

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANÁLISE DE FALHA E DE PROPOSTA PARA PROCEDIMENTO DE FABRICAÇÃO E  
REPARO DE DEFLETOR DE VASO DE PRESSÃO CONFECCIONADO EM AÇO  
INOXIDÁVEL DUPLEX

por

Ricardo De Bastiani Grubert

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Engenheiro Mecânico.

Porto Alegre, Junho de 2010.



**Universidade Federal do Rio Grande do Sul**

**Escola de Engenharia**

**Departamento de Engenharia Mecânica**

**ANÁLISE DE FALHA E DE PROPOSTA PARA PROCEDIMENTO DE FABRICAÇÃO E  
REPARO DE DEFLETOR DE VASO DE PRESSÃO CONFECCIONADO EM AÇO  
INOXIDÁVEL DUPLEX**

por

**Ricardo De Bastiani Grubert**

ESTA MONOGRAFIA FOI JULGADA ADEQUADA COMO PARTE DOS REQUISITOS PARA A  
OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
**ENGENHEIRO MECÂNICO**  
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELA BANCA EXAMINADORA DO  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. Walter Jesus Paucar Casas  
Coordenador do Curso de Engenharia Mecânica

Área de Concentração: **Projeto e Fabricação**

Orientadora: Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro

Comissão de Avaliação:

Prof. Dr. Flávio José Lorini – UFRGS / DEMEC

Prof. Dr. Joyson Luiz Pacheco – UFRGS / DEMEC

Prof. Dr. Rodrigo Rossi – UFRGS / DEMEC

Porto Alegre, 18 de Junho de 2010.

Dedico este trabalho de modo especial à minha mãe, por sempre me apoiar e incentivar durante esta jornada.

## **AGRADECIMENTOS**

Em primeiro lugar à minha família, por me ter apoiado não só durante a faculdade, mas por toda a vida, por terem me ensinado valores aos quais seguir e por terem me propiciado todas as condições favoráveis das quais necessitei;

à minha orientadora, Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Cíntia C. P. Mazzaferro, por ter me guiado e auxiliado durante a realização deste trabalho;

ao engenheiro Dalton Maron, pela ajuda e pelas lições passadas durante este trabalho e ao longo de 2 anos de convivência;

aos engenheiros Alexandro Neis e Elisabete Silva, pelo auxílio decisivo durante a realização das análises deste trabalho;

aos meus amigos que me ajudaram e me apoiaram durante estes anos.

GRUBERT, R. D. B., **Análise de Falha e de Proposta para Procedimento de Fabricação e Reparo de Defletor de Vaso de Pressão Confeccionado em Aço Inoxidável Duplex**. 2010. 31 folhas. Monografia (Trabalho de Conclusão do Curso de Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

## **RESUMO**

Este trabalho trata sobre a análise de falha realizada em conjunto defletor de um vaso de pressão de indústria petroquímica, fabricado em aço inoxidável duplex UNS S31803, e de proposta de procedimento de fabricação e reparo sugerido pelo fabricante do material. Utilizou-se de métodos de metalografia e espectrometria de fluorescência de raios-x para avaliar possíveis modificações microestruturais no material que tenham contribuído para a evolução das falhas, e avaliar composição dos materiais envolvidos. Após verificação do histórico do conjunto e realização das análises, concluiu-se que provavelmente o modo de falha preponderante é a fadiga do material, nucleada na região do cordão de solda. Concluiu-se também que, diferentemente do que foi suposto inicialmente, os elementos não aparentam ter sofrido corrosão sob tensão, o que poderia ter contribuído para antecipar a falha por fadiga. Além disso, a proposta de procedimento de fabricação e reparo sugerida foi considerada adequada para a aplicação.

**PALAVRAS-CHAVE:** aço inoxidável duplex, análise de falha, modificações microestruturais.

GRUBERT, R. D. B., **Failure Analysis and Proposal for Fabrication and Repair Procedure for a Pressure Vessel Deflector Made of Duplex Stainless Steel**. 2010. 31 folhas. Monografia (Trabalho de Conclusão do Curso de Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

## **ABSTRACT**

This work deals with a failure analysis performed to a pressure vessel deflector of a petrochemical industry, made of UNS S31803 duplex stainless steel, and analysis of a proposal for fabrication and repair procedure suggested by the material supplier. It took metalography and X-ray fluorescence spectroscopy methods to evaluate possible microstructural modifications on the material that had contributed to develop the failures, and evaluate the involved materials compositions. After verifying the equipment history and performing the analysis, it was concluded that probably the main failure mode was material fatigue, nucleated in the weld bead region. It was also concluded that, differently than it was initially supposed, the elements do not appear have suffered damage from stress corrosion, which could have contributed to hasten the fatigue failure. Besides, the suggested proposal for fabrication and repair procedure was considered appropriate for the application.

**KEYWORDS:** duplex stainless steel, failure analysis, microstructural modifications.

## SUMÁRIO

	Pág.
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. OBJETIVOS .....	1
3. CONTEXTO DA ANÁLISE .....	1
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	3
4.1. Aços inoxidáveis .....	3
4.1.1. Aços inoxidáveis duplex .....	5
4.2. Modificações metalúrgicas nos AID decorrentes de processo de soldagem .....	6
4.3. Influência do nitrogênio na liga e no gás de proteção .....	7
4.4. Fadiga .....	8
4.5. Corrosão Sob Tensão .....	8
4. METODOLOGIA .....	9
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	10
6. CONCLUSÕES .....	16
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	18
Apêndice I - Imagens do vaso de pressão e conjunto defletor .....	19
Apêndice II - Fatos do histórico do vaso e seus componentes relevantes para o estudo .....	21
Apêndice III – Fraturas analisadas neste trabalho .....	22
Apêndice IV – Trincas existentes no conjunto e reparadas anteriormente .....	24
Apêndice V – Propriedades e composição de materiais selecionados .....	26
Apêndice VI – Espectrogramas .....	28
Anexo I – Dados do vaso de pressão .....	29
Anexo II – Diagramas de Schaeffler, de DeLong e WRC-1988 .....	30

## 1. INTRODUÇÃO

Neste trabalho analisa-se o defletor de um vaso de pressão utilizado no processo de fabricação de resina de polipropileno (PP). O vaso no qual está inserido tem a função de realizar a secagem do produto após a desativação do catalisador, que ocorre em equipamento anterior, soprando-se nitrogênio para retirar os resíduos de vapor de água, condensados e traços de ácido clorídrico. Esta presença de cloretos e ácido acaba por criar uma atmosfera ácida no interior do vaso.

Para contornar esta situação, o vaso e seus acessórios originalmente foram fabricados com aço inoxidável duplex (AID) austeno-ferrítico, de especificação UNS S31803. Porém, apesar de o material ser adequado à função, ocorreram trincas nas chapas deste defletor, detectadas sucessivamente em todas as inspeções realizadas no interior do vaso e registradas em seu histórico. Após alguns episódios de falhas deste componente, verificadas principalmente nos furos de ancoragem das chapas junto à parede interna do vaso, decidiu-se pela instalação de reforços nestes pontos críticos, os quais foram fixados por soldagem.

Ocorre que após a aplicação destes reforços as falhas voltaram a ocorrer, mas agora próximo aos cordões de solda. Além destas trincas, pontos de corrosão foram observados próximos a alguns cordões de solda do componente, denunciando possíveis alterações nas propriedades do material ocorridas durante o processo de soldagem destes reforços.

Por esta sucessão de problemas, decidiu-se pela fabricação de um novo conjunto para substituição. O conjunto antigo pôde então ser analisado, tanto quanto a hipótese de falha por fadiga, quanto a possíveis modificações no material durante o tempo de serviço ou ocasionado pelos serviços de reparos emergenciais ou então pela hipótese de fratura por corrosão sob tensão.

## 2. OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivo avaliar as causas e mecanismos de falha atuantes em um conjunto defletor utilizado no interior de um vaso de pressão de uma indústria petroquímica, avaliando possíveis modificações metalúrgicas durante o processo de soldagem. Objetiva-se também avaliar procedimento de fabricação e recomendações propostos para confecção de novo conjunto sobressalente. Com a aplicação destas modificações, pretende-se evitar o reaparecimento de trincas e quebras das chapas do defletor, trincas estas que exigiram recuperação em todas as ocasiões de intervenção para inspeção desde o momento da instalação do vaso.

## 3. CONTEXTO DA ANÁLISE

No dia 11 de março de 2010 foi realizada inspeção interna em um vaso de pressão de uma empresa petroquímica, seguindo exigência da Norma Regulamentadora Nº13. Este vaso tem a função de realizar a secagem do polímero após a desativação do catalisador através de injeção de nitrogênio em contra-fluxo com o polímero que passa em seu interior. Por este motivo, traços de ácido clorídrico e cloretos são encontrados, além de grande quantidade de vapor de água.

Apesar de sua baixa concentração, o ácido clorídrico misturado com o vapor de água forma dentro do vaso uma atmosfera ácida bastante corrosiva, exigindo um estudo cuidadoso sobre os materiais a serem utilizados nestes equipamentos. O ácido clorídrico existente na atmosfera interna do vaso é gerado através do processo de desativação do catalisador, que ocorre misturando-se vapor de água com as esferas de PP recém geradas. O vapor de água permeia a esfera de polímero, atingindo as moléculas de catalisador, fazendo cessar a reação de polimerização. Isto ocorre através da reação que acontece entre o vapor e as moléculas deste catalisador, do tipo Ziegler-Natta (tricloreto de titânio –  $TiCl_3$ ), que quebra ambas moléculas e as recombina, gerando óxido de titânio (TiO) e ácido clorídrico (HCl) no processo. Esta reação é responsável pela atmosfera ácida citada anteriormente.

Sua temperatura de trabalho é de 70°C e sua pressão de trabalho é de 0,049 MPa. A espessura da chapa do defletor é 2,5 milímetros. Outros dados são mostrados no Anexo I. Um desenho esquemático do vaso e seu conjunto defletor pode ser visto na Figura 3.1.

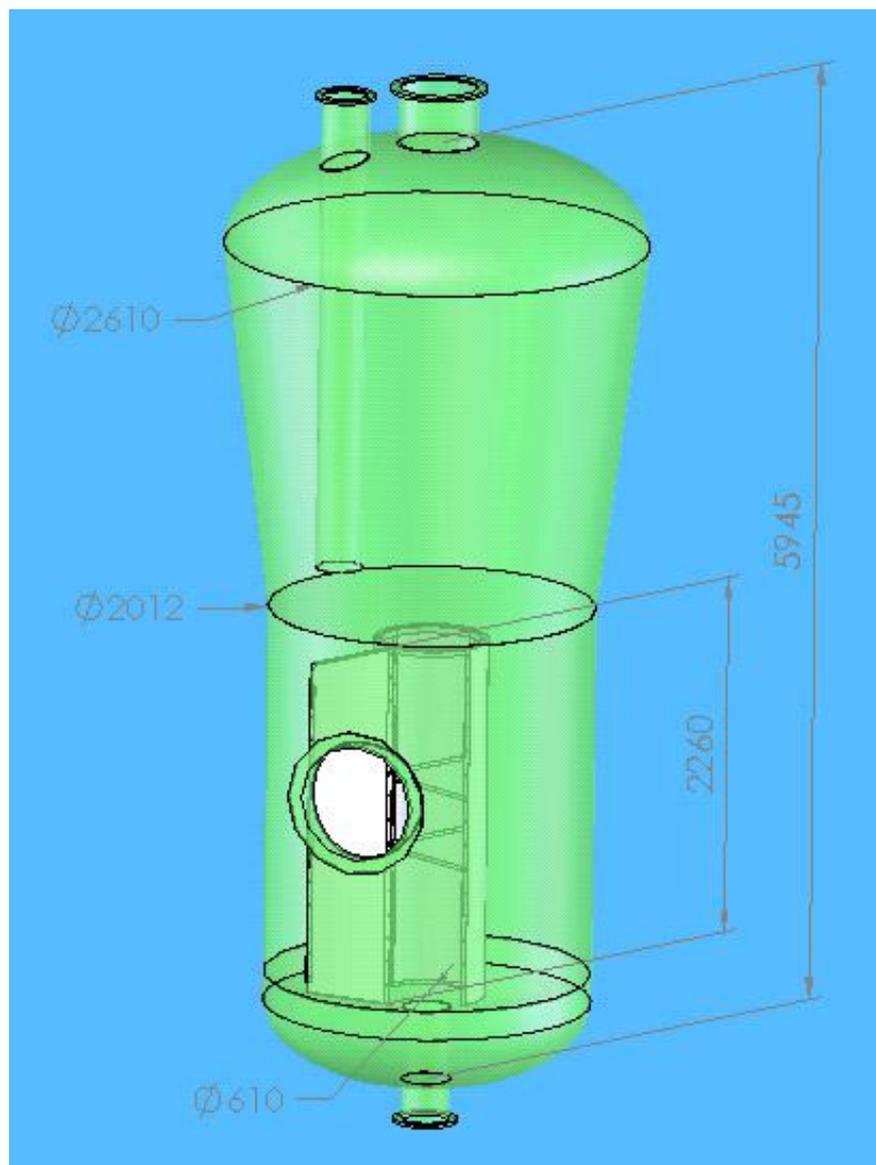


Figura 3.1 – Desenho esquemático do vaso e seu conjunto defletor.

Pelo fato de trabalhar com uma atmosfera corrosiva, deve-se ter muito cuidado no momento da definição do material e dos processos de fabricação a serem utilizados. O aço escolhido para a fabricação tanto do vaso quanto dos seus componentes internos foi o aço inoxidável duplex austeno-ferrítico UNS S31803. A utilização deste material é recomendada principalmente para indústrias de óleo e gás, papel e celulose, químicas e petroquímicas e produção de energia nuclear, devido à excelente combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão apresentada por estes aços.

O equipamento entrou em operação em janeiro de 1998, juntamente com a planta em que está inserido, e desde então vem sendo utilizado para o processo de secagem do polímero, conforme comentado anteriormente. Durante este período o vaso passou por diversas inspeções, em períodos que variam de 2 a 4 anos, sendo elas programadas (motivadas pela legislação vigente – Norma Regulamentadora N°13) ou não, como no caso de paradas de planta não programadas.

Em todas estas ocasiões de parada foram observadas falhas que ocorreram no defletor do vaso em questão. Verificando o histórico do vaso (cujos fatos relevantes encontram-se transcritos no Apêndice II) percebeu-se que falhas ocorriam sistematicamente, e

que uma série de medidas foram tomadas a fim de se corrigir o problema. Inicialmente, as trincas que surgiram foram corrigidas emergencialmente com a soldagem do elemento nos pontos fraturados. Mais tarde realizou-se a instalação de reforços estruturais, na forma de barras chatas parafusadas em diversos pontos da estrutura, com o intuito de aumentar a rigidez do conjunto. Estes reforços são mostrados na Figura 3 do Apêndice I.

Apesar das intervenções realizadas, trincas continuaram surgindo nas chapas do defletor. Focando nas falhas ocorridas no passado, observou-se que as trincas nos materiais tinham a tendência de surgir sempre nas bordas dos elementos, em locais de grande concentração de tensões, como furos de fixação e juntas soldadas. Estas trincas tinham aspecto predominantemente regular, sem ramificações. Na época foi sugerido que a falha do material nestas regiões teve como causa a fadiga, causada pelas tensões variáveis que a colisão de polímero contra do defletor provoca no mesmo. Como forma de reparo emergencial, as trincas foram preenchidas com solda, com a finalidade de somente recuperar a integridade do elemento. Este fato acabou impossibilitando a análise destas falhas, uma vez que quaisquer indícios dos modos de falha atuantes foram destruídos pelo processo de soldagem.

Tomando-se então como hipótese a fadiga do material ao redor dos pontos de concentração de tensão, na época optou-se por reforçar estes pontos críticos, com o intuito de evitar novas ocorrências. Estes reforços foram então instalados da seguinte forma: lâminas de aço inoxidável AISI 304 de espessura 2,5 milímetros foram soldadas nos pontos críticos, conforme ilustrado na Figura 5 do Apêndice I. Utilizou-se este material por causa da indisponibilidade de material similar ao original do conjunto. Como metal de adição foi utilizado uma liga Fe-Ni-Cr conhecida por Alloy 800, pelo mesmo motivo.

Apesar das medidas tomadas, as falhas continuaram ocorrendo, sendo identificadas nas inspeções subseqüentes. Todas estas ocorrências não foram consideradas graves, visto que trincas podem ocorrer no componente sem acarretar no desprendimento de pedaços, não havendo, portanto, prejuízo para o processo ou para equipamentos adjacentes. No entanto, no caso de ocorrer desprendimento de pedaços do defletor após a falha, estes pedaços podem cair ao fundo do vaso e, seguindo o fluxo de material polimérico, adentrar a rotativa que existe na jusante deste vaso, provocando o trancamento e provável falha do equipamento. Este fato culminaria em uma parada de planta, causando prejuízos significativos à empresa, além de gerar riscos à saúde dos funcionários e ao meio ambiente.

Então, após estas diversas intervenções, optou-se por confeccionar novo conjunto, descartando-se o conjunto antigo. Este fato proporcionou a chance de se avaliar os mecanismos de falha atuantes sobre estes componentes.

Analisando as opções, e considerando que um conjunto novo fabricado pelo fornecedor original do vaso (Dettin S.p.a. – Itália) teria um custo muito elevado, além de prazo de entrega muito longo, decidiu-se pela fabricação de todo o conjunto no Brasil. Entrando em contato com o fornecedor das chapas de aço inoxidável duplex, foi sugerida a utilização de uma mistura de argônio com nitrogênio como gás de proteção para o processo de soldagem TIG, em razão 97:3.

## **4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **4.1. Aços Inoxidáveis**

Os aços inoxidáveis são ligas de aço com altos teores de cromo, além de outros componentes adicionados dependendo do tipo de aço trabalhado. São amplamente utilizados na construção de equipamentos e componentes que devam possuir boas propriedades mecânicas aliadas a elevada resistência à corrosão. Neste caso, as características de resistência à corrosão são oriundas da presença do cromo na liga, que em contato com o ar atmosférico ou ambientes oxidantes reage, formando uma fina película de óxido de cromo. Medindo em torno de 30 a 50 angstroms, esta camada de óxido é altamente resistente, impermeável e praticamente insolúvel em vários meios [ASM, 1995a].

Estes materiais são classificados, segundo a sua microestrutura, em cinco subgrupos: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e os endurecíveis por precipitação, conforme Fedele et al., 2000. Estas diferentes microestruturas são obtidas principalmente em função da quantidade dos elementos de liga presentes, divididas em duas principais

categorias: os que estabilizam a austenita (Ni, C, N e Mn) e os que estabilizam a ferrita (Cr, Si, Mo, Ti e Nb).

No diagrama de Schaeffler, mostrado no Anexo II, observa-se a relação encontrada entre a microestrutura de um aço com a composição química, considerando-se as concentrações de elementos de liga. Na figura 4.1, observa-se o mesmo diagrama, com a representação esquemática das diversas classes de aços inoxidáveis.

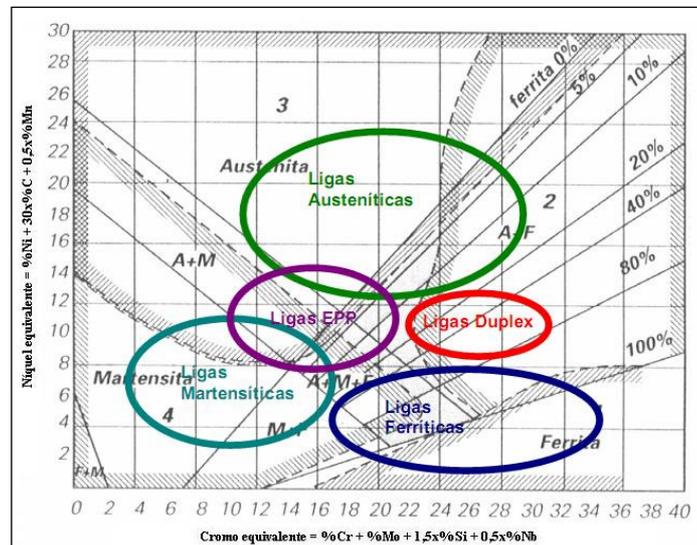


Figura 4.1 – Representação esquemática dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler. (Fonte: Fedele et al., 2000)

Nele, o eixo das abscissas refere-se ao conteúdo de cromo equivalente presente na liga. Este valor é obtido através da equação 4.1, que relaciona o percentual mássico de elementos que atuam na estabilização da ferrita durante o resfriamento da liga. O mesmo raciocínio aplica-se para o eixo das ordenadas, que faz referência ao conteúdo de níquel equivalente, calculado pela equação 4.2. Os elementos relacionados nesta equação, por sua vez, têm a característica de estabilizar a austenita durante o resfriamento.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad (4.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad (4.2)$$

Cabe ressaltar que, segundo ASM, 1995b, estas relações definidas neste diagrama foram baseadas em métodos estatísticos aplicados sobre observações empíricas das composições analisadas, resultando então em dados aproximados sobre a proporção esperada das fases avaliadas.

Ainda segundo ASM, 1995b, posteriormente DeLong observou os efeitos do nitrogênio, que, bem como o níquel, tem a característica de estabilizar a austenita. As suas considerações acabaram por modificar a equação do níquel equivalente, deixando-a na forma da equação 4.3. O diagrama construído sobre estes conceitos tem sua faixa de aplicabilidade mais restrita, e também pode ser observado no Anexo II.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 30 \times \%N + 0,5 \times \%Mn \quad (4.3)$$

Estes dois diagramas são amplamente empregados para estimar a proporção das fases encontradas em uma liga inoxidável, porém, não devem ser usados em soldas tratadas termicamente nem na zona afetada pelo calor (ZAC) do metal base, uma vez que as variações de temperatura sofridas pelo material durante os processos acarretam a formação de outras fases intermetálicas (sigma, chi, etc.) e precipitados [ASM, 1995b].

Mais tarde, com o objetivo de sanar discrepâncias encontradas no Diagrama de DeLong (que subestima o conteúdo de ferrita nos metais de solda com alto teor de manganês, além de superestimar o conteúdo de ferrita em metais com altos teores de liga, como por

exemplo, o aço AISI 309), elaborou-se o Diagrama WRC-1988. Este novo diagrama, além de sanar os problemas citados anteriormente, cobre uma faixa de composição mais ampla do que o apresentado por DeLong [ASM, 1995b]. Este diagrama também é mostrado no Anexo II, e suas equações são mostradas abaixo (4.4 e 4.5), respectivamente para cromo e níquel equivalentes:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb \quad (4.4)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N \quad (4.5)$$

Apesar de este novo diagrama ser mais exato ao estimar a proporção de ferrita, o diagrama de Schaeffler continua sendo largamente aplicado por sua precisão ao estimar o conteúdo de martensita em aços inoxidáveis de composição mais enxuta. Isto se deve ao fato de que o diagrama WRC-1988 desconsidera o conteúdo de manganês presente na liga, que tem por característica estabilizar a austenita em baixas temperaturas, evitando a sua transformação em martensita [ASM, 1995b].

Outra forma de classificação comumente empregada para estes materiais, segundo Gunn, 1997, é por meio do seu índice de resistência à corrosão por pites, ou *Pitting Resistance Equivalence number* ( $PRE_N$ ), calculado através da equação 4.6. Através desta, relacionou-se o conteúdo de certos elementos que, presentes na liga, têm influência sobre sua resistência à corrosão.

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (4.6)$$

Da mesma forma que as equações sobre as quais se baseiam os diagramas mostrados anteriormente, esta também foi obtida empiricamente, de modo que este número não fornece um valor absoluto para a resistência à corrosão de um material, além de não ser relacionado com o ambiente ao qual o componente é submetido. Ainda assim seu resultado estabelece uma comparação entre as propriedades de diferentes materiais mergulhados em uma solução aquosa contendo cloretos, e sua utilização é bastante difundida na literatura como base para comparação entre ligas de aço inoxidável.

#### 4.1.1. Aços Inoxidáveis Duplex

“Dentre o amplo conjunto dos aços inoxidáveis, destaca-se o grupo dos inoxidáveis duplex (AID), que possuem uma microestrutura composta basicamente de ferrita (cubo de corpo centrado) e austenita (cubo de face centrada), em frações volumétricas próximas a 1:1” [Solomon e Devine, 1982]. Esta proporção, segundo diversos autores, entre eles Gunn e ASM, pode variar de 20 a 80% destas fases. Sua microestrutura típica é composta de ilhas alongadas de austenita distribuídas em uma matriz ferrítica. Outra característica é o seu baixo teor de carbono (no máximo 0,03% em peso), além da presença de elementos de liga menos usuais, tais como molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre. Os teores típicos de cromo e níquel situam-se entre 20 a 30% e 5 a 10%, respectivamente.

A formação da microestrutura dos aços duplex, segundo Fedele et al., 2000, ocorre a partir da solidificação ferrítica do metal líquido na faixa de temperatura entre 1440 a 1490°C, seguida pela precipitação de austenita, no estado sólido (1200°C), por nucleação e crescimento. Desta forma, o material possuirá duas fases distintas: uma matriz ferrítica e ilhas de austenita espalhadas por esta matriz. Com os passos posteriores do processamento (laminação e recozimento) a microestrutura conserva-se bifásica, exibindo lamelas alternadas de ferrita e austenita, devido ao processo de laminação.

Uma vez que as propriedades dos AID derivam de ambas as fases presentes na liga (austenita e ferrita) muitas das características destes materiais são evidentes nas ligas duplex. “Ligas austeníticas possuem excelente soldabilidade e boa tenacidade em baixas temperaturas, enquanto que sua resistência à corrosão sob tensão por cloretos é relativamente baixa. Ao contrário, aços inoxidáveis ferríticos apresentam boa resistência à corrosão sob tensão, no entanto sua tenacidade é baixa, especialmente na condição soldada. Uma estrutura duplex com alto teor de ferrita pode, portanto, ter baixa tenacidade em baixas temperaturas,

enquanto uma estrutura com alto teor de austenita pode apresentar baixo limite de escoamento e reduzida resistência à corrosão sob tensão” [ASM, 1995b].

Esta categoria de aço é produzida através do sistema AOD (*Argon Oxygen Decarburization*, ou descarbonização por sopro combinado de oxigênio e argônio) e apresentam baixíssimo teor de carbono. O conteúdo de carbono é mantido baixo nas ligas de aço inox duplex com a finalidade de minimizar a ocorrência de precipitação de carbonetos nas zonas intergranulares [ASM, 1995a]. Além disto, novas tecnologias de fabricação permitem o aumento do teor de nitrogênio nos aços inoxidáveis, especialmente no duplex, levando a aumentos consideráveis de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão [Gunn, 1997].

Segundo ASM, 1995b, as vantagens específicas oferecidas pelos aços AID sobre aços inox da série 300 são o seu limite de escoamento (cerca de duas vezes superior), resistência à corrosão por pites ( $PRE_N$  da ordem de 30 a 45, enquanto que nos aços inoxidáveis austeníticos este valor atinge apenas a faixa de 20 a 25), e resistência à corrosão sob tensão causada por cloretos. Além disso, “a alta tenacidade que este aço apresenta é resultado não somente do pequeno tamanho de grão, mas também da forte presença de austenita em sua estrutura. Esta fase presente no material também diminui a temperatura de transição dúctil-frágil do material, em função do impedimento da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita” [Borsato, 2006]. Segundo Alvarez-Armas, 2008, estes materiais são utilizados preferencialmente em temperaturas intermediárias (entre -50 e 300°C), em ambientes em que resistência a ácidos ou soluções de cloreto seja necessária. De modo geral a soldabilidade dos AID é melhor do que dos aços inox ferríticos, mas não tão boa quanto a dos austeníticos.

Diante das características apresentadas, os aços inoxidáveis duplex tornam-se uma boa alternativa a outros tipos de aço inox, por possibilitarem uma considerável diminuição no peso de estruturas. Porém, deve-se ter o cuidado com o tratamento aplicado ao material durante processos de soldagem, que comumente ocasionam modificações metalúrgicas, como mudanças no balanço entre fases, surgimento de fases indesejáveis e de precipitados. Modificações desta ordem podem acarretar a fragilização e diminuição da resistência à corrosão.

#### 4.2. Modificações metalúrgicas nos AID decorrentes do processo de soldagem

As características dos AID podem ser significativamente afetadas pelo processo de soldagem. Devido à importância de se manter o balanço microestrutural e evitar a formação de fases indesejáveis, os parâmetros de soldagem e os metais de adição empregados devem ser cuidadosamente especificados. O balanço microestrutural do material base (neste caso, proporções semelhantes de austenita e ferrita) é afetado pelo ciclo térmico do processo de soldagem. Se este balanço for alterado significativamente e as duas fases não tiverem mais proporções semelhantes, a perda de propriedades do material pode ser acentuada. Segundo Iacoviello et al., 1999, “é bastante difundido que fragilização dos AID pode ser causada pelos processos de soldagem, os quais acarretam em modificações microestruturais e precipitação de fases secundárias (fase sigma, carbeto e nitreto, por exemplo) na zona afetada pelo calor”.

Segundo vários autores, dentre eles Alvarez-Armas, 2008, e Gunn, 1997, os AID começam a solidificação pela fase ferrítica. Durante o resfriamento, mas ainda em altas temperaturas (da ordem de 1300°C), a austenita começa a nucleação e o grão cresce, primeiramente nos limites dos grãos de ferrita e, posteriormente, seguindo as direções cristalográficas preferenciais dentro dos grãos de ferrita. Durante este processo em que ferrita transforma-se em austenita ocorre a difusão dos elementos de liga presentes, com os elementos estabilizadores da austenita (carbono, níquel, nitrogênio e cobre) e da ferrita (cromo, molibdênio e tungstênio) se concentrando nas respectivas fases. A extensão desta transformação depende não somente do balanço entre estes elementos estabilizantes presentes na liga, mas também do tempo disponível para a difusão destes elementos ocorrer. De fato, é possível resfriar bruscamente um AID e se obter uma estrutura quase que 100% ferrítica próximo à temperatura ambiente. Resfriamento lento, recozimento, e trabalho a quente

são ações que promovem a transformação da ferrita em austenita por permitir a difusão [ASM, 1995b].

Segundo Solomon e Devine, 1982, caso as taxas de resfriamento entre os patamares de 1200 a 800 °C sejam altas a precipitação de austenita é prejudicada, provocando o aparecimento de precipitações de nitreto de cromo na matriz ferrítica. Além disso, segundo Fedele et al., 2000, se o material for aquecido a temperaturas próximas a 1000 °C, sua microestrutura não é estável, podendo ocorrer a precipitação de fase sigma e nitreto de cromo. Conforme ASM, 1995b, caso ocorra intensa precipitação destas fases indesejadas, pode ocorrer perda de resistência à corrosão e em alguns casos perda de tenacidade.

De fato, segundo Iacoviello et al., 1999, a fase sigma pode ser considerada a fase mais importante, logo após a ferrita e a austenita, por se apresentar em grandes quantidades nos AID que sofrem modificações metalúrgicas. Esta fase acarreta fortes mudanças nas propriedades mecânicas do material, salientando-se uma perda significativa de tenacidade.

Os metais de adição utilizados juntamente com aços inoxidáveis são invariavelmente escolhidos com base em sua aplicação e características de resistência à corrosão. Isto significa que usualmente os metais de adição devem, no mínimo, ter teores de elementos de liga específicos (por exemplo: cromo, níquel, molibdênio, etc.) semelhantes ou superiores. Já que tipicamente o balanço austenita/ferrita na liga torna-se menor, ou seja, com menor quantidade de austenita, os consumíveis utilizados nos processos de soldagem geralmente são enriquecidos com níquel, com a finalidade de estabilizar a austenita no metal de solda até níveis encontrados no metal base [ASM, 1995b].

No caso de solda em AID, devido ao alto teor de ferrita formado durante o resfriamento, o metal de solda, ainda que tenha composição semelhante a do metal base, normalmente possui ductilidade e tenacidade inferiores. Este problema é minimizado quando se utiliza procedimentos de solda com proteção gasosa, como é o caso dos processos TIG. Para este método de soldagem, encontra-se na literatura recomendações sobre a utilização de argônio como gás de proteção, corrente contínua e polaridade negativa no eletrodo. [ASM, 1995b]

#### 4.3. Influência do nitrogênio na liga e no gás de proteção

Quando presente na composição dos AID, segundo ASM, 1995a, o nitrogênio aumenta a resistência à corrosão por pites, retarda a formação da fase sigma, diminui a segregação dos átomos de cromo e molibdênio e aumenta a resistência à corrosão da fase austenítica. Sua presença, no entanto, também pode ser prejudicial. Segundo Paredes et al., 2003, caso a taxa de resfriamento seja muito elevada, o nitrogênio permanece preso na ferrita, causando a precipitação de nitratos de cromo, que se mostram em partículas finamente dispersas no centro dos grãos de ferrita. Estes precipitados acabam por prejudicar a resistência à corrosão do material, uma vez que aprisionam cromo na sua estrutura, diminuindo a sua concentração nas outras porções do material, tornando-o mais suscetível a este fenômeno.

O nitrogênio presente na composição de um metal de solda pode ter origem tanto na composição original dos metais base e de adição, como no gás de proteção utilizado no processo de soldagem ou no próprio ar. Ainda segundo ASM, 1995b, correntes de ar incidindo sobre o arco, fluxo baixo ou fluxo excessivamente alto de gás de proteção podem facilitar o contato do ar (formado por aproximadamente 70% de nitrogênio) com o arco e com a poça de fusão, provocando a sua captura pelo metal de solda. Considerando que o nitrogênio tem por característica estabilizar a austenita, este fenômeno pode acarretar uma solda predominantemente austenítica.

Desta forma, pequenas concentrações de nitrogênio no gás de proteção podem ser utilizadas com a finalidade de facilitar a estabilização da austenita, buscando-se manter a proporção 1:1 entre as fases. Além disso, é recomendável a existência de proteção ou barreiras para evitar movimentação de ar ao redor da região de solda e utilização de fluxo de gás de proteção adequado (usualmente entre 0,3 a 0,8 m<sup>3</sup>/h) [ASM, 1995b].

#### 4.4. Fadiga

A fadiga é um fenômeno que causa a progressão de uma trinca através de um componente como consequência da ação de solicitações variáveis, ou seja, sob a aplicação de tensões repetidas ou flutuantes. Para este fenômeno ocorrer, e uma trinca progredir até a ruptura do componente, não é necessário que as tensões aplicadas sejam próximas ao limite de escoamento ou ruptura do material. Conforme comentado por Shigley et al., 2005, com frequência se descobre que membros de máquina falharam sob a ação de tensões repetidas ou flutuantes, e que estas tensões, em seus valores máximos, estavam na verdade bem abaixo dos limites de escoamento do material.

Segundo Milne et. al, 2003a, o processo de fadiga pode ser separado em três etapas: nucleação da trinca, onde ela se inicia como uma falha menor que décimos de milímetros; propagação, situação em que ela avança pelo material, transformando as microtrincas em macrotrincas; e a ruptura do material, quando o componente não tem mais seção resistente para resistir ao carregamento e rompe.

A nucleação de uma trinca dá-se tipicamente em uma descontinuidade no material em que a tensão cíclica atinge nível máximo. Segundo Shigley et al., 2005, estas descontinuidades podem surgir devido a mudanças rápidas na seção transversal do componente (furos, chavetas, etc.), tensões residuais de tração, temperaturas elevadas, ciclagem térmica, meios corrosivos e ciclagem de alta frequência.

Depois de nucleada, segundo ASM, 1995d, a direção de propagação de uma trinca e sua taxa de propagação dependem da tensão existente no local, ou seja, na ponta trinca, e da microestrutura do material nesta região. Durante esta etapa, usualmente ocorre a formação das marcas de praia, que são marcas na superfície da fratura, com platôs paralelos separados por sulcos também paralelos, normais à direção da máxima tensão de tração atuante, conforme citado por Shigley et al., 2005.

A trinca propaga-se pelo componente até que este não tenha mais seção resistente suficiente para suportar as tensões aplicadas, e acaba rompendo de modo repentino. Conforme ASM, 1995d, a aparência da zona da fratura final de uma fratura por fadiga é normalmente fibrosa, lembrando a superfície de falhas geradas por impacto, sendo diferenciadas com facilidade da zona de progressão da trinca, a qual tem aparência lisa e regular.

#### 4.5. Corrosão sob tensão

“A corrosão sob tensão é uma falha progressiva na qual uma combinação de tensões com ataque químico produz a nucleação e propagação de uma trinca em uma peça” [Cassou, 1999]. De modo geral, as tensões necessárias para o desenvolvimento de uma falha por corrosão sob tensão são pequenas, de natureza trativa, podendo ser causadas tanto por carregamento externo, quanto por tensões residuais existentes no material, conforme ASM, 1995d. Segundo Milne et. al, 2003b, trincas de corrosão sob tensão frequentemente iniciam em detalhes superficiais pré-existentes, tais como estrias, falhas, rebarbas, defeitos de soldagem, ou também em pontos de corrosão superficial, e se propagam em direção perpendicular à tensão trativa principal.

Em aços inoxidáveis a ocorrência de fraturas por corrosão sob tensão depende fortemente da composição da liga, microestrutura e história térmica (que pode causar sensibilização, por exemplo). Materiais sensibilizados tornam-se suscetíveis à corrosão sob tensão intergranular, enquanto em materiais não-sensibilizados o fenômeno ocorre predominantemente de forma transgranular com ramificações. Diferentes tipos de aços inoxidáveis podem ter comportamentos distintos, dependendo do ambiente em que estão inseridos. Para estes materiais, a presença de altos teores de níquel (maior do que 30%) geralmente tem influência significativa na resistência à corrosão sob tensão.

Tratando especificamente de AID, ainda segundo Milne et. al, 2003b, esta categoria de aço resiste melhor à corrosão sob tensão do que os aços inox austeníticos, pois a ferrita presente na liga protege catodicamente a austenita contra a corrosão, ao passo que a austenita protege mecanicamente a ferrita ao se deformar sob condições de tensão. Esta proteção catódica existente no material protege a liga como um todo contra este fenômeno.

## 5. METODOLOGIA

Para a análise das falhas encontradas nas chapas do defletor, seguiu-se a metodologia proposta por Cassou, 1999, que, adaptada para o caso estudado, enumera os seguintes passos para análise: coleta de dados sobre os componentes, materiais utilizados, histórico do equipamento, inspeção visual, registro fotográfico, exame macroscópico e microscópico da fratura, e análise química e metalográfica.

Em um primeiro momento buscou-se junto à documentação existente as especificações, desenhos, memoriais de cálculo e histórico do vaso de pressão e seus componentes. Devido à legislação existente (Norma Regulamentadora Nº13), estes dados devem ser todos registrados em livro próprio, pasta ou sistema informatizado, o que facilita o trabalho no caso de uma análise deste tipo. Além destas informações, foi necessário também obter dados sobre o processo no qual o vaso está inserido, a fim de compreender melhor os fenômenos que ocorrem em seu interior. Este conjunto de dados é de importância fundamental para entender a situação em que ocorreu a falha, as condições de operação às quais o componente era submetido e os esforços aplicados sobre ele.

A seguir, realizou-se uma inspeção visual do componente ainda dentro do vaso de pressão, logo após a sua abertura, e posteriormente com mais detalhes ao ser retirado do local de instalação. Esta inspeção ainda no local foi efetuada primeiramente a olho nu, e após utilizando lupa de aumento, conforme metodologia consultada. Ao se detectar a presença das fraturas em regiões específicas, estas porções foram cortadas para exame microscópico das falhas e posterior análise metalográfica. A observação das regiões comprometidas e adjacências foi realizada com o auxílio de uma lupa, marca Zeiss, modelo Stemi SV8.

Em seguida procedeu-se a análise metalográfica, focando a atenção em pontos selecionados das trincas e da chapa íntegra, a fim de se detectar modificações metalúrgicas ou microestruturais que pudessem ter influência no surgimento da falha ocorrida. Para isso as amostras foram reduzidas utilizando serra fita com refrigeração, com a intenção de evitar qualquer possível modificação provocada por calor excessivo durante o corte, e após cortadas com serra policorte, utilizando disco abrasivo de espessura 1,0 milímetro. Posteriormente as amostras selecionadas foram embutidas utilizando duas resinas, uma contendo ferro em sua composição e outra com fibra de vidro. A primeira foi utilizada para permitir o ataque eletrolítico, e a segunda foi utilizada para dar firmeza necessária à amostra para que fossem realizados os procedimentos de preparação e para forçar a passagem da corrente elétrica pela amostra a ser atacada. A preparação das amostras para o ataque eletroquímico foi feita em uma politriz da marca Struers, modelo DP-10, utilizando lixas de 200, 400, 660, 1200 e 1500 mesh e pasta diamantada de granulometria 0,25 micron.

Para a caracterização metalográfica, avaliou-se três reagentes diferentes: ácido oxálico 10%, Vilella e Murakami, seguindo as composições disponíveis na literatura. Após observação dos ataques realizados em uma amostra de teste, optou-se pela utilização do ácido oxálico em todas as análises, com a utilização de corrente elétrica. Os ataques eletrolíticos foram então realizados aplicando-se uma diferença de potencial de 6 volts, em corrente contínua, sendo o cátodo a amostra e o ânodo o recipiente contendo a solução ácida, com o tempo de ataque variando de 15 a 40 segundos. O reagente escolhido age atacando preferencialmente a ferrita e moderadamente a austenita presente na amostra, além de definir limites de fase e contornos de grão, e atacar fortemente a fase sigma, conforme mencionado no ASM, 1995c.

Após o ataque, as amostras foram observadas utilizando-se um microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX 51M. As fotografias obtidas foram então tratadas com os softwares ImageJ (versão 1.32j) e CombineZ (versão 5.3), para melhorar a nitidez e adicionar escalas às imagens. As fotografias obtidas com as análises foram então confrontadas com as existentes na literatura, a fim de se identificar fases e microestruturas presentes.

Todas as etapas foram vastamente fotografadas, a fim de se guardar registro de todos os detalhes que possam futuramente interessar para a análise. Toma-se esse cuidado porque “o excesso de fotografias compensa a impossibilidade de documentar um fato ou uma prova que mais adiante na investigação, mostrou-se muito importante e não pode mais ser produzida” [Cassou, 1999].

A análise química foi realizada utilizando o método de espectrometria de fluorescência de raios-x, com o uso do equipamento da marca Niton, modelo XLi 800, e teve como objetivo comprovar a composição química dos materiais, já conhecida através da documentação encontrada. Verificou-se a composição da chapa do defletor, da chapa de reforço instalada e do cordão de solda entre estas chapas.

Para avaliação da microestrutura obtida com o procedimento de soldagem proposto pelo fabricante das chapas, foram confeccionadas amostras do cordão de solda, utilizando solda TIG, com gás de proteção composto por 97% de argônio e 3% de nitrogênio. A preparação das superfícies restringiu-se a limpeza e lixamento, não sendo necessária a utilização de chanfros em decorrência da espessura do material. O metal de adição utilizado foi o ER 2209, também por indicação do fornecedor, por ter composição química semelhante ao do metal base.

Foram preparadas duas amostras, uma com passe único e outra com dois passes, a fim de se avaliar as consequências do reaquecimento do metal de solda e da ZAC. O aporte térmico utilizado ficou entre 1,0 a 2,0 kJ/mm, o resfriamento foi realizado ao ar e a temperatura interpasses foi de 150°C.

## 6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Durante a inspeção visual do elemento e das falhas apresentadas, percebeu-se que as trincas ocorreram na chapa do defletor, na região adjacente à borda do reforço, logo após a sua extremidade, atravessando regiões de solda. Estas trincas restringiram-se ao defletor, não progredindo para a chapa de reforço. As falhas, como se observa nas Figuras 1 a 9 do Apêndice III, ocorreram somente no elemento plano do defletor, na porção inferior, próximo aos furos de ancoragem do conjunto à parede interna do vaso. As trincas tinham aparência contínua, sem ramificações, ocorrendo em sentido vertical, conforme se observa nas Figuras 6.1 (a) e (b). Alguns pontos próximos às trincas apresentavam sinais semelhantes à corrosão. Após análise, verificou-se que estas manchas avermelhadas não eram causadas por corrosão de nenhum dos materiais adjacentes, descartando-se então esta hipótese.

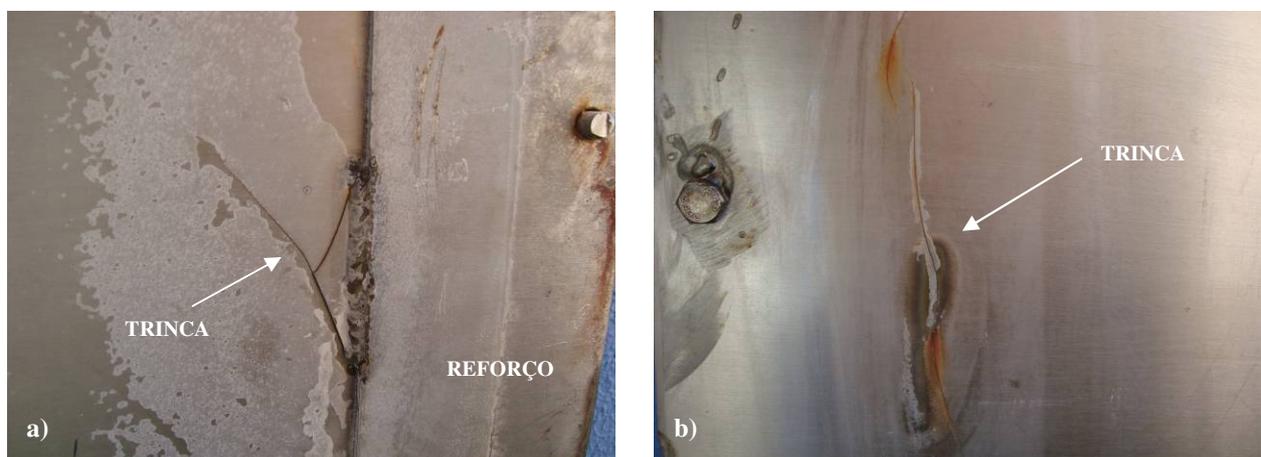


Figura 6.1 (a) e (b) – Algumas fraturas ocorridas no componente analisado.

Especificamente em um dos cordões de solda observou-se que a trinca atravessou a região fundida do cordão, em sua porção final, em local que se faz a retirada da tocha durante soldagem. No entanto, nota-se que a região fraturada somente recebeu aporte de calor, fundindo, sem receber adição de material, como observado na Figura 6.2.

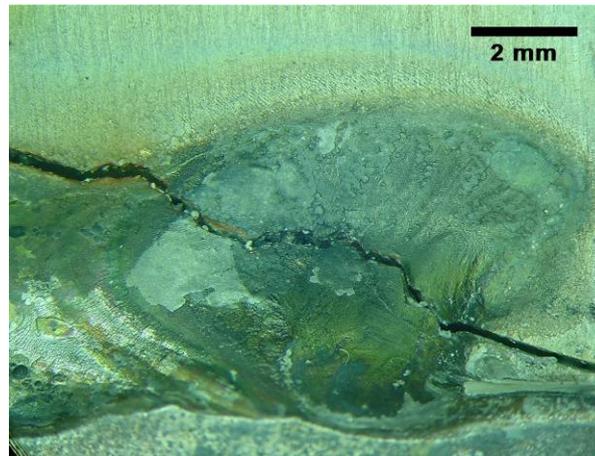
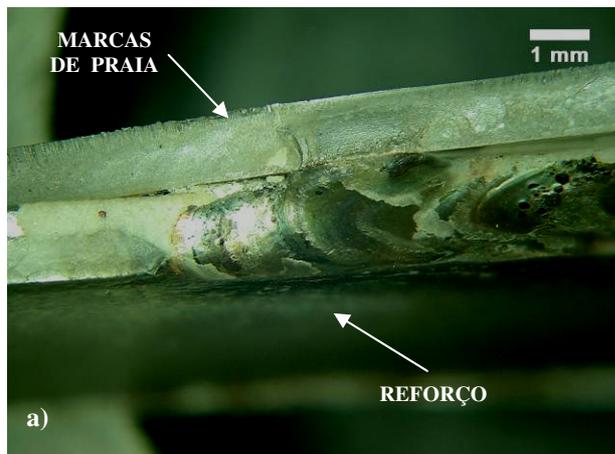


Figura 6.2 – Detalhe de trinca transpassando região fundida.

Observando outra região de falha com o auxílio de lupa, pôde-se constatar a presença de marcas de praia, características de fratura por fadiga, em sua superfície. Nota-se ainda que estas marcas apontam para um ponto de nucleação próximo ao cordão de solda, mostrado nas Figuras 6.3 (a) e (b). De fato, a fratura parece ter destacado o metal de solda do resto da chapa, propagando-se por seu contorno, como mostrado na Figura 6.3 (c). Porém, somente através do exame ótico não é possível fazer esta afirmação, visto que não se pode afirmar se esta falha ocorreu na ZAC, no metal de solda ou entre seus limites. Uma forma de se verificar esta hipótese seria através de análise utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV), a qual não pode ser realizada neste estudo.



Figuras 6.3 (a) e (b) – Marcas de praia encontradas na superfície da fratura. Figura 6.3 (c) – Fratura na região do cordão de solda.

A análise química realizada forneceu os espectros dos elementos presentes nas ligas, que são mostrados no Apêndice VI. A partir deles montou-se a Tabela 6.1, que mostra os elementos passíveis de serem avaliados pelo equipamento e suas respectivas proporções. Com base nestes dados, comprovou-se que o material do defletor está dentro dos limites especificados para o aço inoxidável duplex UNS S31803. Já o material utilizado como reforço não tinha a mesma composição. Buscando em banco de dados, o próprio equipamento utilizado para a análise sugeriu o aço inoxidável AISI 304 como um possível resultado.

O cordão de solda foi tratado de forma igual, e seus elementos constituintes foram colocados na mesma planilha. Novamente, as proporções dos elementos não condiziam com o material da chapa, nem do reforço. Através de depoimentos dos soldadores que executaram os serviços de reparos no equipamento, levantou-se a possibilidade do metal de adição ser uma liga Fe-Ni-Cr, especificação UNS N08800, comumente conhecida como Alloy 800.

Tabela 6.1 – Elementos presentes nos materiais avaliados.

Elemento	Material					
	UNS S31803		AISI 304		Metal de solda	
	Qtde	erro	Qtde	erro	Qtde	erro
Fe	67,77	0,34	72,55	0,51	41,93	0,28
Mn	1,21	0,16	1,31	0,22	1,53	0,15
Cr	21,59	0,22	15,59	0,28	20,17	0,22
Ni	5,75	0,17	8,97	0,3	33,32	0,31
Mo	3,07	0,06	0,18	0,04	1,37	0,04
Nb	0	0,03	0	0,05	0,75	0,04
Al	0	0,01	0	0,01	0	0,01
Ag	0	0,01	0,01	0,01	0	0,01
Sn	0	0,02	0,04	0,03	0,02	0,02
W	0,03	0,06	0	0,09	0	0,06
Zn	0,02	0,04	0,05	0,07	0,12	0,05
Cu	0,22	0,07	0,28	0,12	0,18	0,09
Co	0,14	0,16	0,6	0,23	0,04	0,14
V	0,08	0,11	0,11	0,16	0,17	0,12
Ti	0,09	0,13	0,13	0,2	0,38	0,15
Pb	0,01	0,01	0,02	0,03	0	0,02
Se	0	0,01	0	0,01	0	0,01
Bi	0	0,02	0,05	0,05	0	0,02
Zr	0	0,02	0,03	0,03	0	0,02
Pd	0,01	0,01	0,04	0,02	0,02	0,01
Sb	0,01	0,01	0,03	0,02	0,01	0,01

\* Dados obtidos com espectrômetro de fluorescência de raios-X, marca Niton, modelo XLi. Valores percentuais.

Aplicando estes dados nas equações 4.1 a 4.5 obtêm-se os valores para cromo e níquel equivalentes (dispostos na Tabela 6.2).

Tabela 6.2 – Valores de cromo e níquel equivalentes para utilização nos diagramas.

Diagrama	Cromo e Níquel equivalentes					
	UNS S31803		AISI 304		Metal de solda	
	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Ni <sub>eq</sub>
Schaeffler	25,41	6,81	16,52	10,83	22,67	49,09
DeLong	25,41	11,01	16,52	12,33	22,67	49,09
WRC 1988	24,66	9,08	15,77	11,37	22,07	35,07

Observando os dados obtidos, percebe-se que os valores encontrados para os números de cromo e níquel equivalente são próximos, para cada material analisado, para todos os métodos de avaliação. Isto não surpreende, visto que os diagramas foram elaborados

segundo critérios semelhantes, que evoluíram dos trabalhos inicialmente realizados por Schaeffler.

Com os estes valores em mãos, realiza-se a plotagem nos diagramas de Schaeffler e WRC-1988, mostrados nas Figuras 6.3 (a) e (b). Nestas figuras se observam os pontos vermelhos, referente à chapa do defletor, e azul, referente à lâmina de reforço. Os pontos relativos ao metal de solda não puderam ser marcados por extrapolar os gráficos.

Ao se observar os gráficos, percebe-se que há diferença entre os teores de ferrita esperados. Enquanto o diagrama de Schaeffler indica uma proporção esperada de cerca de 80% de ferrita na liga, o diagrama WRC-1988 aponta para uma proporção de quase 100% desta fase. Já quanto ao material de reforço, este só pôde ser marcado sobre o primeiro diagrama, e indicou uma microestrutura austenítica com possíveis traços de martensita.

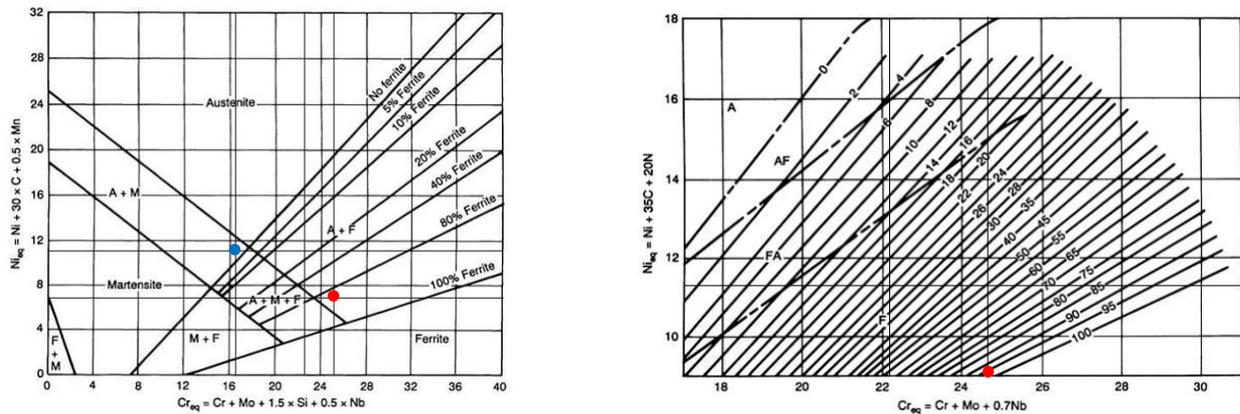
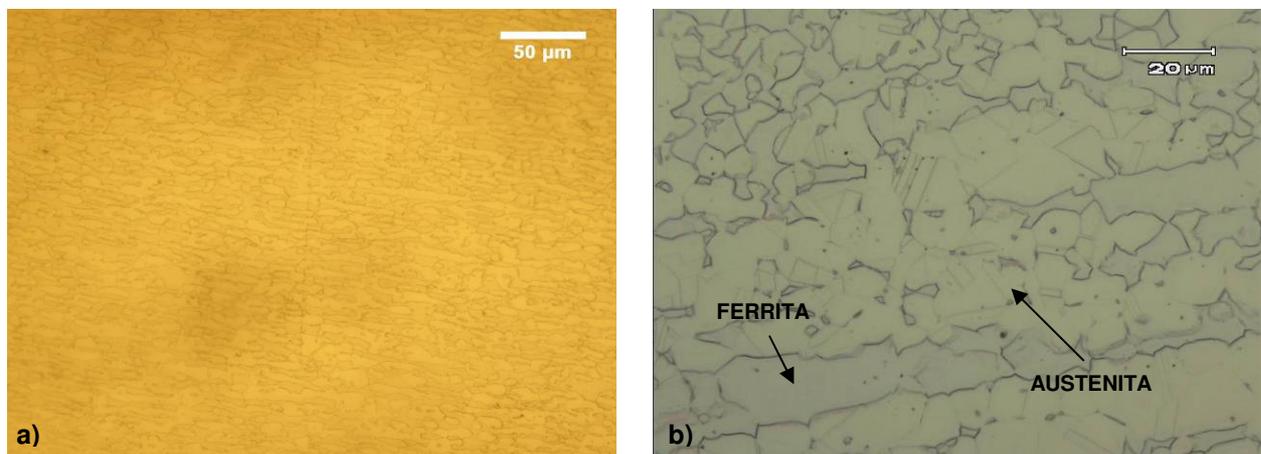


Figura 6.3 (a) e (b) – Diagramas de Schaeffler e WRC-1988.

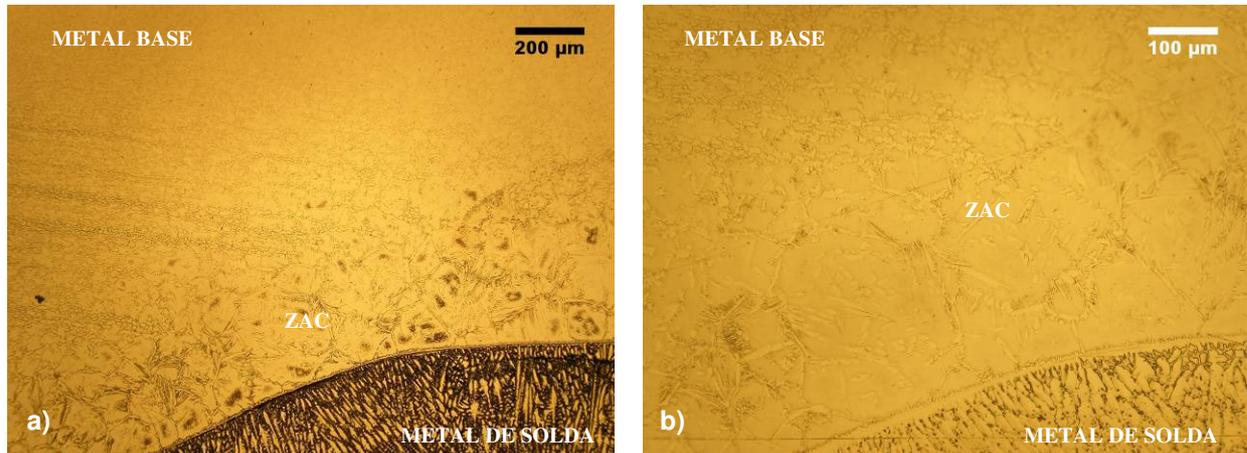
Da mesma forma, aplicam-se os valores das composições químicas encontrados na equação 4.6, a fim de se calcular o seu  $PRE_N$ , conforme tratado anteriormente. Obtiveram-se então, para a chapa do defletor, lâmina de reforço e metal de solda respectivamente os valores 34,01, 16,98 e 26,93, conforme previsto em literatura [Gunn, 1997]. Esta etapa complementar foi realizada com o objetivo de verificar as informações encontradas na literatura sobre as diferenças entre a resistência à corrosão por pites, comentada anteriormente, e verificar a suscetibilidade de este fenômeno ocorrer em cada um dos materiais.

Após, com a realização da análise metalográfica, observou-se as fases presentes nas três regiões distintas: metais base da chapa do defletor, do reforço, e metal de solda do cordão. Na chapa do defletor, em região longe da ZAC, encontrou-se estrutura bifásica com grãos alongados devido à laminação. Comparando-se com registros existentes na literatura [Gunn, 1997], pode-se afirmar que esta estrutura é composta por lamelas de austenita (fase clara) distribuídas em uma matriz ferrítica (fase escura), condizente com um AID laminado, como mostrado nas Figuras 6.4 (a) e (b).



Figuras 6.4 (a) e (b) – Microestrutura da chapa do defletor, em duas ampliações. Em 6.4 (b) pode-se observar maclas características presentes na austenita. Tempo de ataque: 30 segundos.

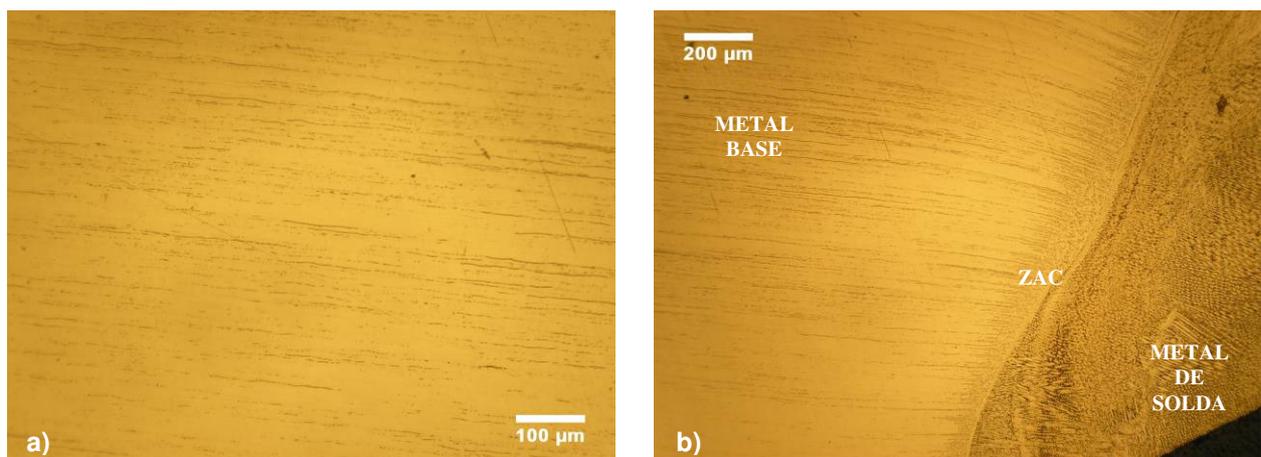
Próximo ao cordão de solda, na ZAC do defletor, percebe-se o aumento do tamanho dos grãos de ferrita, com conseqüente aumento da sua proporção sobre a austenita, como se observa nas Figuras 6.5 (a) e (b). Esta mudança no balanço entre as fases é causada pela transformação da austenita em ferrita, devido às altas temperaturas atingidas durante o procedimento de soldagem. Após este aquecimento, com uma taxa de resfriamento mais rápida do que no processo de fabricação das chapas, os elementos não têm tempo suficiente para promover a difusão e desta forma a proporção de ferrita se mantém elevada. Além disso, em alguns pontos pôde-se observar a presença de precipitados, formados no limite entre as fases.



Figuras 6.5 (a) e (b) – ZAC do aço inoxidável duplex. Em (a) utilizou-se tempo de ataque maior (40 segundos) do que em (b) (20 segundos).

Verificando a estrutura do reforço, percebe-se que esta não apresenta semelhança com o material original do defletor (Figura 6.6a). Pela composição química, e por não sofrer ataque considerável do reagente utilizado, define-se o material como tendo uma matriz austenítica e pequenas ilhas alongadas de ferrita dispersas por esta matriz, condizentes com a classificação do material (austenítico) e com as estruturas encontradas na literatura.

Da mesma forma, observando-se a ZAC deste elemento (Figura 6.6b) pode-se perceber o aumento da concentração de grãos de ferrita. Da mesma forma que na amostra de AID, este fenômeno ocorre em função da alta taxa de resfriamento, que prejudica a difusão dos elementos e a conseqüente transformação da ferrita em austenita.



Figuras 6.6 (a) – Microestrutura do reforço. Figura 6.6 (b) – Microestrutura da ZAC do mesmo reforço. Tempo de ataque: 20 segundos.

A análise do metal de solda revelou uma estrutura com grande proporção de austenita (fase clara), de morfologia dendrítica, e ferrita delta segregada nas regiões interdendríticas (fase escura), como se observa nas Figuras 6.7 (a) e (b). Esta microestrutura é bastante semelhante à observada por Dehmlaei et al., 2008, ao observar o resultado de uma

solda entre AISI 309 e Alloy 800, com composição bastante próxima à existente no cordão de solda avaliado.

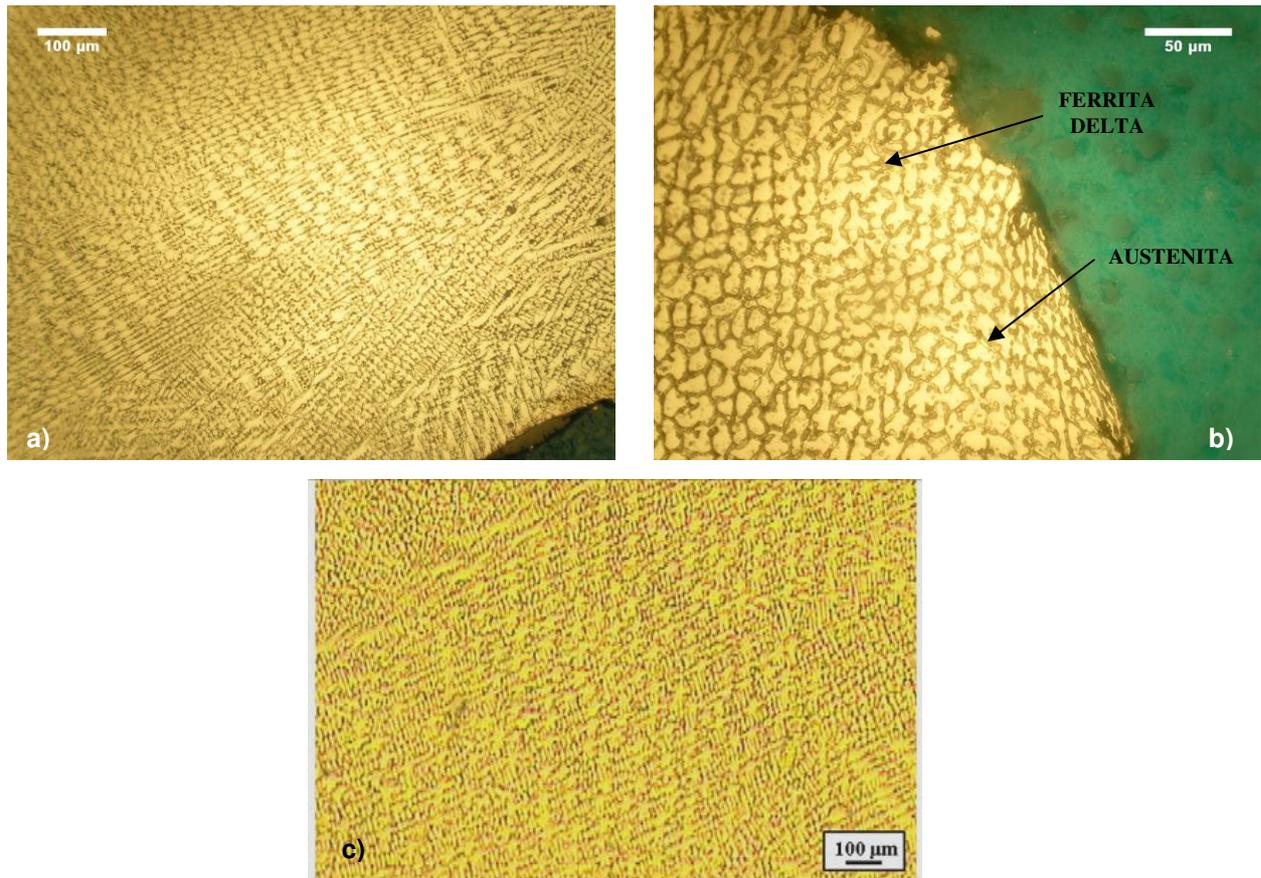
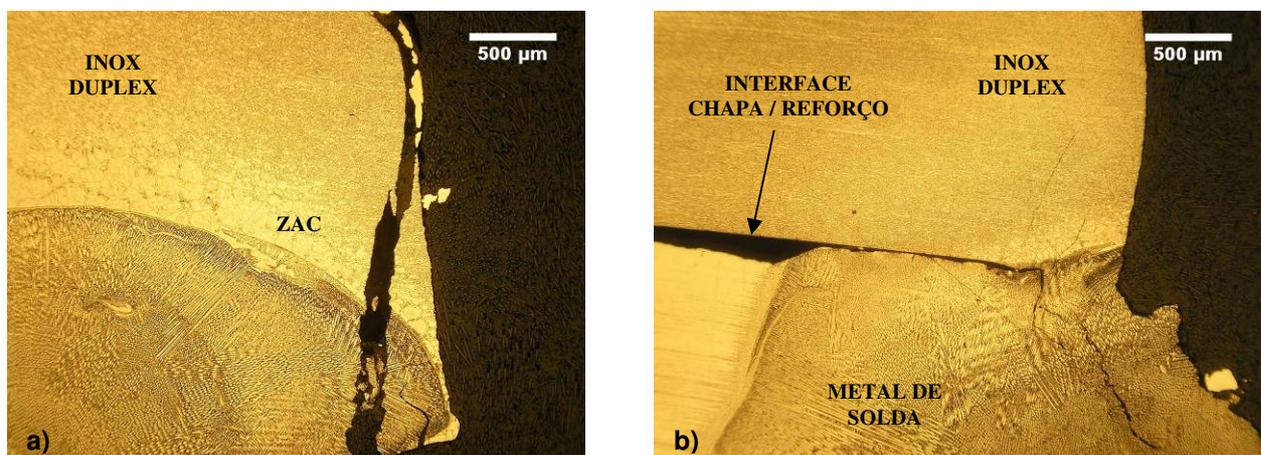


Figura 6.7 (a) e (b) - metal de solda, em duas ampliações. (Tempo de ataque: 20 segundos). Figura 6.7 (c) – microestrutura encontrada em literatura (Fonte: Dehmlaei et al., 2008).

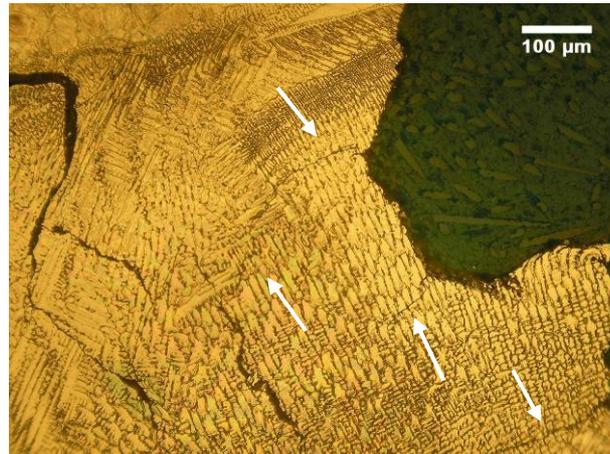
Analisando as características das fraturas, observou-se a ocorrência de dois casos distintos. O primeiro, retratado na Figura 6.8 (a) mostra a trinca passando pela ZAC, de forma regular, sem ramificações. Percebe-se ainda uma trinca secundária que atravessou o cordão de solda. Nenhuma das trincas seguiu por qualquer fase preferencial.

O segundo caso, mostrado na figura 6.8 (b) mostra uma fratura com duas características diferentes. Na chapa do defletor, cujo material é o AID, a trinca progrediu de forma regular, sem ramificações e sem mudança de direção, também não seguindo por nenhuma fase preferencial. Já no metal de solda, a trinca progrediu de forma irregular, seguindo preferencialmente pela ferrita delta presente na liga.



Figuras 6.8 (a) e (b) – Duas fraturas analisadas. Tempo de ataque: 20 segundos.

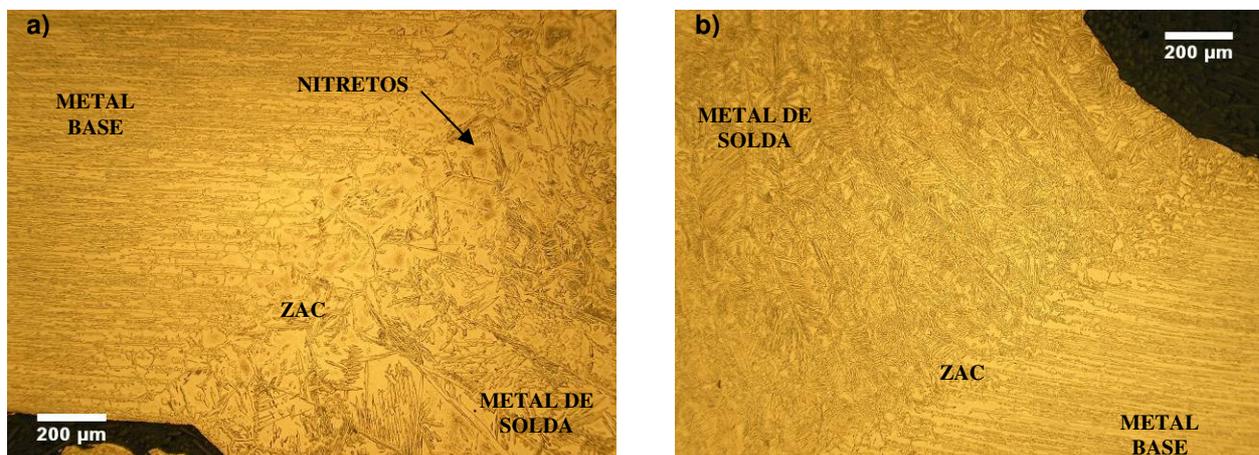
Observando com mais atenção as regiões próximas a uma das fraturas, na Figura 6.9, percebeu-se a existência de pequenas trincas secundárias e ramificações (indicadas pelas setas). Na mesma figura ainda pode-se observar o modo irregular de propagação da trinca nesta seção do metal de solda.



Figuras 6.9 – Trincas secundárias no metal de solda.

Diferentemente do que se esperava, em virtude do ambiente de trabalho, não foram encontrados indícios significativos de que trincas ocasionadas por corrosão sob tensão tenham surgido.

Ao se observar as microestruturas formadas nos cordões de solda realizados com os parâmetros sugeridos pelo fornecedor, nas Figuras 6.10 (a) e (b), pôde-se perceber que a estrutura formada mantém a característica bifásica, com proporções semelhantes entre essas fases, e a existência de pequenas porções de fases intermetálicas, possivelmente nitretos. Essa fase indesejada teve sua formação diminuída no cordão de solda realizado em dois passes, possivelmente pela difusão facilitada do nitrogênio em função da temperatura se manter em níveis mais elevados por mais tempo.



Figuras 6.10 (a) e (b) – Microestrutura do metal de solda e ZAC em solda de passe único (a) e dois passes (b). Tempo de ataque: 20 segundos.

## 7. CONCLUSÕES

Verificando as características das trincas ocorridas no material, acredita-se que o mecanismo de falha predominante no componente é a fadiga do material. Afirma-se isto pela presença das marcas de praia, características desse tipo de falha, nas superfícies das trincas, e pelo modo regular com que as trincas se propagaram pela chapa do componente. Esta, porém, não é uma conclusão definitiva, visto que novos dados poderiam ser obtidos através de análise por microscopia eletrônica por varredura (MEV), análise por elementos finitos ou outros

métodos. Já que estas análises não puderam ser executadas, outros modos de falha não foram avaliados.

Acredita-se ainda, com base no histórico do equipamento, que inicialmente a falha do conjunto tenha sido ocasionada por fadiga. Estas falhas teriam se nucleado ao redor dos furos de ancoragem, em função do efeito de concentração de tensões nestas regiões. Ao se instalar os reforços, os esforços críticos foram transferidos para a região imediatamente após o final deste reforço. Nesta região não existiam os furos para desencadear o problema, porém, os cordões de solda, com tensões residuais atuando e existência de ZAC, acabam por oferecer condições favoráveis para nucleação de trincas e posterior propagação.

A hipótese de que modificações metalúrgicas tenham afetado a resistência do material à corrosão não se confirmou. Afirma-se isto com base nos resultados da análise metalográfica, na qual não se encontrou traços característicos de corrosão sob tensão, descartando-se então que este problema tenha contribuído para a falha em questão.

Também se verificou que as alterações no procedimento de soldagem sugeridas pelo fornecedor das chapas podem ser consideradas benéficas. Por apresentar uma ZAC menor e com modificações metalúrgicas pouco expressivas, e por manter a característica bifásica no cordão de solda, acredita-se que a ocorrência de nucleação de uma trinca é dificultada. Contudo, conforme recomendado por ASM, 1995b, deve-se ter cuidado para evitar altas taxas de resfriamento, a fim de se evitar a presença de nitretos, que poderiam afetar negativamente a resistência à corrosão do material.

Por fim, por se acreditar ser a fadiga o modo de falha predominante, e em virtude das características do equipamento, sugere-se como forma de evitar ou amenizar o problema o aumento da rigidez do conjunto, de forma a reduzir as deformações ocorridas durante serviço. Para tanto, recomenda-se o aumento da espessura das chapas, e a utilização de reforços estruturais nas regiões mais solicitadas, tendo o cuidado para não transferir o problema de uma região para outra. A Figura 6 do Apêndice I mostra sugestões de modificações a serem realizadas no conjunto de modo a se atingir este objetivo, sendo elas a instalação de um anel na parte superior, parafusado ao conjunto, e a utilização das barras de reforço no interior do defletor.

Outra sugestão a ser avaliada futuramente é a alteração do material utilizado na fabricação do conjunto defletor. Uma vez que o ambiente de trabalho é corrosivo, pode-se estudar a utilização de aço AISI 304, por exemplo. Este metal, apesar de apresentar menor limite de resistência, possui resistência à corrosão e tenacidade superior ao UNS S31803, sendo adequado ao ambiente corrosivo ao qual o componente é submetido, além de apresentar melhor comportamento em situações de fadiga.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Alvarez-Armas, I.; **“Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys”**, Recent Patents on Mechanical Engineering, vol. 1, n.1, p. 51-57, 2008.

ASM International; **“ASM Handbook”**, Vol. 1 – Properties and Selection: Iron, Steels and High-performance Alloys, ASM, 1995.

ASM International; **“ASM Handbook”**, Vol. 6 – Welding, Brazing and Soldering, ASM, 1995.

ASM International; **“ASM Handbook”**, Vol. 9 – Metallography and Microstructures, ASM, 1995.

ASM International; **“ASM Handbook”**, Vol. 11 – Failure Analysis and Prevention, ASM, 1995.

Borsato, K. S.; **“Avaliação das Propriedades Mecânicas, Microestruturais e Cinética de Precipitação da Fase Sigma do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803”**, 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006.

Cassou, C. A.; **“Metodologia de Análise de Falha”**, Dissertação de Mestrado, PPGEM – UFRGS, 1999.

Dehmolaei, R.; Shamanian, M.; Kermanpur, A.; **“Microstructural Characterization of Dissimilar Welds Between Alloy 800 and HP Heat-resistant Steel”**, Materials Characterization, n.59, p. 1447-1454, 2008.

Fedele, R.; Brandi, S. D.; Lebrão, S. G.; **“Soldagem Multipasse do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 por Eletrodo Revestido”**, Soldagem & Inspeção, vol. 6, n. 1, p. 10-16, 2000.

Gunn, R. N.; **“Duplex Stainless Steels: Microstructures, Properties and Applications”**, Abington, 1<sup>st</sup> edition, 1997.

Iacoviello, F.; Boniardi, M.; La Vecchia, G. M.; **“Fatigue Crack Propagation in Austenoferritic Duplex Stainless Steel 22 Cr 5 Ni”**, International Journal of Fatigue, n. 21, p. 957-963, 1999.

Milne, I.; Ritchie, R. O.; Karihaloo, B.; **“Comprehensive Structural Integrity”**, Vol. 4 – Cyclic Loading and Fatigue, Elsevier, 2003.

Milne, I.; Ritchie, R. O.; Karihaloo, B.; **“Comprehensive Structural Integrity”**, Vol. 6 – Environmentally Assisted Failure, Elsevier, 2003.

Paredes, R. S. C.; Borsato, K. S.; Bernardini, P. A. N.; Aguila, J. V.; **“Avaliação da Soldabilidade de Aços Inoxidáveis Especiais a Ser Utilizados na Indústria do Petróleo”**, 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás - Anais, 2003.

Shigley, J. E.; Mischke, C. R.; Budynas, R. G.; **“Projeto de Engenharia Mecânica”**, Bookman, 7ª edição, 2005.

Solomon, H. D.; Devine, T.M.; **“Duplex Stainless Steels - A Tale of Two Phases”**, Duplex Stainless Steels Conference - Proceedings, ASM, p. 693-756, 1982.

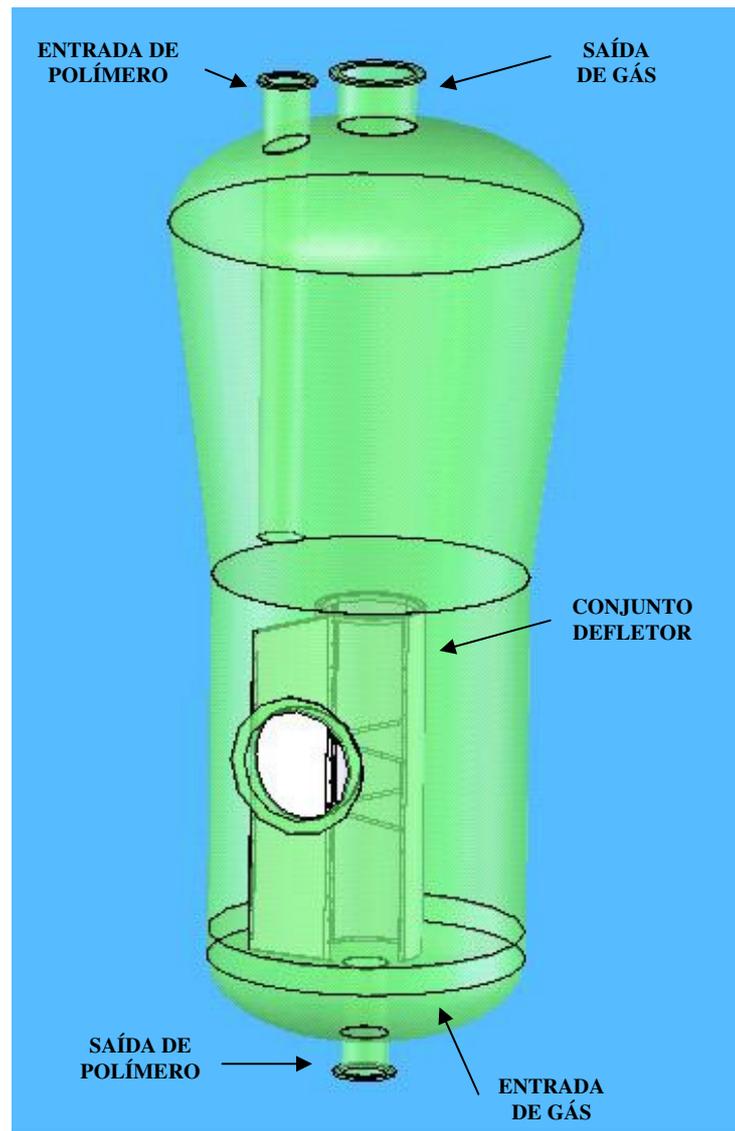
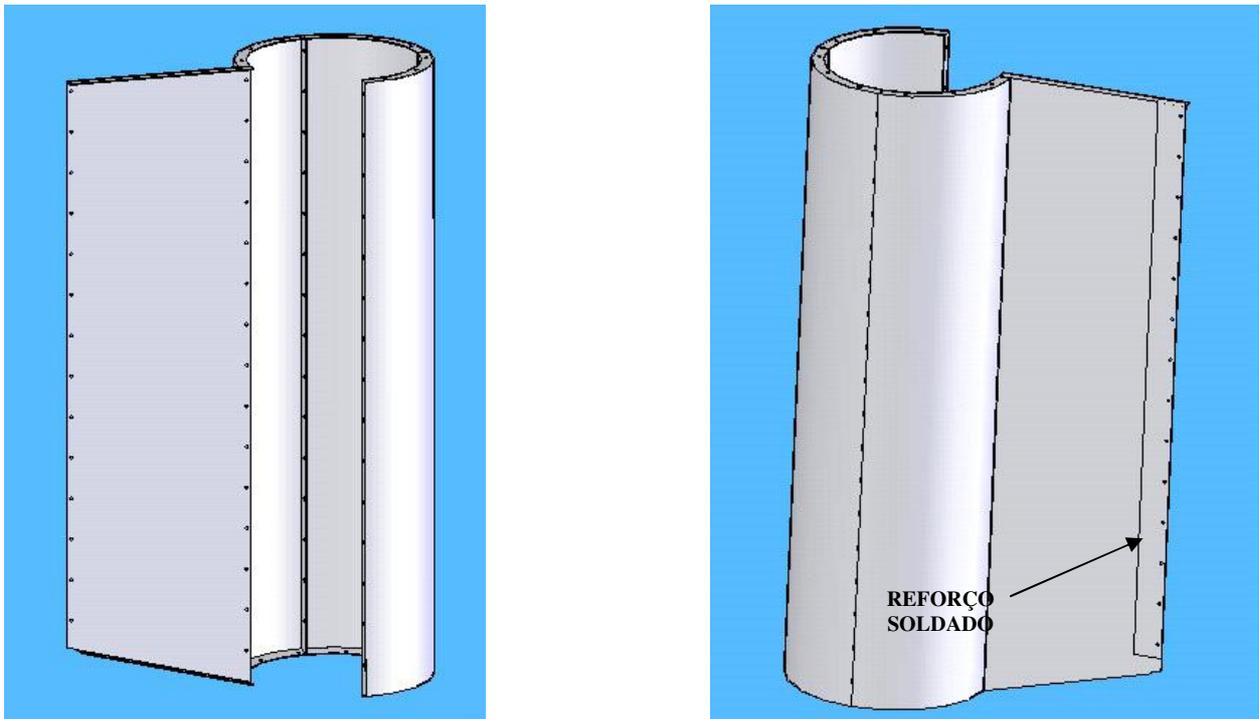
**Apêndice I – Imagens do vaso de pressão e conjunto defletor**

Figura 1 – Imagem esquemática do vaso de pressão e conjunto defletor.



Figuras 2 e 3 – Conjunto defletor em seu local de instalação.



Figuras 4 e 5 – Vistas do conjunto defletor. Na figura 5 (direita) salienta-se o reforço existente.

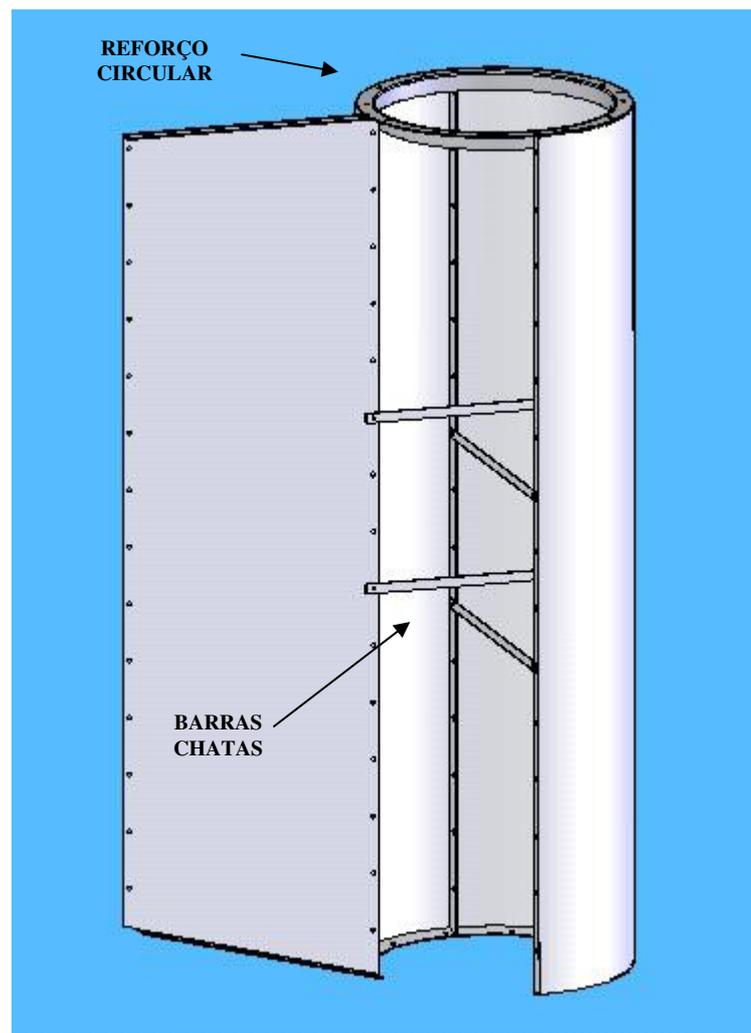


Figura 6 – Proposta de instalação de reforço estrutural, para aumentar rigidez do conjunto.

## Apêndice II - Fatos do histórico do vaso e seus componentes relevantes para o estudo

- 1997 – Fabricação do vaso pela empresa Dettin S.p.a, com sede na Itália, seguindo o código ASME Seção VIII, Divisão 1 (edição 1995).
- 06/01/1998 – Realizada inspeção interna pré-operação. Observada a ausência de três parafusos de fixação da base e de um parafuso de fixação da chapa reta com a primeira chapa cilíndrica do defletor, provavelmente não instalados por motivo de excentricidade dos furos. As posições dos parafusos faltantes não foram devidamente documentadas. Instalou-se reforços circulares nas porções intermediária e superior do defletor, confeccionados em aço inoxidável AISI 304L conformado a frio e fixados com solda intermitente (50mm x 100mm) alternando faces.
- 17/01/1998 – Planta entra em operação.
- 28/12/1998 – Realizada inspeção interna durante parada não programada da planta. Nenhuma trinca identificada. Observou-se o cisalhamento de três parafusos de fixação da base, além de perda de torque dos parafusos íntegros. Três parafusos de fixação dos anéis de reforço também estavam ausentes.
- 05/03/2001 – Realizada inspeção interna por motivo de parada de planta programada. Observou-se a presença de diversas trincas, todas passantes, em todos os elementos do defletor. A maioria das trincas observadas tinha origem e propagava-se pelo cordão das soldas realizadas anteriormente, e em alguns casos, não se restringiu apenas ao cordão e zona afetada pelo calor, mas também se propagou pela chapa do defletor. Estas trincas eram todas passantes e não apresentavam ramificações. Em uma cantoneira de uma das chapas cilíndricas, os esforços presentes aliados à fragilização do material devido à solda acarretaram em uma grande fratura do material com conseqüente desprendimento desta cantoneira. As trincas existentes foram fixadas com solda TIG e a porção fraturada do componente foi corrigida com um enxerto emergencial de material, utilizando uma chapa de aço inoxidável AISI 304L, fixada também com solda TIG, utilizando varetas ER-308.
- 01/08/2002 – Inspeção interna realizada por parada de oportunidade. Observou-se a existência de trincas passantes nas chapas do defletor, localizadas em regiões de acúmulo de tensões, como dobras de pestana e pontos de solda. Estas trincas tinham dimensões entre 50 a 200 milímetros. Nove parafusos de fixação encontravam-se cisalhados. Nesta ocasião instalaram-se reforços na estrutura a fim de aumentar a rigidez do conjunto.
- 16/01/2006 – Inspeção interna realizada por parada programada. Nenhuma trinca passante localizada.
- 01/03/2008 – Inspeção interna realizada por parada programada. Chapas dos defletores apresentavam trincas nas regiões dos cordões de solda e adjacências. Alguns parafusos e porcas apresentavam perda de torque. Tirantes de fixação do defletor junto às paredes do vaso apresentaram quebra nas suas extremidades de fixação, no lado do defletor. Parafusos e porcas de fixação foram ponteados com solda para evitar perda de torque.
- 06/05/2008 – Inspeção interna realizada por parada de oportunidade. Trincas passantes foram localizadas em alguns cordões de solda, na Zona Termicamente Afetada. Parafusos de fixação não apresentavam sinais de falha por cisalhamento, e nenhum deles apresentou perda de torque.
- 11/03/2010 – Inspeção interna realizada por parada programada e para troca do conjunto do defletor. Observou-se a presença de trincas passantes na chapa reta do defletor, junto aos cordões de solda na porção inferior da peça. Em dois pontos distintos observou-se a existência de pontos de corrosão do material junto às trincas, de cor avermelhada. As chapas curvas do defletor encontravam-se em bom estado de conservação. Reforços circulares apresentavam trincas e pontos de corrosão.

### Apêndice III – Fraturas analisadas neste trabalho

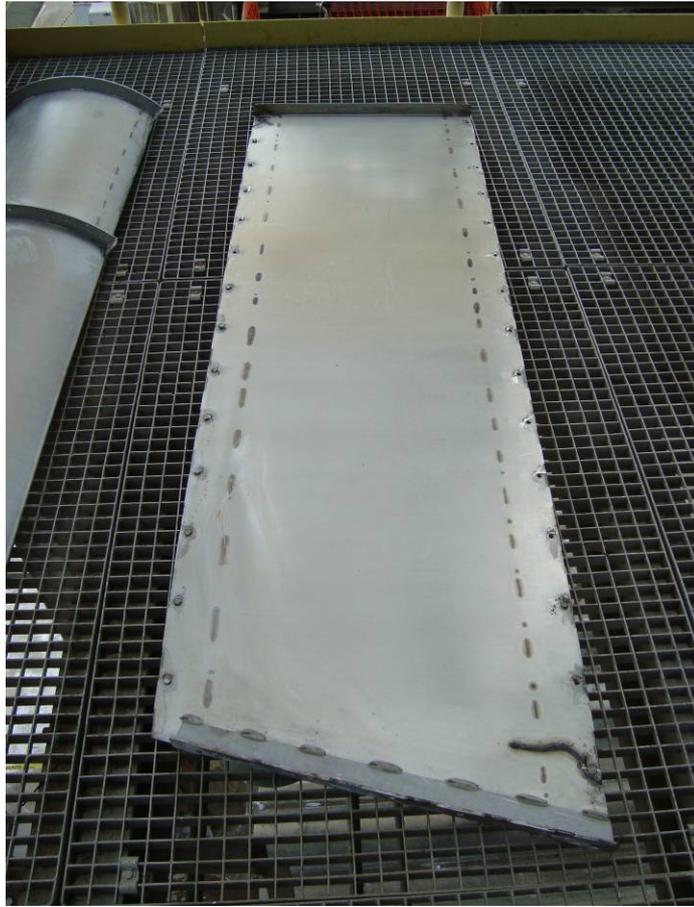


Figura 1 – Chapa reta do conjunto defletor.



Figuras 2 e 3 – Ampliações da região fraturada.



Figura 4 – Vista frontal da chapa do defletor.



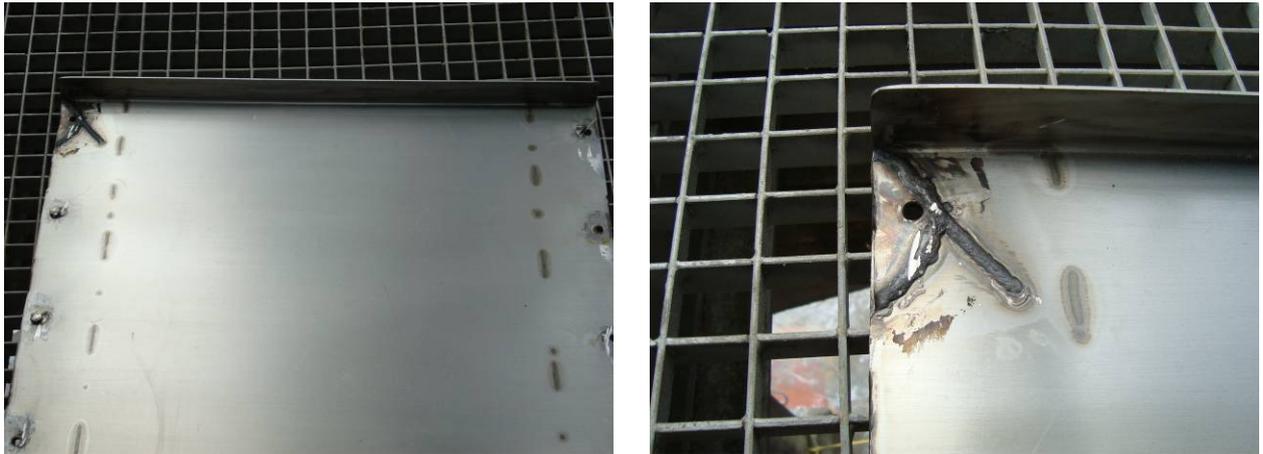
Figura 5 – Vista posterior da chapa do defletor. Observa-se ainda o reforço instalado.



Figuras 6 e 7 – Ocorrência de trincas junto aos cordões de solda. Vista pelo lado posterior da chapa, mostrando o reforço instalado.



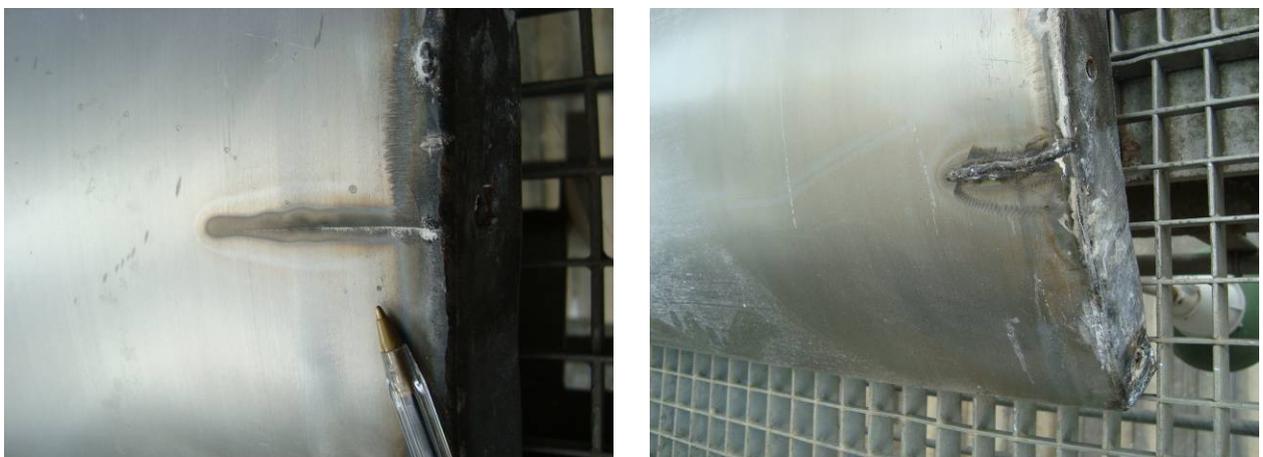
Figuras 8 e 9 – Trincas na chapa do defletor. Vista do lado frontal.

**Apêndice IV – Trincas existentes no conjunto e reparadas anteriormente**

Figuras 1 e 2 – Fratura na porção superior da chapa reta do defletor, com perda de material.



Figuras 3 e 4 – Fratura na porção inferior do componente.



Figuras 5 e 6 – Fraturas ocorridas nos elementos semi-cilíndricos do conjunto defletor.



Figura 7 (esquerda) – Fratura ocorrida na porção intermediária do elemento semi-circular. Reparada com solda e coberta por um reforço. Figura 8 (direita) – Fratura na porção intermediária de elemento semi-circular, reparada com solda.

## Apêndice V – Propriedades e composição de materiais selecionados

**Tabela 1 - Composição de alguns aços inoxidáveis selecionados**

Material	Elementos *								
	Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Níquel	Molibdênio	Nitrogênio
UNS S31803	0,03	2,0	0,03	0,02	1,0	21,0 - 23,0	4,5 - 6,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,20
UNS S32205	0,03	2,0	0,03	0,02	1,0	22,0 - 23,0	4,5 - 6,5	3,0 - 3,5	0,14 - 0,20
AISI 304	0,08	2,0	0,045	0,03	0,75	18,0 - 20,0	8,0 - 10,5	-	0,10
AISI 304L	0,03	2,0	0,045	0,03	0,75	18,0 - 20,0	8,0 - 10,5	-	0,10
AISI 316	0,08	2,0	0,045	0,03	0,75	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	0,10
AISI 316L	0,03	2,0	0,045	0,03	0,75	16,0 - 18,0	10,0 - 14,0	2,0 - 3,0	0,10
AISI 430	0,012	1,0	0,04	0,03	1,0	16,0 - 18,0	-	-	-
AISI 444	0,025	1,0	0,04	0,03	1,0	17,5 - 19,5	1,0	1,75 - 2,5	0,025
AISI 410	0,15	1,0	0,04	0,03	1,0	11,5 - 13,5	-	-	-
AISI 440A	0,60 - 0,75	1,0	0,04	0,03	1,0	16,0 - 18,0	-	0,75	-
UNS S15500	0,07	1,0	0,04	0,03	1,0	14,0 - 15,5	3,5 - 5,5	-	-
UNS S17700	0,09	1,0	0,04	0,03	1,0	16,0 - 18,0	6,5 - 7,75	-	-

\* Quantidade máxima tolerada, exceto quando um intervalo de aceitabilidade é determinado (%).

\* Fonte: ASM Handbook Vol. 1 - Properties and Selection: Iron, Steels and High-performance Alloys.

**Tabela 2 - Composição de alguns metais de adição utilizados em solda TIG**

Material	Elementos *								
	Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Silício	Cromo	Níquel	Molibdênio	Nitrogênio
UNS S39209 / ER 2209	0,03	0,50 - 2,0	0,03	0,03	0,90	21,5 - 23,5	7,5 - 9,5	2,5 - 3,5	0,08 - 0,20
UNS N08800 / Alloy 800	0,1	1,5	0,0045	0,015	1,0	19,0 - 23,0	30,0 - 35,0	-	-

\* Quantidade máxima tolerada, exceto quando um intervalo de aceitabilidade é determinado (%).

\* Fonte: ASM Handbook Vol. 1 - Properties and Selection: Iron, Steels and High-performance Alloys.

**Tabela 3 - Propriedades de alguns aços inoxidáveis selecionados**

Aço	Tipo	Limite de resistência a tração, mínimo		Limite de escoamento, mínimo		Alongamento (%)	Dureza, máxima	
		(kpsi)	(Mpa)	(kpsi)	(Mpa)		Brinell	Rockwell B
UNS S31803	Duplex	90	620	65	450	25	293	106
UNS S32205	Duplex	90	620	65	450	25	293	106
AISI 304	Austenítico	75	515	30	205	40	201	92
AISI 304L	Austenítico	70	485	30	205	40	201	92
AISI 316	Austenítico	75	515	30	205	40	217	95
AISI 316L	Austenítico	70	485	30	205	40	217	95
AISI 430	Ferrítico	65	450	30	205	22	171	88
AISI 444	Ferrítico	60	415	40	275	20	217	95
AISI 410	Martensítico	65	450	30	205	20	217	95
AISI 440A	Martensítico	105	725	60	415	20	217	95
UNS S15500	Endurecível por precipitação	140	965	115	790	10	371	40***
UNS S17700	Endurecível por precipitação	180	1240	150	1030	5	455	48***

\* Fonte: ASM Handbook Vol. 1 - Properties and Selection: Iron, Steels and High-performance Alloys.

\*\*\* Dureza em escala Rockwell C.

**Tabela 4 - Propriedades de alguns metais adição utilizados em solda TIG**

Aço	Limite de resistência a tração, mínimo		Limite de escoamento, mínimo		Alongamento (%)	Dureza, máxima	
	(kpsi)	(Mpa)	(kpsi)	(Mpa)		Brinell	Rockwell B
UNS S39209 / ER 2209	104,4	720	81,2	560	26	-	-
UNS N08800 / Alloy 800	76	520	30	205	30	-	-

\* Fonte: ASM Handbook Vol. 1 - Properties and Selection: Iron, Steels and High-performance Alloys.

## Apêndice VI – Espectrogramas

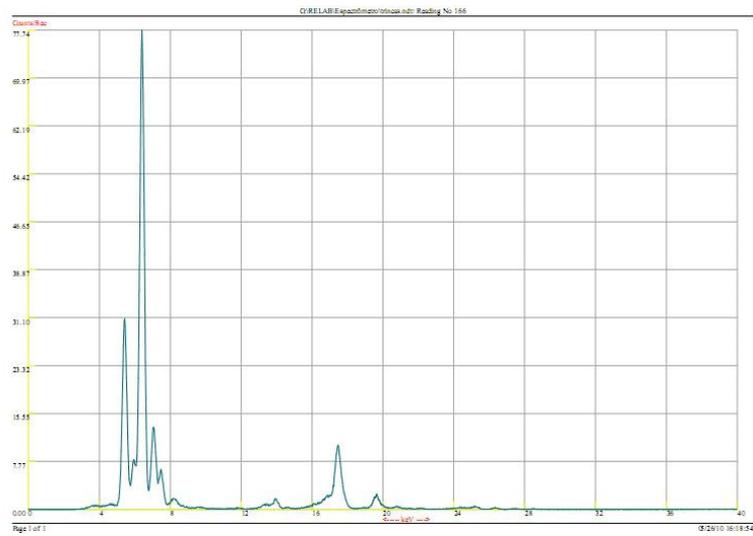


Figura 1 – Espectrograma do material da chapa do defletor.

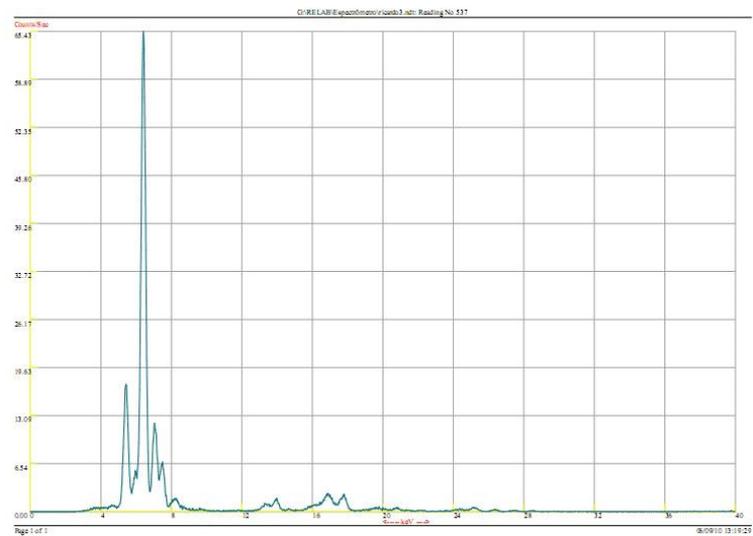


Figura 2 – Espectrograma do material da lâmina de reforço.

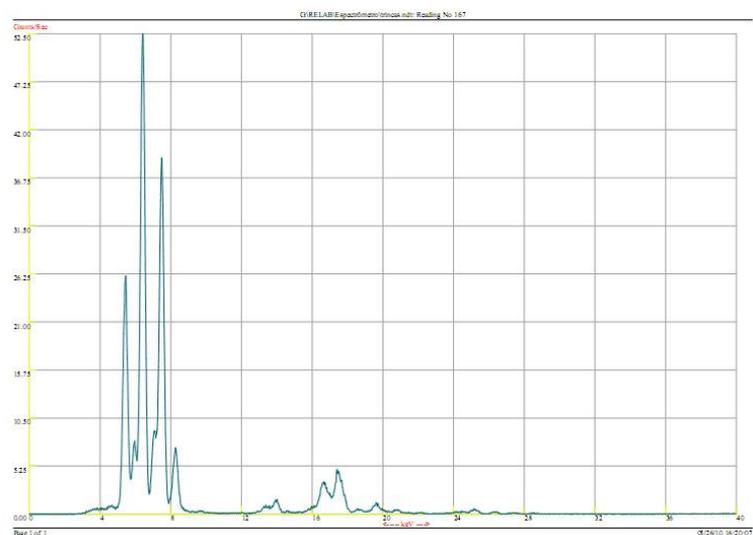


Figura 3 – Espectrograma do material do cordão de solda.

## Anexo I – Dados do vaso de pressão

<b>VASO</b>	
Material do casco, defletor e parafusos	Aço inoxidável duplex UNS S31803
Tratamento térmico	Não
Pressão de projeto	0,049 MPa / 0,5 kgf/cm <sup>2</sup>
Pressão de teste hidrostático – posição vertical	0,147 MPa / 1,5 kgf/cm <sup>2</sup>
Pressão de teste hidrostático – posição horizontal	0,216 MPa / 2,2 kgf/cm <sup>2</sup>
Pressão Máxima de Trabalho Admissível	0,049 MPa / 0,5 kgf/cm <sup>2</sup>
Temperatura de projeto	120 °C
Temperatura de trabalho	70 °C
Fluido de trabalho	polímero líquido + nitrogênio + vapor de água + cloretos
Capacidade volumétrica	21 m <sup>3</sup>
Peso (vazio)	3800 kg
Peso (com água)	24800 kg
Fabricante	Detin S.p.a. – Itália
Ano de fabricação	1997
Código de fabricação	ASME VIII, Div. 1 – 1995
Categoria NR 13	cat. V
<b>INSPEÇÃO PRÉ-PARTIDA</b>	
Líquido penetrante	100%
Radiografia dos tampos	100%
Radiografia do casco	pontuais
Ultra-som	Não
Partícula magnética	Não
<b>POLÍMERO</b>	
Estado físico	líquido
Densidade	500 kg/m <sup>3</sup>

## Anexo II – Diagramas de Schaeffler, de DeLong e WRC-1988

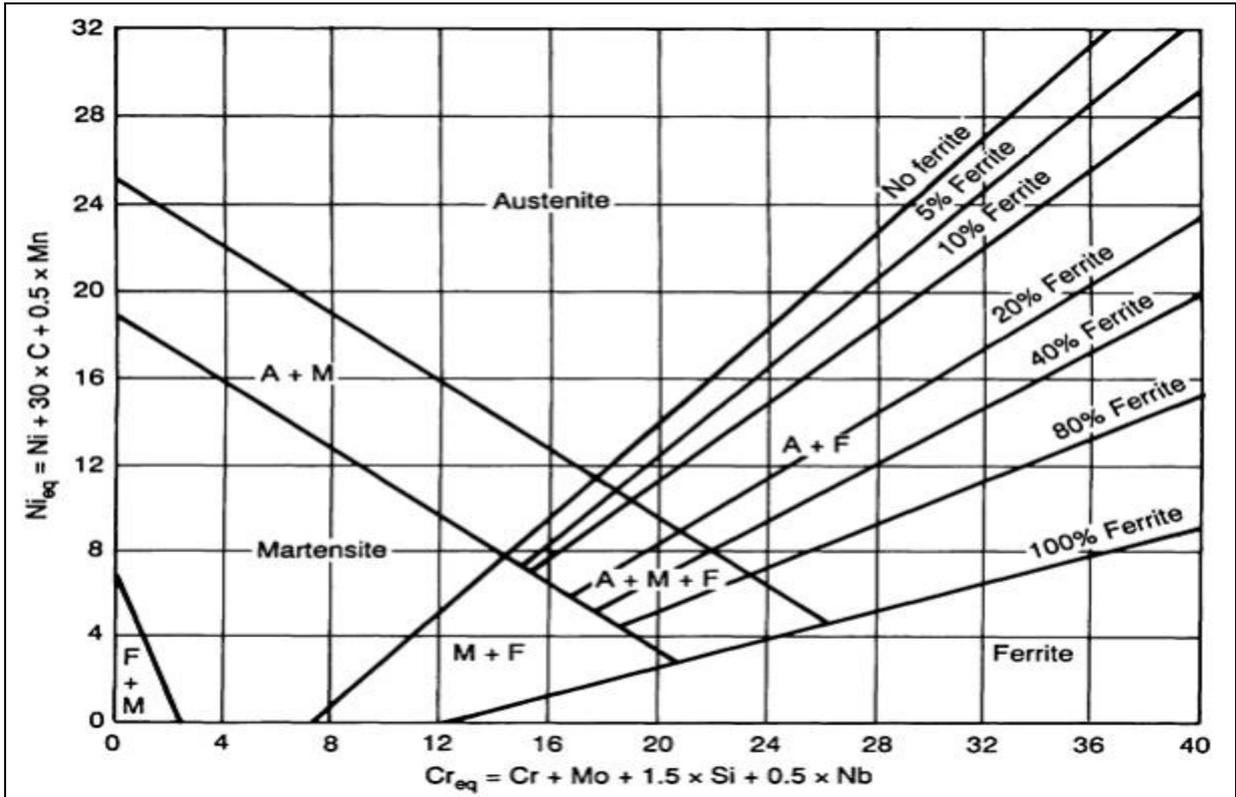


Figura 1 – Diagrama de Schaeffler (Fonte: ASM Handbook, Vol. 6, 1995).

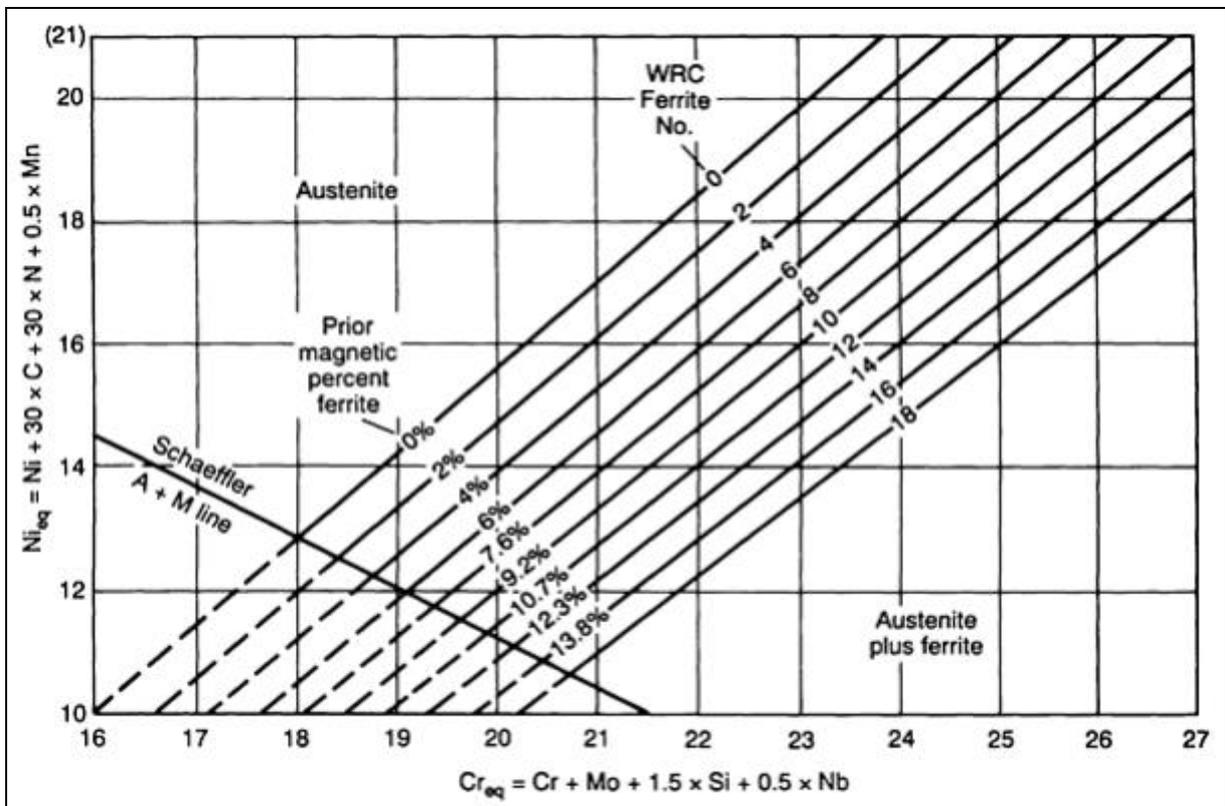


Figura 2 – Diagrama de DeLong (Fonte: ASM Handbook, Vol. 6, 1995).

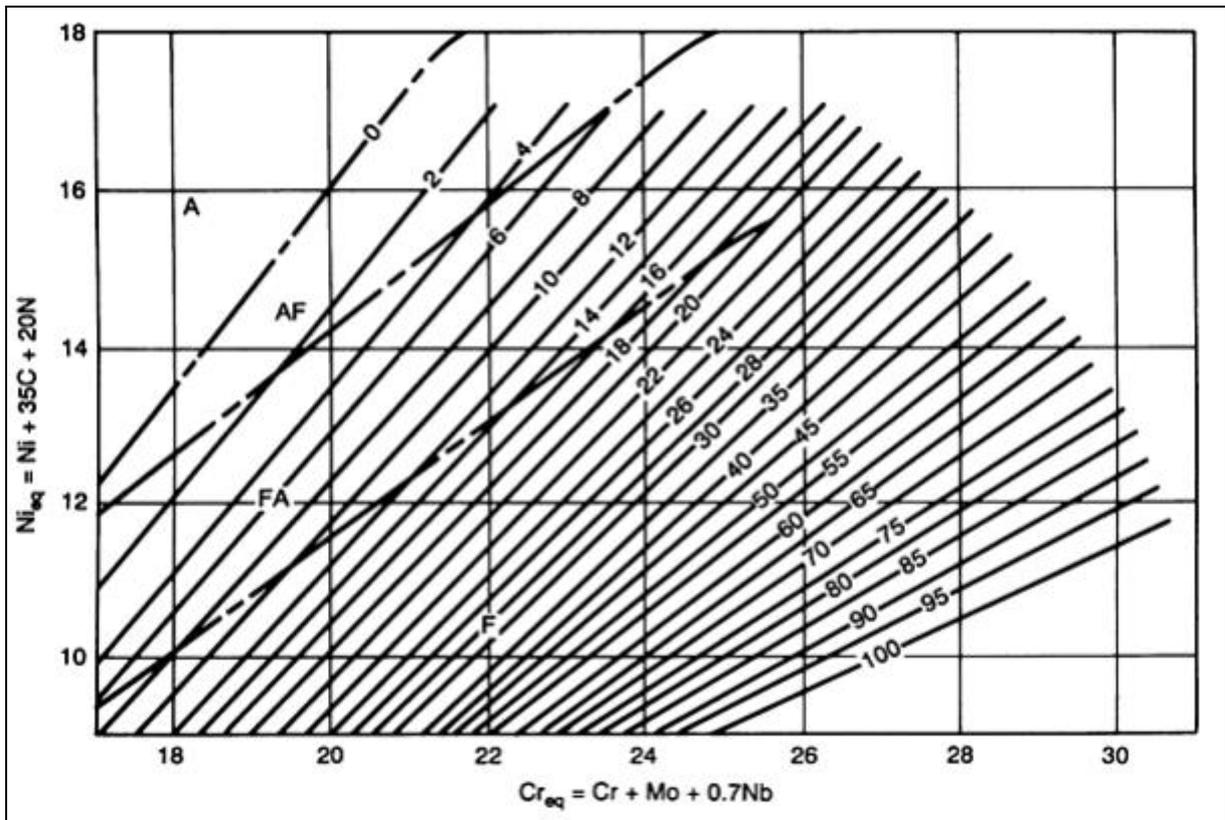


Figura 3 – Diagrama WRC-1988 (Fonte: ASM Handbook, Vol. 6, 1995).