita α tem uma baixa solubilidade de carbono, que quando presente em quantidades significativas na solução sólida, a elevadas temperaturas, deve precipitar como carboneto ao ser resfriado. É geralmente aceito que para sensibilizar o tipo 430, a liga deve ser aquecida a temperaturas em que a austenita se forme, acima da linha P-L na Figura 10. O material que for aquecido nessa faixa de temperatura mostrará severa susceptibilidade ao ataque intergranular, independente de ser temperado em água ou ar. Assim, soldas e porções da ZAC que experimentarem temperaturas acima da linha P-L (Figura 10) estarão susceptíveis ao ataque intergranular. O tratamento de recozimento a aproximadamente 800°C eliminará essa susceptibilidade (Sedricks, 1996).

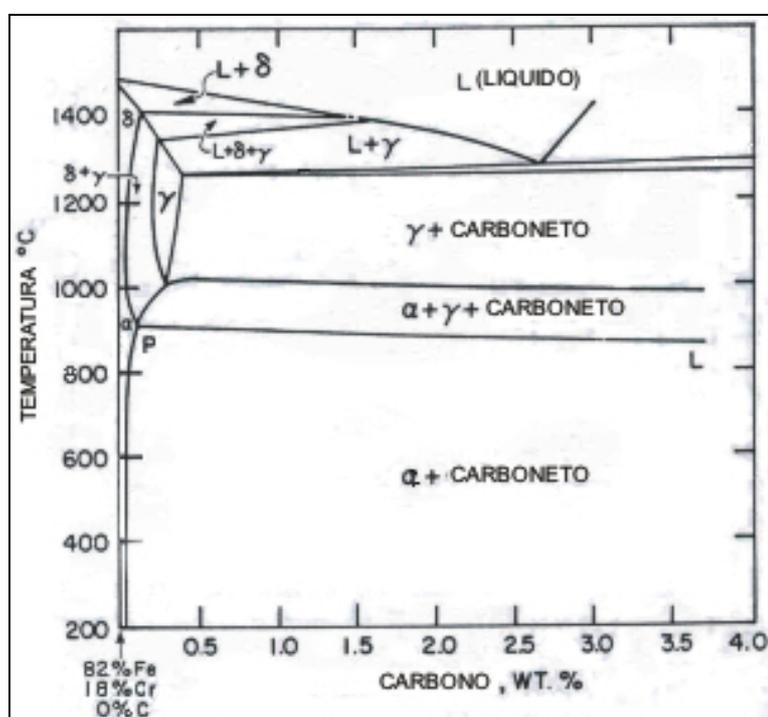


Figura 10. Diagrama de fases pseudo-binário para uma liga Fe-18%Cr, com variações nos teores de carbono (Sedricks, 1996).

3.3.8 Fragilização pelo Crescimento de Grão

Este é o único mecanismo de fragilização dos aços inoxidáveis ferríticos que é característico da soldagem. A fragilização dos 475 °C e a formação da fase sigma podem ocorrer ou se agravar também na soldagem (Bussinger, PETROBRÁS).

Em altas temperaturas, os aços inoxidáveis ferríticos estão sujeitos ao crescimento de grão exagerado e irreversível na ZAC (Bussinger, PETROBRÁS).

O crescimento irreversível de grão ocorre nos aços inoxidáveis ferríticos em temperaturas acima da faixa de 1100 a 1200 °C. Esse material, particularmente os de alto

teor de cromo, apresenta grande sensibilidade ao entalhe, com a TTDF situada próximo a temperatura ambiente (Bussinger, PETROBRÁS).

O crescimento de grão aumenta a TTDF, ou seja, o crescimento de grão durante a soldagem pode conduzir a uma junta altamente frágil quando a solda resfriar até a temperatura ambiente. Dependendo do nível de tensões residuais, o crescimento de grão pode gerar trincas (Bussinger, PETROBRÁS).

O problema de crescimento de grão pode ser minimizado pela aplicação de baixas energias de soldagem que reduzem a velocidade de crescimento e a extensão dos grãos (Bussinger, PETROBRÁS).

3.4 Soldabilidade

Os aços inoxidáveis ferríticos são considerados materiais de baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por baixas ductilidade e tenacidade, além da sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade têm limitado, até recentemente a aplicabilidade destes aços a estruturas soldadas. De uma maneira geral a fragilização da solda é mais intensa para aços com maiores teores de cromo e intersticiais, e a sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais e menores teores de cromo (Tabela 2) (Kah & Dickinson, 1981) (Modenesi et al, 1992).

Tabela 2. Teores de intersticiais para boas ductilidades e resistência à corrosão na condição soldada em ligas Fe-Cr (Modenesi et al, 1992).

%Cr	Limites de teor de intersticiais(ppm)	
	Corrosão Intergranular	Ductilidade da Solda
19	60 – 80	< 700
26	100 – 130	220 – 550
30	130 – 200	80 – 100
35	até 250	< 20

Assim, ligas comerciais ferríticas com 12% de cromo, na forma de chapa, podem ser soldadas de forma a se obter boas propriedades. Já aquelas com teor de cromo mais elevado (A1SI 430, 442, 446, etc.) são mais sensíveis a problemas de fragilização durante a soldagem. Este efeito é mais pronunciado para ligas com maiores teores de intersticiais (Modenesi et al, 1992).

A fragilidade da região da solda é atribuída a três fatores principais (Modenesi et al, 1992):

- formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferríticos (no caso de ligas com maiores teores de intersticiais);

- granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão e na zona fundida (quando esta também for um aço inoxidável ferrítico);
- ocorrência de "fragilização a alta temperatura", uma forma de fragilização proposta por Thielsch em 1951 e relacionada com a reprecipitação de carbonitretos em uma forma muito fina após soldagem.

A corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos pode ser minimizado através da utilização de baixos teores de intersticiais. Entretanto, no caso dos ferríticos, são necessários teores extremamente baixos (Tabela 2) e a utilização de aços estabilizados com nióbio e titânio, que permitem a minimização do problema para maiores teores de intersticiais. A resistência à corrosão de aços ferríticos não estabilizados pode ser recuperada por um tratamento térmico entre 700 e 850°C (Tabela 3) (Modenesi et al, 1992).

Os aços inoxidáveis ferríticos podem apresentar problemas de fissuração na solidificação. Segundo Kah e Dickinson, o enxofre seria o elemento mais prejudicial para a resistência à fissuração em um aço tipo AISI 430. Para este aço, os autores citados observaram a seguinte ordenação de diferentes elementos em função de sua influência na sensibilidade à fissuração (Kah & Dickinson, 1981):

$S > C > N > Nb > Ti > P > Mn$.

Segundo os mesmos autores, um aço inoxidável do tipo AISI 430 pode ser considerado um material sensível à formação de trincas de solidificação, apresentando uma maior facilidade para trincar que um aço tipo AISI 304 com teores semelhantes de intersticiais e Impurezas (Kah & Dickinson, 1996).

Tabela 3. Efeitos de tratamentos térmicos na resistência a corrosão de um aço inoxidável tipo AISI 446 (Modenesi et al, 1992).

Tratamento Térmico	Taxa de Corrosão (mm/ano)
Condição Inicial	0,76
30 min a 1100°C, tempera em água.	19,80
30 min a 1100°C, resfriado ao ar.	20,30
30 min a 1100°C, tempera em água seguida de 30 min a 850°C, têmpera em água.	1,07
30 min a 1100°C, resfriado lentamente para:	
- 1000°C, têmpera em água.	19,50
- 900°C, têmpera em água.	0,69
- 800°C, têmpera em água.	0,51

- 700°C, têmpera em água.	0,46
- 600°C, têmpera em água.	0,64

3.5 Procedimento de Soldagem

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam como inconveniente mais grave a falta de transformação estrutural e uma relativamente alta TTDF. Raramente estes aços são usados em estruturas maciças. Contudo, eles são largamente usados em placas revestidas devido às suas boas propriedades, principalmente contra a corrosão. A possível fragilidade do aço inoxidável pode ser compensada pela ductilidade da chapa de base, que é de aço carbono (Bussinger, PETROBRÁS).

Alguns cuidados, portanto, podem ser tomados quando da realização da soldagem destes aços (Bussinger, PETROBRÁS):

- Uso de baixa energia de soldagem.
- Escolha adequada do metal de adição.
- Aplicação de tratamento térmico pós-soldagem.

Até pouco tempo a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos era evitada a qualquer custo. Atualmente com o desenvolvimento de aço inoxidáveis ferríticos com baixos teores de elementos intersticiais (0,02% de C e 0,06% de N) e estabilizados ao nióbio e titânio, que apresentam boa ductilidade mesmo após a soldagem (Bussinger, PETROBRÁS).

Estes aços, devido a sua excelente resistência aos óxidos e a corrosão sob tensão, têm sido largamente aplicados em tubulações. Entre os mais comumente usados estão o 18Cr-2Mo e o 26Cr-1Mo (Bussinger, PETROBRÁS).

3.5.1 *Baixa energia de soldagem*

O crescimento de grão e a largura da ZAC podem ser reduzidos pela utilização de uma menor energia de soldagem. Portanto, a fragilização da ZAC e da zona fundida podem ser, pelo menos em parte, reduzida pela escolha de um processo e/ou procedimento de soldagem adequados (Modenesi et al, 1992).

Os aços inoxidáveis ferríticos são mais comumente soldados pelos processos a eletrodo revestido, MIG/MAG, TIG, arame tubular e arco submerso, todavia outros processos podem ser utilizados, como soldagem por fricção, resistência elétrica e laser, por exemplo.

O uso de eletrodos de menor diâmetro com baixa corrente de soldagem, propicia um resfriamento mais rápido e, conseqüentemente, menor será a probabilidade de fragilização (surgimento de fase sigma, fragilização dos 475 °C e crescimento de grão) (Bussinger, PETROBRÁS).

3.5.2 Utilização de Metal de Adição

Os metais de adição usados para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos são geralmente de três tipos: (1) de composição semelhante ao metal de base, (2) de aço inoxidável austenítico e (3) liga de níquel (Welding Handbook, 1991).

A aplicação para soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos é limitada devido à falta de tenacidade na ZAC. Isso, por sua vez, limita a disponibilidade de metais de adição de composição semelhante (Welding Handbook, 1991).

Metal de adição de aço inoxidável austenítico ou liga de níquel podem ser usados na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos entre si ou entre metais dissimilares. Para a soldagem destes aços com outros tipos de aços inoxidáveis ou com aço carbono ou de baixa liga, metais de adição que possuem uma quantidade relativamente elevada de ferrita, como os tipos 309 e 312 são recomendados. Para a soldagem entre aços similares ou com aços carbono ou de baixa liga, ligas de níquel podem ser usadas (Modsenesi et al, 1992).

A utilização de metal de adição austenítico permite a obtenção de uma zona fundida dúctil e tenaz, dispensando a necessidade de realização de um tratamento térmico pós-soldagem. Problemas devido às diferenças de propriedades químicas e físicas (em particular, do coeficiente de expansão térmica) precisam, contudo ser consideradas, como no caso dos aços martensíticos. Esta técnica, porém é incapaz de resolver o problema de fragilização da ZAC. Entretanto, pode-se considerar que as propriedades da junta como um todo, são melhoradas, devido à pequena largura da ZAC e à grande ductilidade da ZF (Modenesi et al, 1992).

Em geral o metal de adição deve ser estabilizado (com nióbio e titânio), que também pode conter alumínio para refinar o grão da zona fundida (Bussinger, PETROBRÁS).

3.5.3 Tratamento Térmico Pós-Soldagem

Um tratamento térmico pós-soldagem entre 650 e 780 °C serve para aliviar as tensões e melhorar as propriedades mecânicas da junta. Nessa faixa de temperatura a difusão ainda é baixa para que o crescimento de grão (que já é grande na zona fundida e na ZAC) preocupe ainda mais. Entretanto deve-se tomar cuidado com a formação de fase sigma, principalmente se o teor de cromo é alto, e no resfriamento com a fragilização dos 475 °C (Bussinger, PETROBRÁS).

Nos aços que apresentam mais alto teor de cromo (430, 444 e 446, por exemplo) deve-se após a soldagem com baixa energia, aquecer a junta a uma temperatura entre 900 e 950 °C e resfriar rapidamente, para dissolver toda a fase sigma que possa ter se formado (Bussinger, PETROBRÁS).

Se a região da solda apresenta uma rede de martensita nos contornos de grão, um tratamento pós-soldagem entre 750 e 850°C pode ser utilizado para revenimento desta martensita. Este tratamento também pode causar um coalescimento dos precipitados, reduzindo a fragilização de alta temperatura. A granulação grosseira da estrutura, entretanto não pode ser refinada (Modenesi et al, 1992).

Em um aço do tipo 430 não estabilizado e com um teor de intersticiais em torno de 0,07%, um tratamento térmico a 750°C é capaz de causar uma redução sensível na temperatura de transição da solda (Tabela 4), possivelmente pelo revenimento da martensita. A escolha da temperatura de tratamento térmico, entretanto deve ser muito criteriosa, pois tratamentos tanto a 600 como a 900°C não parecem alterar a temperatura de transição da solda. Nas soldas em aços estabilizados de composição semelhante, a temperatura de tratamento térmico necessita ser mais elevada, em torno de 900°C, para causar uma pequena diminuição na temperatura de transição. Esta, contudo, já é bem inferior, na condição soldada, à do aço não estabilizado (Modenesi et al, 1992).

Tabela 4. Temperaturas de transição em função da temperatura de tratamento térmico de soldas de ligas Fe-17%Cr (Modenesi et al, 1992).

Temperatura de tratamento térmico (°C)	Temperatura de transição (°C)			
	25	600	750	900
Liga não estabilizada	100	120	55	120
Liga estabilizada com Nb	25	70	50	10

3.6 Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

O aço inoxidável ferrítico AISI 444 é um aço que combina uma resistência à corrosão superior a do aço inoxidável austenítico AISI 304 com todas as vantagens que os aços inoxidáveis ferríticos têm sobre os austeníticos, como, por exemplo, a imunidade a corrosão sob tensão, sem falar na ausência do níquel, o que torna o aço mais competitivo no mercado.

A faixa da composição química para o aço inoxidável ferrítico AISI 444 é apresentado na Tabela 5.

Tabela 5. Composição química do aço AISI 444, % em massa (ASM SPECIALITY HANDBOOK, 1994).

C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
≤ 0,025	≤ 1,00	≤ 1,00	17,5 - 19,5	≤ 1,00	≤ 0,040	≤ 0,030	Mo= 1,75 – 2,5; N= 0,025; Ti+Nb= 0,2 + 4(%C+%N) ~ 0,80

Na Tabela 6 é mostrado as propriedades mecânicas típicas dos aços inoxidáveis ferríticos 439 e 444 e dos aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316. Todas as propriedades estão de acordo com a norma ASTM A-240.

Tabela 6. Propriedades mecânicas típicas dos aços inoxidáveis.

Aço	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento 0,2% (Mpa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
439	445	280	37	74
444	497	337	32	83
304	700	300	54	85
316	620	300	52	85

As principais propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444 são apresentadas na Tabela 7, bem como, para o aço inoxidável ferrítico AISI 439 e dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e 316.

Tabela 7. Propriedades físicas típicas dos aços inoxidáveis.

Aço	Coeficiente de Expansão Térmica Médio			Condutividade Térmica	
	0 – 100°C μm/m.°C	0 - 315°C μm/m.°C	0 - 538°C μm/m.°C	a 100°C W/m.K	a 500°C W/m.K
304	17,2	17,8	18,4	16,2	21,5
316	15,9	16,2	17,5	16,2	21,5
439	10,4	11,0	11,4	24,2	-
444	10,0	10,6	11,4	26,8	-
Aço	Densidade g/cm ³	Módulo de Elasticidade GPa	Calor Específico J/kg.K	Resistividade Elétrica nW.m	Permeabilidade Magnética (aproximada)
304	8,0	193	500	720	1,02
316	8,0	193	500	740	1,02
439	7,7	200	460	630	-
444	7,8	200	420	620	-

O Coeficiente de Expansão Térmica Médio e a Condutividade Térmica estão diretamente ligadas a maior resistência à corrosão sob tensão, isto é, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam menores valores de coeficiente de expansão térmica e maior condutividade térmica que os aços austeníticos fazendo com que sejam menos suscetíveis à tensões internas que podem ocorrer quando submetidos à variações de temperaturas em meios corrosivos.

Na Figura 11 é mostrado a microestrutura típica dos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados com titânio e nióbio. O ataque foi realizado com reagente Vilella por 1,5 min e aumento de 1000X; utilizou-se um aço inoxidável ferrítico AISI 444.

O aço inoxidável ferrítico 444 é protegido contra a sensibilização devido aos baixos teores de carbono e nitrogênio e por ser estabilizado com a adição de titânio e nióbio; esta liga não é suscetível à corrosão intergranular.

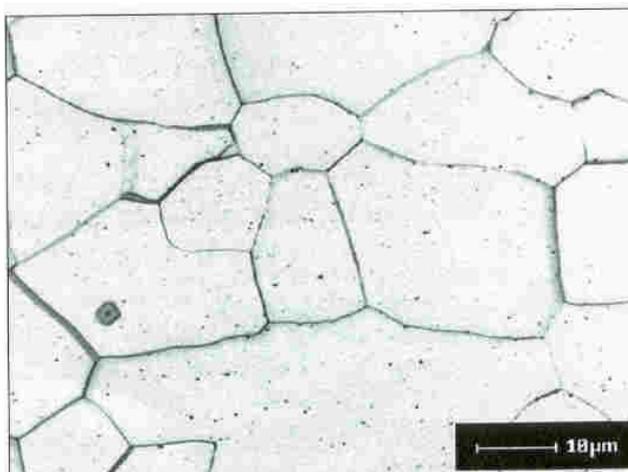


Figura 11. Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico AISI 444. Tamanho de grão ASTM 6 a 8.

Em um trabalho realizado recentemente (Neto, 2004), que é parte integrante do projeto maior sobre o estudo da utilização do aço inoxidável ferrítico AISI 444, foi feita a caracterização do aço AISI 444 no estado como recebido e da ZAC do aço AISI 444 soldado com três níveis de energia, utilizando os eletrodos austeníticos AWS E316L-17 e AWS E309MoL-16. Além disso, foi avaliado o efeito do dobramento a frio na ocorrência da fragilização a 475°C e o comportamento corrosivo do aço inoxidável AISI 444 soldado frente aos pesados petróleo que são processados nos parques de refino nacionais (Neto, 2004).

Em um outro trabalho realizado recentemente (Nascimento, 2004), e que também é parte integrante do projeto maior sobre o estudo da utilização do aço inoxidável ferrítico

AISI 444, foi feito um estudo sobre os efeitos da exposição do aço AISI 444 quando submetido a uma temperatura de 475°C para os tempos de 1, 10, 100, 500 e 1000 horas.

A seguir serão apresentados de forma resumida, o resultado destas pesquisas com o aço inoxidável AISI 444. Destaca-se que este mesmo material será empregado para o desenvolvimento deste trabalho.

3.6.1 Caracterização do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

Através de microscopia ótica e eletrônica, medida de tamanho de grão ASTM e de dureza e microdureza foi feita a caracterização deste aço, Neto (Neto, 2004) verificou que a microdureza do material ficou em torno de 199 HV e o tamanho de grão ASTM 15. Pode-se observar um tamanho de grão grande já no estado como recebido (Neto, 2004).

Já no ensaio de dureza Brinell, realizado por Nascimento, o material no estado como recebido apresentou uma dureza média de 190 HBS (Nascimento, 2004).

Na Figura 12, tem-se a microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 444 como recebido e na Figura 13 é mostrado sua análise dispersiva de raio-X (EDX). Observa-se que o aço inoxidável ferrítico AISI 444 tem como principais elementos o ferro e o cromo.

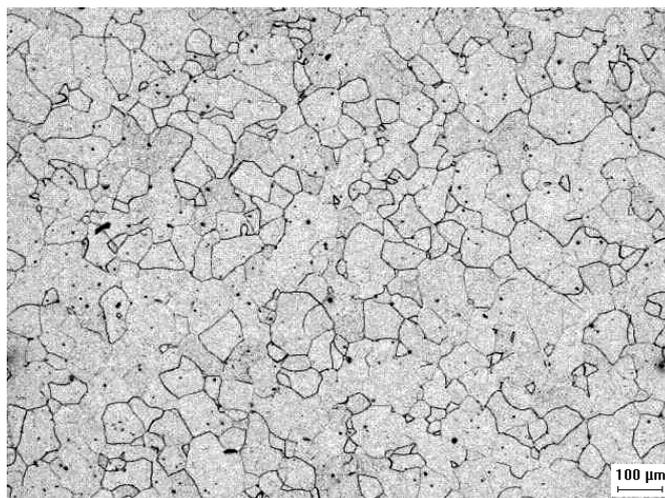


Figura 12. AISI 444 como recebido. Aumento 50x (Neto, 2004).

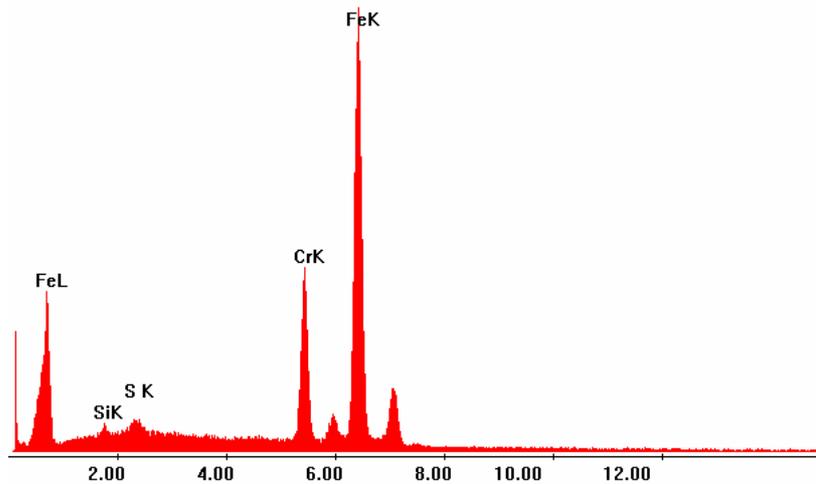


Figura 13. AISI 444 como recebido. Análise Dispersiva de Raio-X (Neto, 2004).

Foi verificado ao longo da matriz ferrítica e de alguns contornos de grão (Figura 14) a presença de precipitações que, após a análise por EDX (Figura 15), concluiu-se que são carbonitreto de titânio, conforme relatado por Modenesi (Modenesi et al, 1992). Essas precipitações estão diretamente relacionadas com os teores de carbono, titânio e nitrogênio presentes na solução sólida. O elemento titânio funciona como um estabilizador, combinando-se com o nitrogênio e o carbono e evitando a formação de carbonetos de cromo. Essas precipitações são comuns em aços inoxidáveis ferríticos devido à baixa solubilidade de carbono e nitrogênio na fase ferrítica.

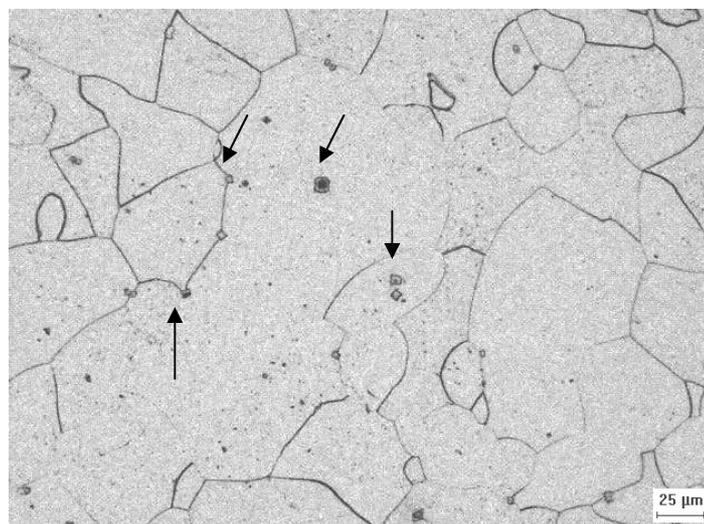


Figura 14. AISI 444 como recebido. Aumento 200x (Neto, 2004).

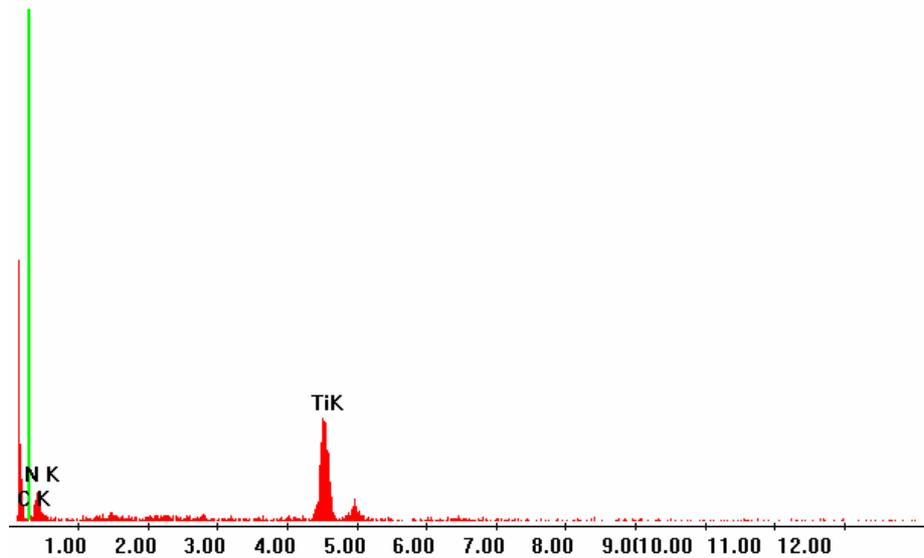


Figura 15. Análise dispersiva de Raio X (EDX) das precipitações mostradas na Figura 14 (Neto, 2004).

Foi feito a realização de ensaios eletroquímicos EPR-DL para verificar o grau de formação da fase α' (fragilizante) no material como recebido (Nascimento, 2004). Na Figura 16 é apresentado o gráfico obtido nos ensaios realizado para as amostras no estado como recebido.

O resultado do ensaio EPR-DL é a razão I_r/I_a . Quanto maior a razão, maior o grau de formação da fase α' (fragilizante), o que implica que o material está mais susceptível a corrosão (Nascimento, 2004).

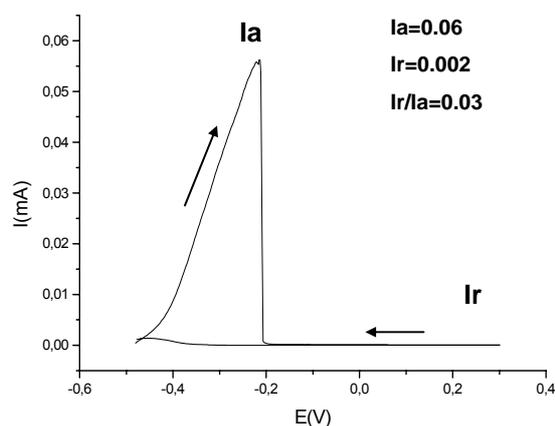


Figura 16 .Gráficos de EPR-DL das amostras no estado como recebido (Nascimento, 2004).

Os resultados obtidos pelo ensaio EPR-DL mostraram que o material não se encontrava susceptível a uma corrosão severa, a razão I_r/I_a foi praticamente nula (Nascimento, 2004).

3.6.2 Fragilização do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

Após a exposição do aço a temperatura de 475°C em diferentes tempos, foi feita a medição da dureza Brinell das amostras, bem como do material como recebido, Tabela 8. A Figura 17 mostra o comportamento da dureza normalizada para o valor inicial (H_{co}) do material não tratado a 475°C, em função do tempo de fragilização (Nascimento, 2004).

O aumento da dureza chegou a ser de 36% do valor inicial, na amostra tratada por 1000h, mostrando que ocorrem mudanças na microestrutura do material, que modificam as propriedades mecânicas do mesmo (Nascimento, 2004).

Tabela 8. Valores obtidos nos ensaios de dureza Brinell para as amostras nas diversas condições analisadas (Nascimento, 2004).

Tempo de fragilização (horas)	Dureza (HBS)	(H_{tt}/H_{co})	Aumento da Dureza (%)
0	190	1	0
1	207	1,09	9
10	207	1,09	9
100	229	1,205	20,5
500	257	1,35	35
1000	259	1,36	36

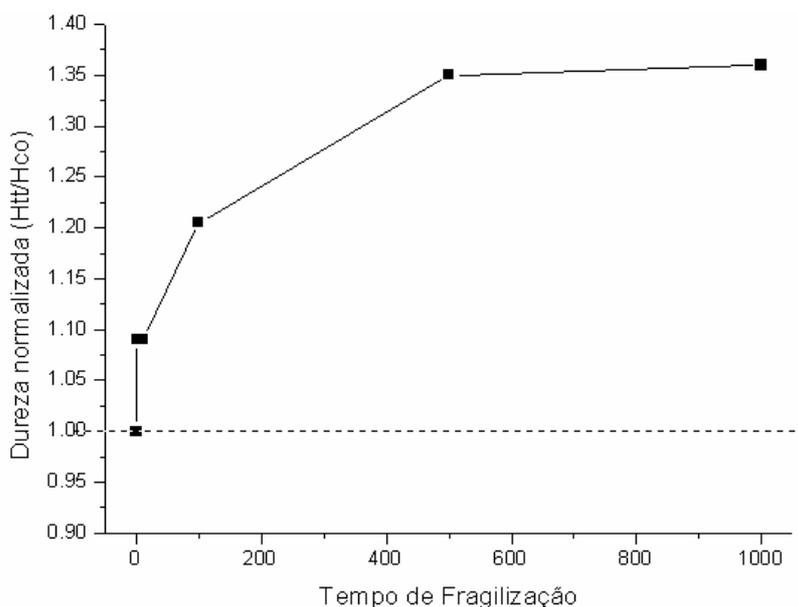


Figura 17 .Comportamento da dureza normalizada (Nascimento, 2004).

A Figura 18 mostra os resultados obtidos pelo ensaio EPR-DL para todas as condições estudadas, observa-se que para tempos a partir de 10 horas a razão I_r/I_a foi superior a 0,05, valor esse utilizado para caracterizar se um material encontra-se sensitizado ou não [33].

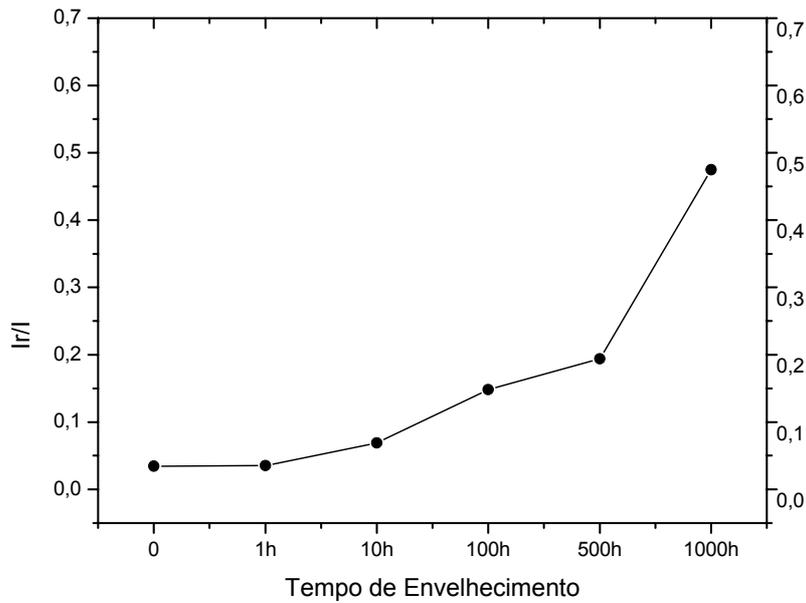


Figura 18. Comportamento da dureza normalizada (Nascimento, 2004).

Pode-se verificar que não ocorrem modificações significativas a partir do estado como recebido, para períodos de exposição de até 10 horas à 475°C, Figura 18. A exposição do aço AISI 444 à temperatura de 475°C, causa acentuadas modificações na sua dureza e resistência a corrosão, para períodos de exposição a partir de 100 horas, caracterizando a fragilização do material (Tabela 8, Figuras 17 e 18) (Nascimento, 2004).

Através do EDX realizado na amostra de 100 horas (Figura 19), foi detectado a presença de picos de oxigênio, além dos elementos próprios do material, reforçando a evidência de oxidação. A presença de oxigênio caracteriza o início de um processo de oxidação (Nascimento, 2004).

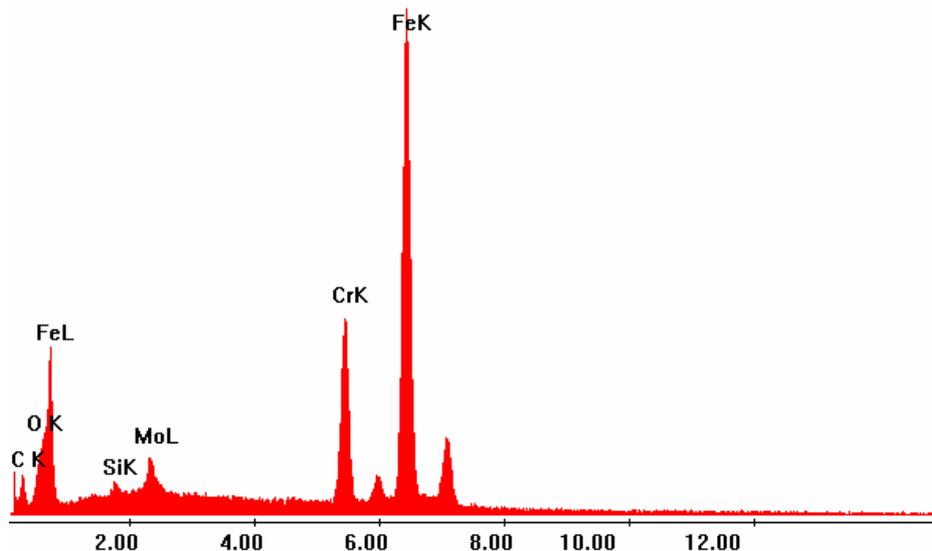


Figura 19. Espectro de análise por energia dispersiva de raios-X de uma amostra de aço AISI 444 submetida a um tratamento térmico de 475°C por 100 horas (Nascimento, 2004).

Pode-se verificar um aumento significativo da dureza, a partir de 100 horas de exposição. Os resultados de EPR-DL mostraram que para tempos de exposição a partir de 10 horas o aço apresentou valores de razão $l_r/l_a > 0,1$, e que pelas técnicas de energia de dispersão de raios-X (EDX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), pôde-se notar que o material sofreu grandes perdas de resistência a corrosão, ficando o valor de $l_r/l_a = 0,1$, como valor de base para afirmações com relação a resistência a corrosão do mesmo (Nascimento, 2004).

3.6.3 Caracterização da ZAC do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444

Foram realizadas soldagens com eletrodos revestidos AWS E316L-17 e E309MoL-16 em três energias de soldagem para analisar o desempenho metalúrgico do metal de solda e da ZAC do aço AISI 444 (Neto, 2004).

Foi verificado um intenso crescimento de grão na ZAC do aço **inoxidável** ferrítico AISI 444 nas proximidades da linha de fusão (Tabela 9 e Figuras 20 e 21), conforme relatado por Modenesi (Modenesi et al, 1992), como também, nessa mesma região, foi verificado a presença de precipitações muito finas (Figura 22), tanto nos contornos como no interior dos grãos. Foi constatado também que os tamanhos dos grãos são diferentes para as energias de soldagem utilizadas. Nas Figuras 20 e 21 estão mostrados as microscopias óticas na região próxima à linha de fusão, para os dois tipos de eletrodos utilizados e para os níveis de níveis de energia mais alto e mais baixo utilizados. A Tabela 9 mostra os tamanhos de grão ASTM da ZAC grão grosso, soldados com energias de soldagem aproximadamente iguais (Neto, 2004).

Tabela 9. Tamanho de Grão ASTM para a ZAC grão grosso dos ensaios realizados (Neto, 2004).

Ensaio	3.6.3.1.1.1 Eletrodo Utilizado	Energia de soldagem (kJ/cm)	Tamanho de Grão ASTM
1	AWS E316L-17	12,4	3,0
2		8,5	4,0
3		5,2	7,0
4	AWS E309MoL-16	12,8	3,0
5		8,4	4,0
6		5,4	4,0

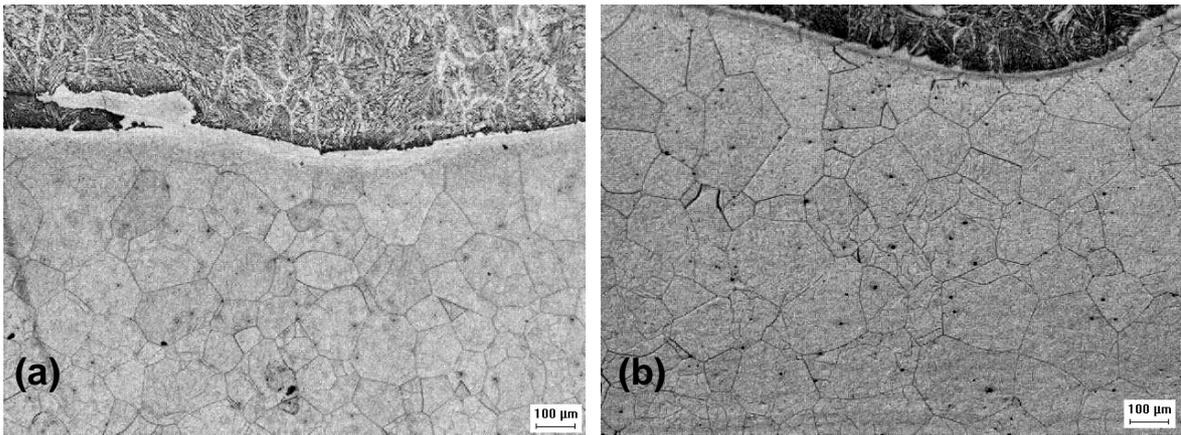


Figura 20. ZAC do aço AISI 444. (a) Ensaio 3. (b) Ensaio 6. Aumento de 50x (Neto, 2004).

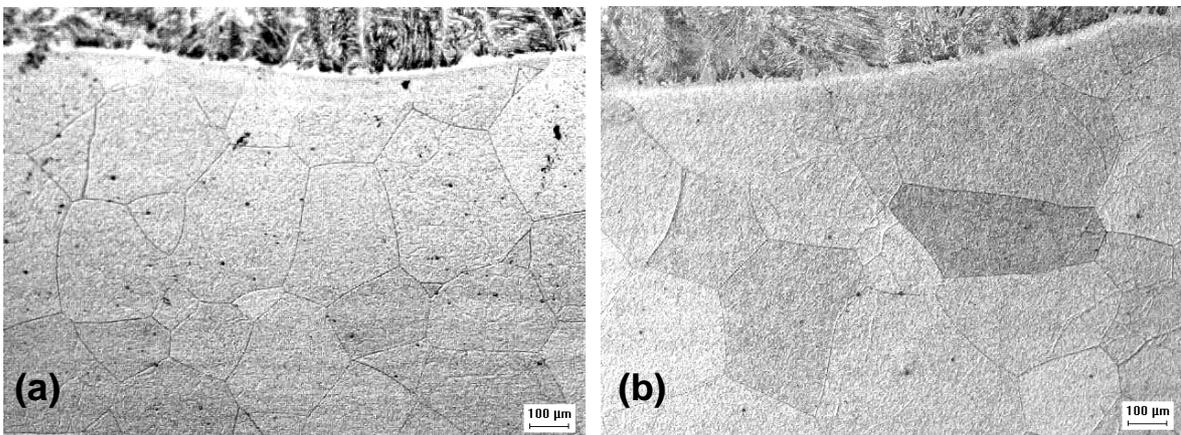


Figura 21. ZAC do aço AISI 444. (a) Ensaio 1. (b) Ensaio 4. Aumento de 50x (Neto, 2004).

Para todas as energias de soldagem foi verificado a presença de precipitações muito finas que podem ser carbonetos ou carbonitretos finamente precipitados na ZAC, próximo a linha de fusão, tanto nos contornos de grão como na matriz ferrítica. A princípio, esse comportamento poderia caracterizar o fenômeno de sensitização, uma vez que, para os aços inoxidáveis ferríticos, é essa a região que atinge temperaturas acima de 925°C, onde ocorre esse fenômeno, mas em alguns contornos bem mais afastados dessa região, ou seja, regiões que possivelmente atingem temperaturas abaixo de 925°C, esse fenômeno também é observado. Na Figura 22 é possível visualizar essas finas precipitações tanto na matriz ferrítica, quanto nos contornos de grão (Neto, 2004).

Um estudo mais detalhado é necessário para que se possa determinar com exatidão o fenômeno que caracteriza a formação destas precipitações.



Figura 22. Precipitação de possíveis carbonetos e/ou carbonitreto logo abaixo da linha de fusão. Aumento de 500x (Neto, 2004).

As amostras soldadas, após análise no microscópio eletrônico de varredura (MEV), apresentaram logo abaixo da linha de fusão precipitações muito finas em formato de agulha medindo entre 0,5 e 0,7 μ m de espessura. Uma vez que estas precipitações estão no limite da resolução do MEV utilizado (0,5 μ m), não foi possível realizar a análise pelo uso de EDX para a identificação dos elementos presentes. As Figuras 23 e 24 mostram essas precipitações que foram verificadas em todos os corpos de prova soldados. Constatou-se que na região onde ocorrem essas precipitações praticamente não existem carbonitreto de titânio, o que pode indicar que esses carbonitreto se solubilizaram com a alta temperatura e a seguir, no resfriamento, se reprecipitaram finamente (Neto, 2004).

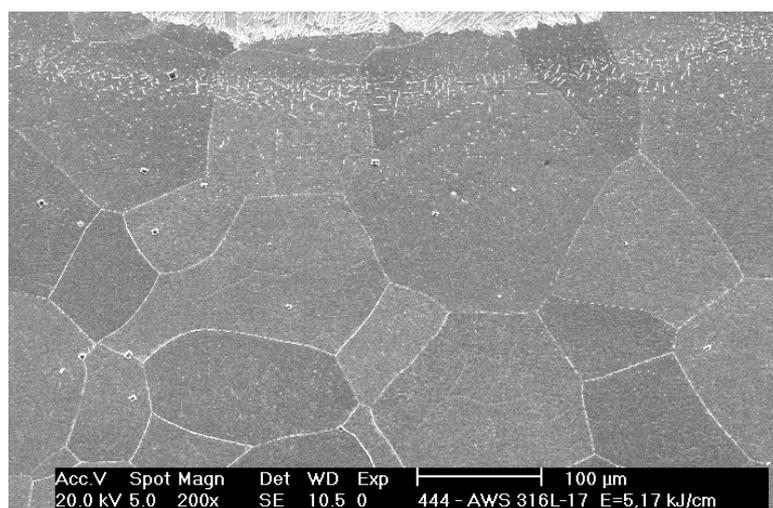


Figura 23. Microscopia eletrônica ZAC. 200x. Ensaio 3 (Neto, 2004).

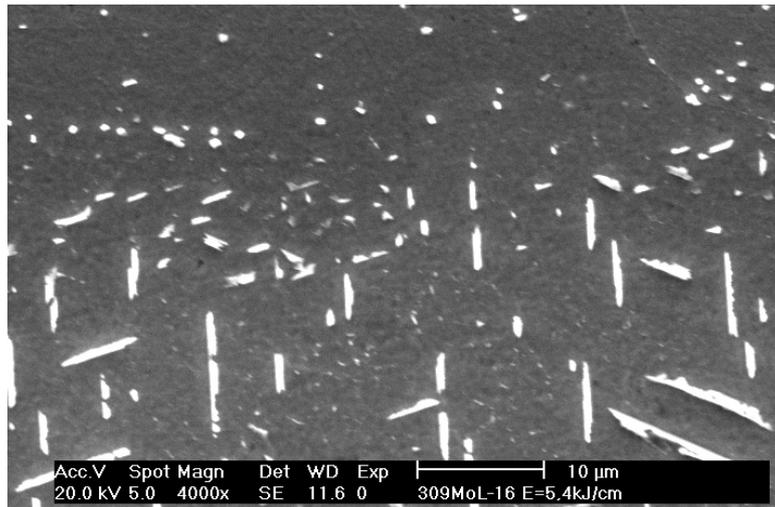


Figura 24. Precipitações logo abaixo da linha de fusão. 4000x. Ensaio 6 (Neto, 2004).

À medida que se distancia da linha de fusão é possível visualizar bem a diminuição do tamanho de grão ao longo da ZAC em direção ao metal de base (Neto, 2004).

Foi levantado o perfil de microdureza da ZAC e pode-se observar que nos grãos mais grosseiros, juntos à linha de fusão, a dureza é inferior à dureza do metal de base (em torno de 199 HV). Para a ZAC das amostras soldadas com eletrodo AWS E316L-17 (Figura 25), esses valores de dureza tendem a cair ao longo da ZAC e para a ZAC das soldadas com eletrodo AWS E309MoL-16 (Figura 26), esses valores de dureza tendem a cair até uma certa altura da ZAC e depois crescem significativamente para valores próximos à do metal de base. Este fato deve estar associado à distribuição dos tamanhos de grão ao longo da ZAC ou a presença de precipitados ou fases fragilizantes. Apesar dos grãos serem demasiadamente grandes nas proximidades da linha de fusão, de uma maneira geral, para os perfis de microdureza levantados, essa região apresentou dureza considerável, provavelmente, devido à precipitação da fase muito fina (Neto, 2004).

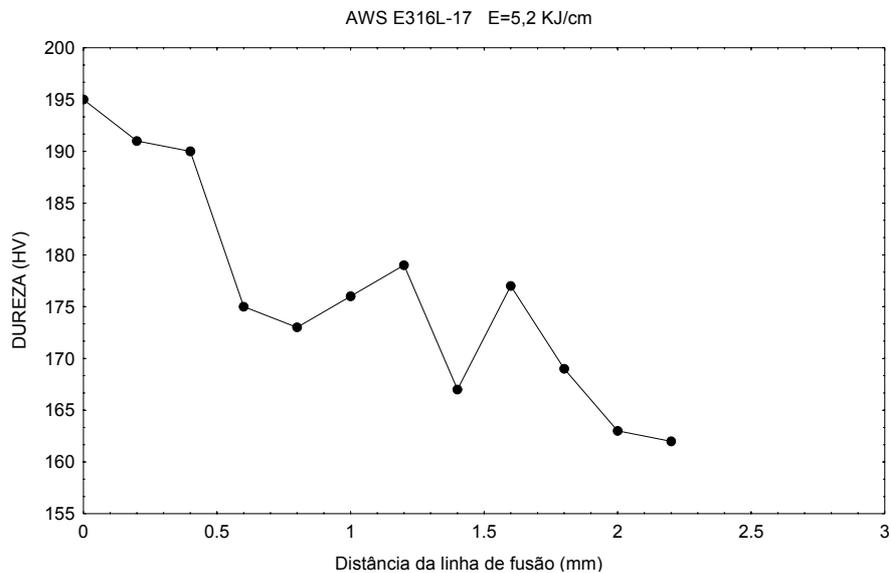


Figura 25. Perfil de microdureza ao longo da ZAC para amostra soldada com o eletrodo AWS E316L-17 e energia de soldagem de 5,2 kJ/cm (Neto, 2004).

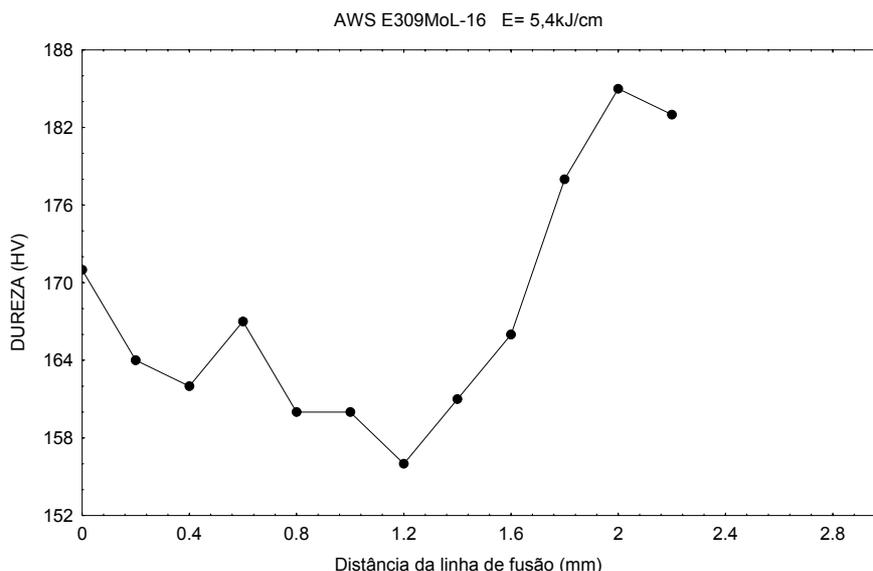


Figura 26. Perfil de microdureza ao longo da ZAC para amostra soldada com o eletrodo AWS E309MoL-16 e energia de soldagem de 5,4 kJ/cm (Neto, 2004).

3.6.4 O Efeito do Ensaio de Dobramento a Frio de Chapas de Aço AISI 444 no Surgimento da Fragilização

Foram realizados ensaios de dobramento semi-guiados a temperatura ambiente, segundo a norma ABNT NBR 6153, em “U” e duplo “U”. Após o dobramento, foram feitas microscopias óticas e eletrônica e ensaios de microdureza Vickers para caracterizar o comportamento do material após as deformações.

Após o tratamento térmico a 475°C durante 10 horas, a amostra da chapa sem deformação não apresentou aumento considerável de dureza, ficando em torno de 200 HV, evidenciando que não houve condições propícias para a precipitação de microconstituintes frágeis (Neto, 2004).

Nas amostras deformadas em U e duplo U, verificou-se um considerável refino de grão nas proximidades das superfícies da chapa, devido às tensões trativas e compressivas atuarem mais intensamente nessa região, e uma tendência a conservação do tamanho de grão original nas proximidades da linha neutra de deformação da chapa. Foi feito o levantamento do perfil de microdureza ao longo dessa espessura, antes e depois do tratamento térmico, para verificar se houve alteração da dureza ao longo da espessura (Neto, 2004).

Na Figura 27 tem-se um esboço da região da chapa deformada (região hachurada) onde foram levantados os perfis de microdureza da espessura. Já a Figura 28 mostra a microestrutura da seção transversal do simples U após o tratamento térmico a 475°C durante 10 horas, onde foi levantado o perfil de microdureza. As regiões superior e inferior da figura são as regiões mais próximas da superfície da chapa e, onde percebe-se o refino

dos grãos. No centro, os grãos continuam grosseiros e visualizam-se as bandas de deformação (Neto, 2004).

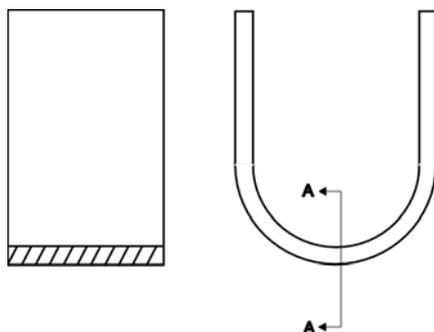


Figura 27. Corte A-A da região da chapa deformada onde foram levantados os perfis de microdureza ao longo da espessura (Neto, 2004).

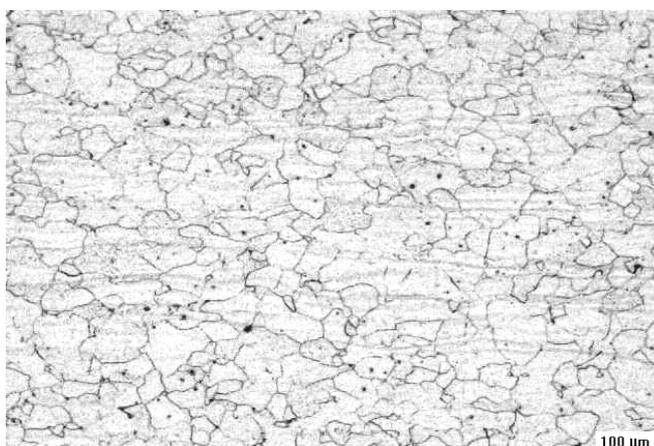


Figura 28. Seção transversal do dobramento em U tratado a 475°C durante 10 horas. Aumento 50x (Neto, 2004).

Não foi possível encontrar indícios que comprovassem a existência da precipitação da fase fragilizante α' , através da realização de análise por microscopia eletrônica de varredura e da análise dispersiva de raio-X na seção transversal da amostra deformada em U e tratada termicamente, pois o microscópio eletrônico de varredura utilizado não possui resolução suficiente que possibilite a identificação dessas partículas, pois as mesmas são muito finas, menores que o limite do equipamento para realizar a identificação (da ordem de 0,5µm) (Neto, 2004).

Na Figura 29 é mostrado o perfil de microdureza da amostra sem deformação, em U e duplo U. Percebe-se que a dureza no centro da chapa para as três amostras é aproximadamente a mesma. Nas extremidades, ocorre um aumento da dureza devido o menor tamanho de grão nessa região (Neto, 2004).

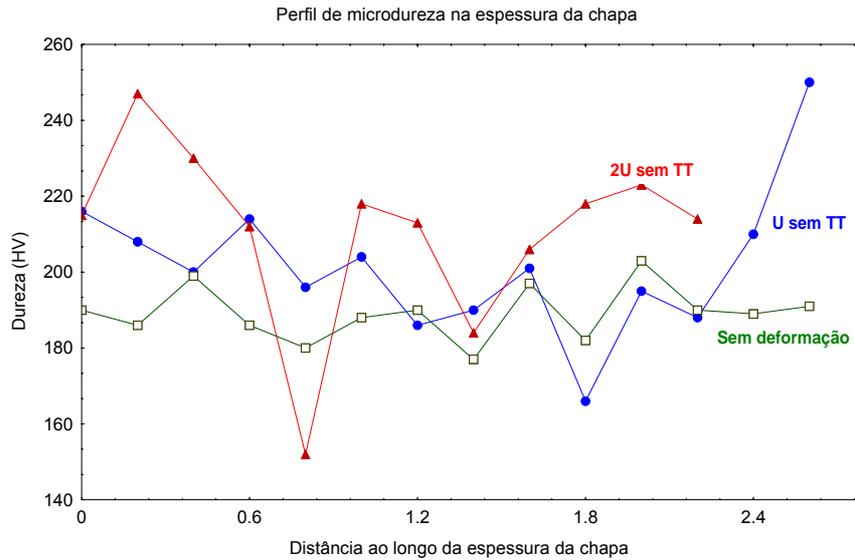


Figura 29. Perfil de microdureza ao longo da espessura da chapa no estado sem deformação, dobrado em U e duplo U, sem tratamento térmico (Neto, 2004).

A Figura 30 mostra, após o tratamento térmico, o perfil de microdureza da amostra sem deformação, em U e em duplo U. Percebe-se que após o tratamento térmico, a amostra deformada em U apresenta níveis de dureza maiores que a amostra deformada em duplo U. Esse comportamento deve estar associado ao fato de que a amostra deformada em U possui um nível de tensão interna maior que a em duplo U, uma vez que se desdobra a amostra em U e a dobra em sentido contrário para formar o duplo U, com isso estar-se-á aliviando parte das tensões geradas quando a chapa é dobrada pela primeira vez. A partir deste fato tem-se que, após o tratamento térmico de fragilização, para maiores níveis de tensão interna, maior é a probabilidade da fase α' estar presente (Neto, 2004).

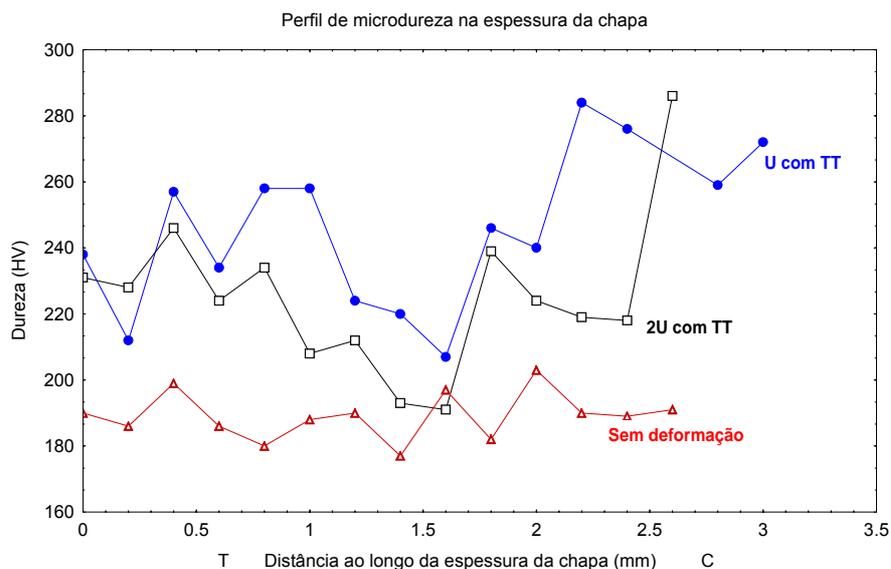


Figura 30. Perfil de microdureza ao longo da espessura da chapa, após tratamento térmico, no estado sem deformação, dobrado em U e duplo U (Neto, 2004).

A Figura 31 mostra o perfil de microdureza antes e depois do tratamento térmico para a amostra deformada em U. Percebe-se que o tratamento térmico influenciou no aumento da dureza do estado tratado em relação ao estado sem tratamento térmico, possivelmente devido à precipitação de microconstituintes frágeis (Neto, 2004).

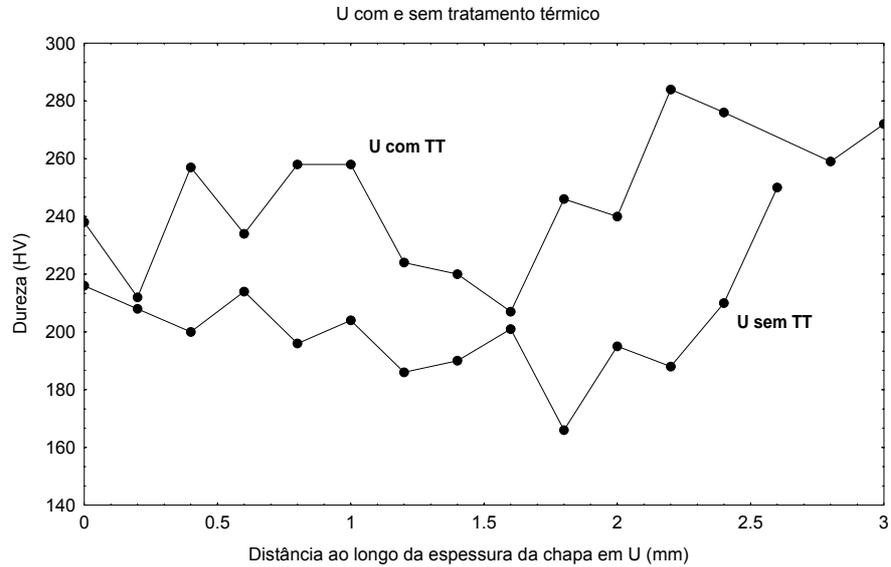


Figura 31. Perfil de microdureza ao longo da espessura da chapa dobrada em U com e sem tratamento térmico (Neto, 2004).

O mesmo não ocorreu com a amostra deformada em duplo U, como ser visto na Figura 32 que mostra o perfil de microdureza antes e depois do tratamento térmico para essa amostra, onde se pode observar que não houve um considerável aumento no perfil de microdureza do estado tratado em relação ao estado sem tratamento térmico (Neto, 2004).

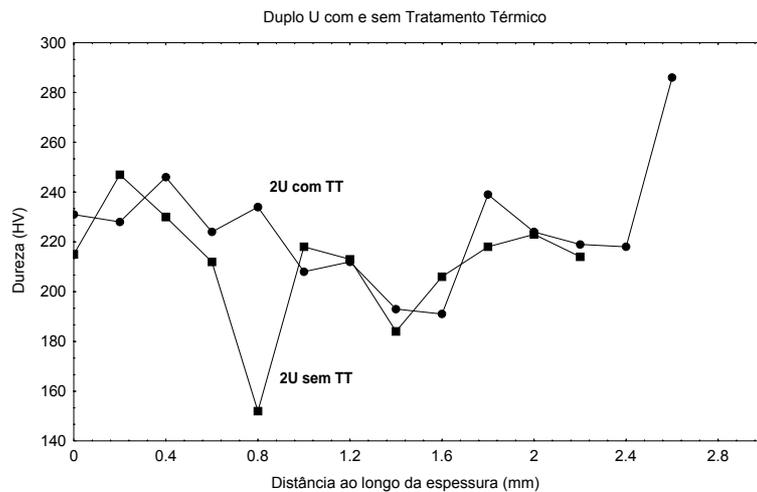


Figura 32. Perfil de microdureza ao longo da espessura da chapa dobrada em duplo U com e sem tratamento térmico (Neto, 2004).

3.6.5 Comportamento Corrosivo do Aço AISI 444 Soldado em Meio de Petróleo Pesado

Foram realizados ensaios nas amostras soldadas (Tabela 9) que simulam condições reais de destilação de petróleo. O petróleo utilizado neste ensaio é oriundo do Campo Produtor de Fazenda Alegre-ES e foi cedido pela PETROBRAS UN/LUBNOR.

As amostras, sem escória, foram imersas no petróleo nas temperaturas de 200°C e 400°C durante quatro horas para simular condições propícias à ocorrência de corrosão. A duração de quatro horas é o limite do equipamento. Logo após, as amostras foram resfriadas ao ar e imersas em um banho de tolueno e n-pentano para remover o excesso de petróleo da superfície. Em seguida, as amostras foram levadas ao microscópio eletrônico para visualização de possíveis nucleações de óxidos na superfície do metal de solda e da ZAC, além da identificação desses óxidos por meio de EDX (Neto, 2004).

A caracterização do petróleo utilizado é dada na Tabela 10.

Tabela 10. Caracterização do petróleo utilizado no ensaio (Neto, 2004).

Análise Físico-Química				
Densidade (°API)	Ponto de Fluidez (°C)	Viscosidade 37,8 °C (cSt)	Viscosidade 50° C (cSt)	Teor de Enxofre (% m/m)
14,8	-3	8244	1928	0,79

As análises microscópicas das amostras soldadas e expostas ao ensaio de corrosão em petróleo mostraram que a superfície externa do metal de solda depositado pelo eletrodo AWS E316L-17 (Figuras 33 e 34) para a energia de 12 kJ/cm está mais susceptível ao ataque corrosivo e a superfície externa do metal de solda depositado com o eletrodo AWS E309MoL-16 (Figura 35) possui maior resistência ao ataque corrosivo para esse maior nível de energia, possivelmente devido aos maiores teores de molibdênio presentes nesse depósito. Ainda para o metal de solda, conclui-se que quanto maior a energia de soldagem, maiores são as quantidades de óxidos sobre sua superfície após ensaio de corrosão (Neto, 2004).

A Tabela 11 mostra a composição química dos eletrodos utilizados nestes ensaios.

Tabela 11. Composição química dos eletrodos segundo fabricante (% em massa).

Eletrodos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
AWS E 316L-17	<0,03	0,9	0,7	18,3	11,8	2,5
AWS E309MoL-16	<0,03	-	-	23	13	2,5

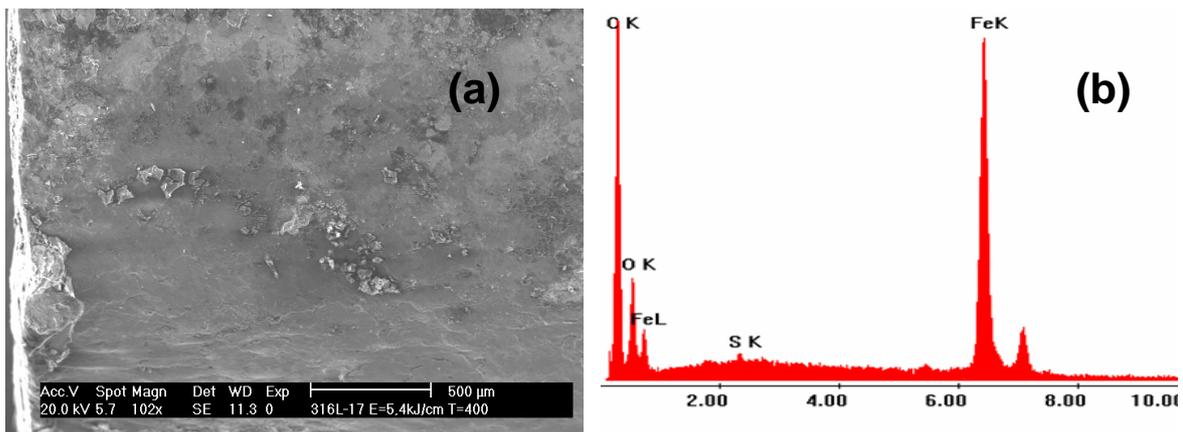


Figura 33. (a) Microscopia eletrônica da superfície do metal de solda depositado. Aumento de 100x. (b) EDX da respectiva região. E316L-17 5,2 kJ/cm (Neto, 2004).

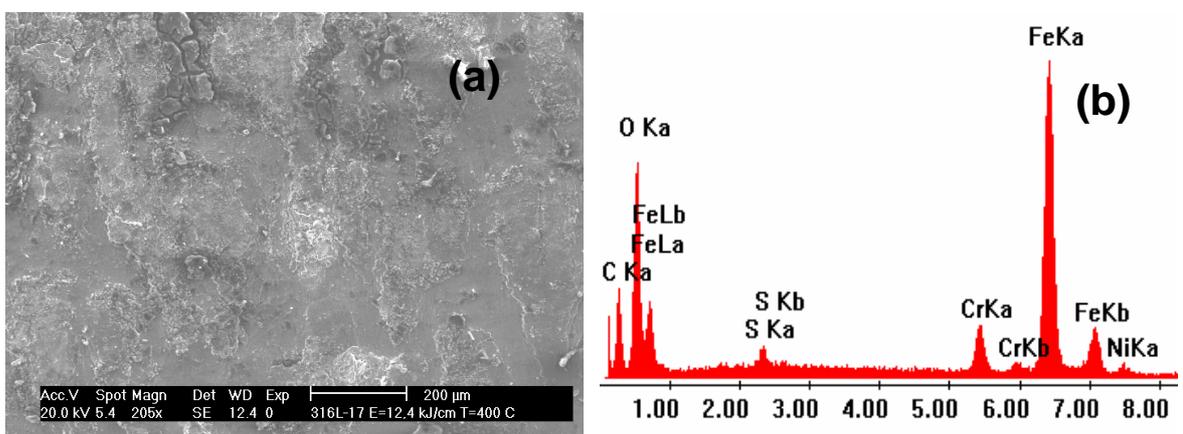


Figura 34. (a) Microscopia eletrônica da superfície do metal de solda depositado. Aumento de 200x. (b) EDX da respectiva região. E316L-17 12,4 kJ/cm (Neto, 2004).

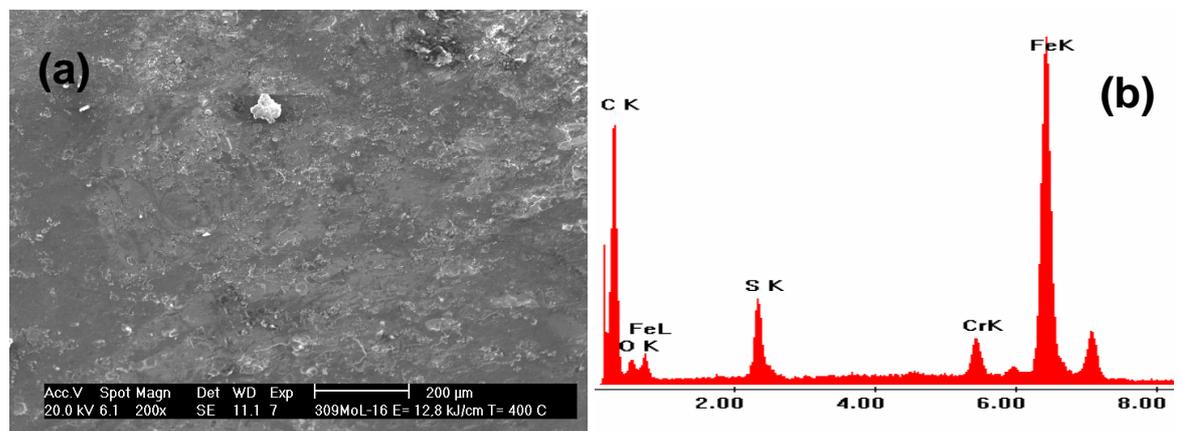


Figura 35. (a) Microscopia eletrônica da superfície do metal de solda depositado. Aumento de 200x. (b) EDX da respectiva região. E309MoL-16 12,8 KJ/cm (Neto, 2004).

Para a superfície externa da ZAC, no ensaio de corrosão a 200°C, concluiu-se que as energias de soldagem não exercem influência direta sobre a nucleação de óxidos para essa região, mas a 400°C a corrosão na ZAC se mostrou atuante, ocorrendo perda de massa na ZAC soldada com a maior energia (12 kJ/cm) como pode ser observado nas Figuras 36 e 37 (Neto, 2004).

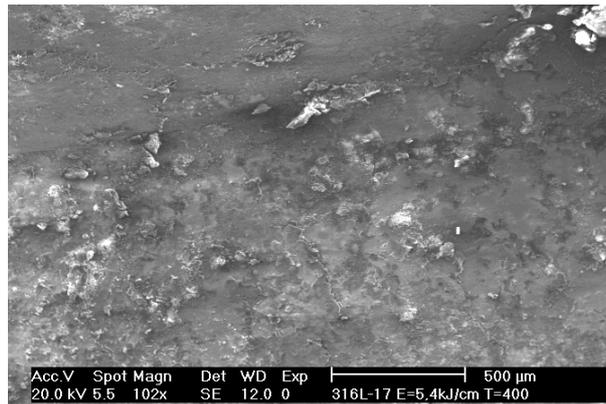


Figura 36. Superfície da ZAC. Ensaio 3 (Neto, 2004).

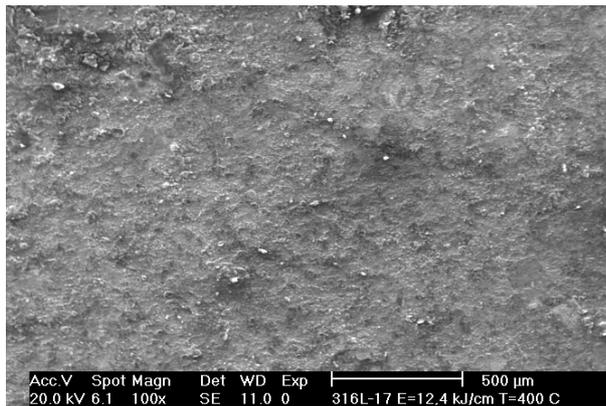


Figura 37. Superfície da ZAC. Ensaio 1 (Neto, 2004).

Foi verificado a existência de trincas, após o ensaio de corrosão, entre o metal de base e o metal de solda, principalmente nas amostras soldadas com o eletrodo AWS E316L-17 (Figura 38). Essas trincas possivelmente devem estar associadas à ocorrência do mecanismo de corrosão sob tensão, onde as tensões residuais do processo de soldagem juntamente com a atmosfera corrosiva gerada no ensaio atuam paralelas para a ocorrência desse fenômeno (Neto, 2004).

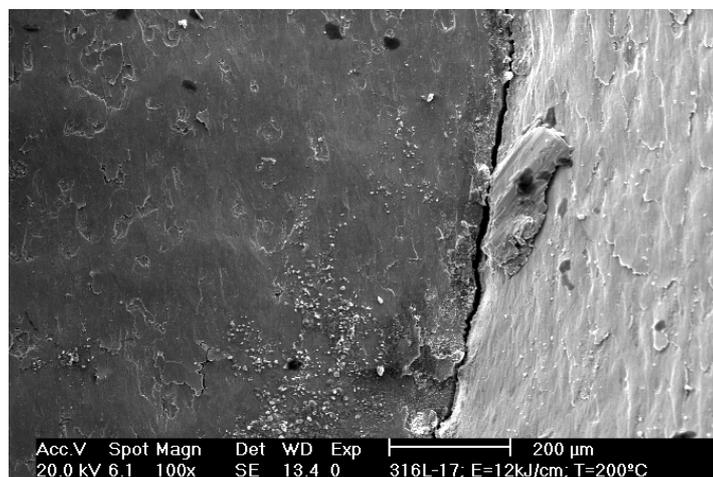


Figura 38. Microtrinca entre o metal de base e o metal de solda em amostra soldada com eletrodo AWS E316L-17 e energia de 12,4 kJ/cm. Aumento de 100x. (Neto, 2004).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Aço Utilizado

Os aços a serem utilizados neste trabalho são:

- aço inoxidável ferrítico AISI 444;
- aço inoxidável austenítico AISI 316;
- aço ASTM 516 grau 60.

A composição química dos aços é apresentada nas Tabelas 12, 13 e 14.

Tabela 12. Composição química do aço AISI 444 (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,015	0,121	0,54	0,024	0,001	17,558	0,201	1,857
Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	N	O
0,011	0,0343	0,017	0,045	0,162	0,1294	0,123	0,023

Tabela 13. Composição química do aço AISI 316 (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,08	2,00	1,00	0,045	0,030	16,00	10,00	2 - 3

Tabela 14. Composição química do aço ASTM 516 grau 60 (% em massa).

C	Mn	Si	Al
0,14	0,94	0,20	0,37

4.1.2 Eletrodos Utilizados

Serão utilizados dois tipos de eletrodos revestidos inoxidáveis austeníticos com 2,5 mm de diâmetro cuja composição química dos metais depositados, fornecidas pelo fabricante, está mostrado na Tabela 15.

Tabela 15. Composição química dos eletrodos segundo fabricante (% em massa).

Eletrodos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
AWS E 316L-17	<0,03	0,9	0,7	18,3	11,8	2,5
	C	Cr	Ni	Mo		
AWS E309MoL-16	<0,03	23	13	2,5	-	-

4.1.3 Equipamentos para Soldagem

- Fonte Inversal 300 – LABSOLDA/UFSC (Figura 39).
- Tartílope V1 – LABSOLDA/UFSC.
- Sistema de aquisição de dados Interdata II.



Figura 39. Fonte Inversal 300 – LABSOLDA/UFSC.

4.1.4 Equipamentos para os Ensaios Metalográficos

- Lixadeira
- Politriz
- Microscópio Ótico
- Microscópio Eletrônico de varredura
- Máquina Fotográfica Digital

4.1.5 Equipamento para Tratamento Térmico

- Forno Térmico

4.2 Metodologia

A metodologia para o desenvolvimento deste projeto será dividida em três etapas. As atividades que serão executadas em cada uma delas são apresentadas a seguir.

4.2.1 Estudo da Fadiga Térmica

Foram confeccionados corpos de provas de chapa de aço inoxidável AISI 444 e AISI 316L de 3,0 mm de espessura e diâmetro de 400 mm soldados sobre bases de aços ASTM A 516 Gr 60 com 19,0 mm de espessura e 440 mm de diâmetro. Foram soldados quatro corpos de provas de acordo com as combinações mostradas na Tabela 16, empregando dois tipos de consumíveis: o eletrodo AWS E316L-17 e o eletrodo AWS E309MoL-16.

Tabela 16. Descrição dos corpos de prova para os Ensaios de Fadiga Térmica.

Número de identificação do corpo de prova	Chapa (MB1)	Chapa base (MB2)	Eletrodo
1	AISI 444	ASTM A 516 Gr 60	AWS E 309MoL-16
2	AISI 444	ASTM A 516 Gr 60	AWS E 316L-17
3	AISI 316L	ASTM A 516 Gr 60	AWS E 309MoL-16
4	AISI 316L	ASTM A 516 Gr 60	AWS E 316L-17

Na Figura 40 é mostrado um desenho esquemático dos corpos de prova que serão soldados para a realização dos ensaios de Fadiga Térmica.

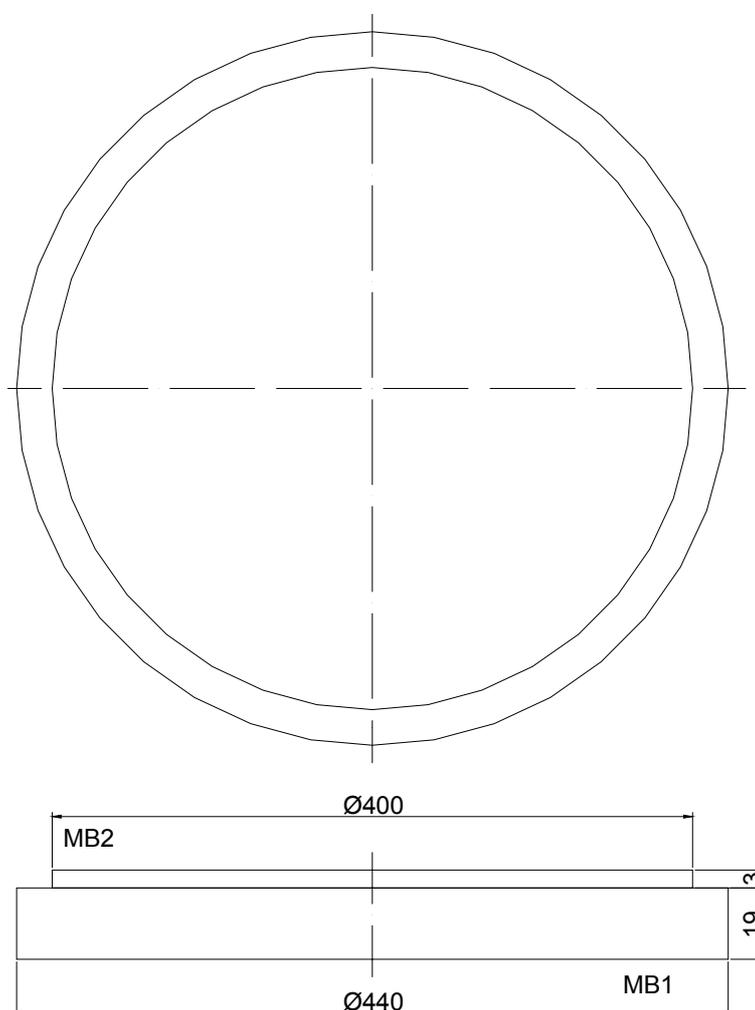


Figura 40. Desenho esquemático do corpo de prova para ensaio Fadiga Térmica.

As soldagens foram realizadas na posição plana por um soldador qualificado disponibilizado pela unidade de refino de petróleo da Petrobrás – LUBNOR.

Inicialmente as chapas foram presas por um dispositivo de fixação (grampos) de modo que os seus centros coincidam, em foi feito a união das chapas através da aplicação

de pontos de solda localizados em quatro pontos equidistantes, para evitar que as mesmas saiam da posição inicial (Figura 41) e/ou haja distorção. Só após foram realizadas as soldagens.



Figura 41. Corpo de prova para a realização das soldagens com o uso de grampos de fixação e aplicação de pontos de solda.

O procedimento de soldagem consistiu na simples deposição de um cordão de solda ao longo do comprimento da circunferência da chapa de diâmetro menor sobre a de diâmetro maior. Como pode ser observado nas Figura 42, 43, 44 e 45, os corpos de prova foram divididos em quatro quadrantes de modo que a deposição dos cordões de solda seja feita no primeiro quadrante, em seguida no terceiro quadrante, depois foi soldado o segundo quadrante e por último o quarto quadrante. O soldagem foi adotada desta forma para tentar minimizar as tensões na chapa.



Figura 42. Deposição do cordão de solda no primeiro quadrante dos corpos de prova.



Figura 43. Deposição do cordão de solda no terceiro quadrante dos corpos de prova.



Figura 44. Deposição do cordão de solda no terceiro quadrante dos corpos de prova.



Figura 45. Deposição do cordão de solda no terceiro quadrante dos corpos de prova.

Após as soldagens cada corpo de prova foi submetido a ciclos de fadiga térmica com aquecimento desde a temperatura ambiente (30°C) até 400°C. A taxa de aquecimento usada foi de 10°C/min, o que resultou em 40 minutos para que o corpo de prova atinja 400°C, a partir da temperatura ambiente. Para cada ciclo, o tempo de permanência na temperatura de 400°C foi de 30 minutos. Em seguida, desligou-se o forno para que os corpos de prova resfriassem ao forno até a temperatura de 300°C, o tempo estimado para este resfriamento foi de 50 minutos. Nesta temperatura, os corpos de prova foram retirados do forno e resfriarão ao ar calmo até alcançarem a temperatura ambiente, o tempo estimado foi de 100 minutos. Após alcançar a temperatura ambiente, os corpos de prova foram submetidos a inspeção por líquido penetrante nas regiões da solda (zona afetada termicamente e metal de solda). Não sendo verificada a presença de trincas, os corpos de provas serão submetidos a um novo ciclo de fadiga térmica até que surjam trincas e/ou completem-se dez ciclos. Os resultados da inspeção foram registrados por fotografia.

A inspeção por líquido penetrante após cada ciclo de Fadiga Térmica foi realizada pela equipe do ENGESOLDA, sendo após completar o quinto e o décimo ciclo a inspeção foi feita por um Inspetor de LP disponibilizado pela unidade de refino de petróleo da Petrobrás – LUBNOR.

Os corpos de provas que apresentarem trincas, assim como aqueles que não trincarem até o décimo ciclo serão submetidos a análises metalográficas para a caracterização das trincas e/ou da microestrutura no metal de solda e na zona afetada pelo calor -ZAC.

4.2.2 Definição do Procedimento de Soldagem para Avaliação das Condições de Fragilização do AISI 444

Ao todo serão preparados seis corpos de prova para as alternativas de soldagem a), b) e c), abaixo descritas, além daqueles necessários para a qualificação do procedimento. Serão empregados eletrodos AWS E316L e AWS E3096MoL.

- a) Aço AISI 444 com aço AISI 444.
- b) Aço AISI 444 com aço AISI 444 em base de aço AISI 516-60.
- c) Aço AISI 444 com aço AISI 444 em base de aço AISI 410s ou 405s.
- d) Qualificação dos procedimentos de soldagem.
- e) Avaliação do efeito da diluição nos teores de molibdênio da superfície do cordão de solda.

4.2.3 Corpos de prova para testes de suscetibilidade à corrosão naftênica.

Serão elaborados os corpos de prova descritos abaixo para a realização no CENPES de testes de suscetibilidade à corrosão naftênica. A definição das dimensões dos

corpos de prova para os testes de suscetibilidade à corrosão naftênica será feita pelo CENPES.

- a) Aço AISI 444 com aço AISI 444 empregando eletrodo AWS E309Mol.
- b) Aço AISI 444 com aço carbono empregando eletrodo AWS E309Mol.
- c) Aço AISI 444 com aço AISI 410s empregando eletrodo AWS E309Mol.

5 CRONOGRAMA DE EXECUÇÃO DA PARTE PRÁTICA

O cronograma das atividades realizadas e a serem realizadas neste trabalho é apresentada na tabela 16.

Tabela 17. Cronograma segundo etapas de desenvolvimento.

Etapa Metodológica	Mês											
	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10	11	12
Revisão Bibliográfica	■	■	■									
Preparação dos experimentos				■								
Ensaio de Fadiga Térmica					■	■	■					
Procedimento de soldagem para avaliação das condições de fragilização						■	■	■				
Testes de suscetibilidade à corrosão naftênica								■	■			
Tratamento de dados								■	■	■		
Discussão dos resultados e redação da dissertação									■	■	■	
Publicação do trabalho												■
Defesa												■

6 ORÇAMENTO

O orçamento para os gastos com material de consumo e mão-de-obra é apresentado na tabela 17.

Tabela 18. Orçamento para material de consumo e mão-de-obra.

Item	Descrição	Quantidade	Preço Unitário (R\$)	Total (R\$)
Material de Consumo				
1	Chapa de aço AISI 444	1 unidade	1.500,00	1.500,00
2	Chapa de aço AISI 516-60	1 unidade	1.700,00	1.700,00
3	Chapa de aço AISI 316	1 unidade	1.500,00	1.500,00
4	Chapa de aço AISI 410	1 unidade	1.500,00	1.500,00
5	Eletrodos AWS E316L	8 kg	43,00	344,00
6	Eletrodos AWS E309MoL	8 kg	49,00	392,00
7	Material metalográfico	Verba	1.500,00	1.500,00
8	Líquido Penetrante	1	300,00	300,00
9	Materiais diversos	Verba	1.000,00	1.000,00
Sub-total				9.736,00
Serviços de Terceiros				
10	Soldador	1 mês	650,00	650,00
11	Inspetor de LP	1 mês	850,00	850,00
Sub-total				1.500,00
Total Geral				11.236,00

7 BIBLIOGRAFIA

- [1]. ASM SPECIALTY HANDBOOK, "Stainless Steels", first edition, Materials Park, 1994.
- [2]. BUSSINGER, ENG. E. R., "Soldagem dos Aços Inoxidáveis", PETROBRÁS, Petróleo Brasileiro S/A, SEPES-DIVEN-SEN-RIO,
- [3]. FARIA, RICARDO A., BRANDI, SERGIO D., "Efeito dos Teores de Cr e Mo na Tenacidade de Ligas Inoxidáveis Ferríticas Estabilizadas Soldadas pelo Processo MIG", XXVII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Campinas- SP, 2001.
- [4]. HONEYCOMBE, R. W. K., BHADESHIA, H. K. D. H., "Steels: microstructure and properties." 2ª ed, John Wiley & Sons, Inc., NY, USA, 1995.
- [5]. KAH, D. H., DICKINSON, D. W., "Weldability of the Ferritic Stainless Steels". Welding Journal, ago 1981, pp. 135s-142s.
- [6]. METALS HANDBOOK, "V1: Properties and selection. Irons, steels and high performance alloys." 10ª ed, Materials Park, OH, USA, ASM, 1990.
- [7]. MODENESI, PAULO J., MARQUES, PAULO V., DOS SANTOS, DABERTO B., "Curso de Metalurgia da Soldagem", UFMG, 1992.
- [8]. NASCIMENTO, ALEX M., "Estudo da Fragilização a 475° C do Aço Inoxidável ferrítico AISI 444 usado na Indústria do Petróleo", UFC, 2004.
- [9]. NETO, MOISÉS A. M., "Caracterização da Zona Afetada pelo Calor do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444", UFC, 2004.
- [10]. PADILHA, A. F., GUEDES, L. C., "Aços inoxidáveis austeníticos, microestrutura e propriedades", Hermus, São Paulo, 1994.
- [11]. SEDRICKS, A. J.; "Corrosion of Stainless Steel", Wiley-Interscience Publications, second edition, New York, USA, 1996.
- [12]. SMITH, W. F., " Structure and properties of engineering alloys.", second edition, 1993, USA, McGraw-Hill, Inc.
- [13]. WELDING HANDBOOK, American Welding Society, vol. 4, 7ª ed., USA, 1991.