

## A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados

(The influence of delta ferrite on forged austenitic stainless steel)

### Resumo

Entre os aços inoxidáveis, os austeníticos podem ser considerados os de melhor soldabilidade e de maior aplicação na indústria. No entanto, as propriedades desses aços podem ser facilmente degradadas em operações de soldagem ou em serviço. As trincas de solidificação podem ser controladas através da presença comedida de ferrita delta no depósito, fato que é amplamente discutido na literatura. No entanto, raramente se discute a presença da ferrita  $\delta$  nos metais de base, uma vez que os aços inoxidáveis austeníticos solubilizados e temperados deveriam apresentar apenas traços dessa fase. Componentes forjados em inoxidáveis austeníticos têm apresentado quantidades elevadas de ferrita  $\delta$ , chegando mesmo, em alguns casos, a apresentar precipitados de fases intermetálicas, trazendo sérias implicações na fabricação de equipamentos e tubulações. Nesse trabalho, é apresentado um estudo de caso onde a presença de ferrita  $\delta$  e precipitados intermetálicos, particularmente a fase  $\sigma$ , tornaram impraticável a aplicação de flanges forjados de aço ASTM A182 F 317L em plantas de processo.

**Palavras-chave:** Ferrita  $\delta$ , fase  $\sigma$ , soldagem, trincas de solidificação, aços inoxidáveis austeníticos.

### Abstract

*Within the stainless steel family, austenitic steel can be considered as the one with the best weldability and greatest application in the processing industry. However, the properties of this type of steel can be easily degraded during welding operations or plant service. The solidification cracks can be avoided when there is a moderate presence of  $\delta$  ferrite in the welded metal, as described in technical literature. On the other hand,  $\delta$  ferrite is seldom discussed when applied to base metals, since austenitic stainless steel, annealed and quenched, probably presents only traces of it at this phase. Forged austenitic stainless steel components have presented high amounts of  $\delta$  ferrite, sometimes appearing in the intermetallic phases, creating serious concerns for equipment and pipe manufacturers. Herein, a case study is presented where  $\delta$  ferrite and intermetallic precipitates, especially the  $\sigma$  phase, hindered the application of ASTM A182 F 317L forged flanges in processing plants.*

**Keywords:**  $\delta$  ferrite,  $\sigma$  phase, welding, solidification crack, austenitic stainless steel.

Douglas de Oliveira Passos

Engenheiro de Equipamentos  
PETROBRAS/REVAP/MI/PM e ITA  
E-mail: dougop@petrobras.com.br

Jorge Otubo

Doutor, Professor Adjunto, ITA  
E-mail: jotubo@ita.br

## 1. Introdução

Seguramente os aços inoxidáveis austeníticos são os de mais amplo uso na indústria de processo. Eles atendem vasta faixa de meios corrosivos, tanto em baixas, como em altas temperaturas. Somando-se a isto, os austeníticos podem ser facilmente forjados, conformados e soldados, além de não apresentarem transição de fratura dúctil/frágil como observados em muitos aços ferríticos. Quase todos os produtos acabados em aços inoxidáveis austeníticos utilizados na fabricação de equipamentos passam, inicialmente, por processos de fundição e vazamento, por trabalhos termomecânicos, por estágios de conformação final a quente ou a frio, por tratamentos térmicos específicos, dependendo da aplicação, e, por fim, por tratamentos superficiais de acabamento.

Sabidamente, tanto as etapas de forjamento, conformação e tratamento térmico, quanto as operações de soldagem ainda na fabricação ou na montagem podem afetar importantes propriedades dos aços inoxidáveis austeníticos, caso procedimentos específicos não sejam observados. Nas operações de soldagem, é bem conhecida a necessidade da presença de certa fração volumétrica de ferrita  $\delta$  nos depósitos de soldas austeníticas, para se evitarem as trincas de solidificação. No entanto, pouco se discute a fração aceitável dessa fase nos produtos acabados de aços inoxidáveis austeníticos trabalhados mecanicamente, sendo, na maioria das vezes, encontrado referências apenas para os fundidos.

Em aplicações recentes, verificou-se que aços inoxidáveis austeníticos forjados e solubilizados, contendo Mo, apresentavam frações de ferrita  $\delta$  acima do esperado, fato evidenciado, inicialmente, pelo acentuado comportamento ferromagnético. Os aços inoxidáveis austeníticos com teores de Mo acima de 2,5% (em peso) têm sido especificados no combate à corrosão náfítênica durante o processamento de petróleo pesados (Zapelini, 1996).

Teores crescentes de Mo, para combater a corrosão náfítênica, têm contribuído para o aparecimento da ferrita  $\delta$  nesses aços, uma vez que esse elemento é um forte promotor dessa fase. A presença da ferrita  $\delta$  contribui, fortemente, para a ocorrência de precipitados intermetálicos, principalmente a fase  $\sigma$ , dependendo das condições de aplicação do material. Esse estudo de caso descreve uma ocorrência onde flanges forjados de aço inoxidável austenítico ASTM A 182 Tp 317L apresentaram frações de ferrita  $\delta$  e frações precipitados intermetálicos além daquelas consideradas aceitáveis, tornando seu uso impróprio para as condições de serviço requeridas.

## 2. Materiais e métodos

Durante a soldagem de flanges de redução com curvas, forjados em aço inoxidável austenítico, observou-se o aparecimento de trincas no metal de base, lado dos flanges, paralelas ao cordão de solda circunferencial. A Figura 1 apresenta o detalhe esquemático de um dos conjuntos flange/curva soldados, indicando a região onde foram observadas as trincas.

As especificações dos materiais dos flanges, das curvas e dos metais de adição e as respectivas composições químicas

estão dadas na Tabela 1. As soldas foram executadas pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), manual e multipasse, seguindo-se procedimento qualificado conforme código ASME IX (ASME, 2004). As propriedades mecânicas do material dos flanges e do metal de adição estão na Tabela 2. As avaliações efetuadas nos flanges que apresentaram as trincas foram: exame visual, inspeção por líquido penetrante e metalografia de campo através de réplica metalográfica. A partir da composição química dos componentes, inclusive dos metais de solda, foram estimadas as frações esperadas de ferrita delta, com o uso dos diagramas de Schoefer, Schaeffler e Kotecki e Siewert. Foram executadas, também, medições com ferritoscópio, para avaliação da mesma ferrita  $\delta$  por meios magnéticos.

## 3. Resultados

O exame visual e a inspeção por líquido penetrante revelaram que as trincas estavam localizadas no metal de base, lado dos flanges, fora da ZTA, apresentando aspecto de trincas lamelares. Não foram observadas trincas nos metais de solda nem nos lados das curvas. A Figura 2 mostra um dos conjuntos flange/curva soldado e o detalhe de uma trinca. A metalografia de campo

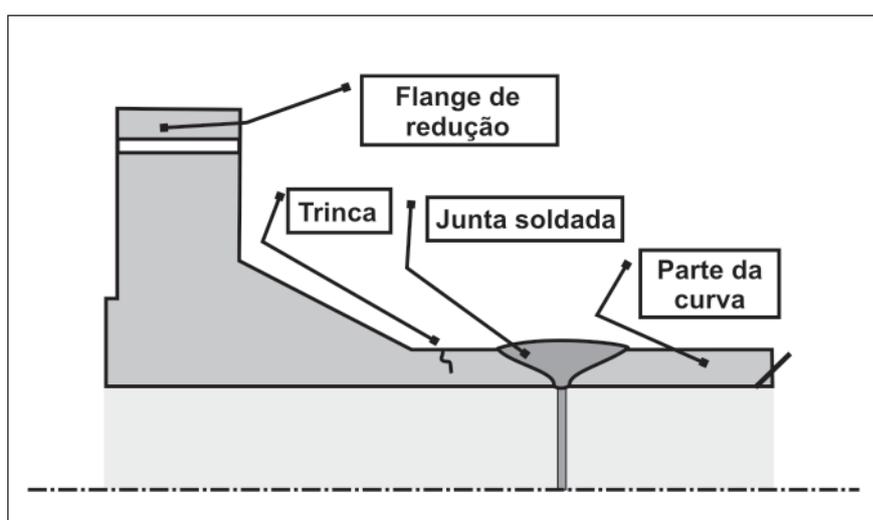


Figura 1 - Detalhe esquemático da junta soldada flange/curva e região onde foram detectadas trincas.

revelou, nos flanges, uma microestrutura de grãos austeníticos deformados, com uma segunda fase vermicular, quase que contínua e alinhada com a direção de deformação, que inicialmente foi presumida como ferrita  $\delta$ , porém prontamente descartada, uma vez que o material não apresentava comportamento magnético característico, quando essa fase se faz presente. A Figura 3 apresenta os aspectos das microestruturas observadas nos flanges. Medições de campo com feritoscópio mostraram um nível de ferrita FN < 0,1, corroborando com o comportamento não magnético evidenciado do material. A avaliação por imagem, através da réplica metalográfica, mostrou uma fração volumétrica próxima de 20% da segunda fase. Essa segunda fase, por não exibir comportamento magnético e por apresentar comportamento frágil, durante a soldagem (trincar devido às dilatações e contrações de soldagem), foi, então, interpretada como fase  $\sigma$ . Pesquisas adicionais na literatura de casos semelhantes ratificaram as suspeitas de se tratar de fase  $\sigma$ . A Tabela 3 apresenta os valores estimados de ferrita  $\delta$ , para o material dos flanges, para o material das curvas e dos metais de solda, em função das composições químicas dadas na Tabela 1.

**Tabela 1** - Composição química de um dos conjuntos flange/curva e metal de adição conforme certificados apresentados pelos fabricantes.

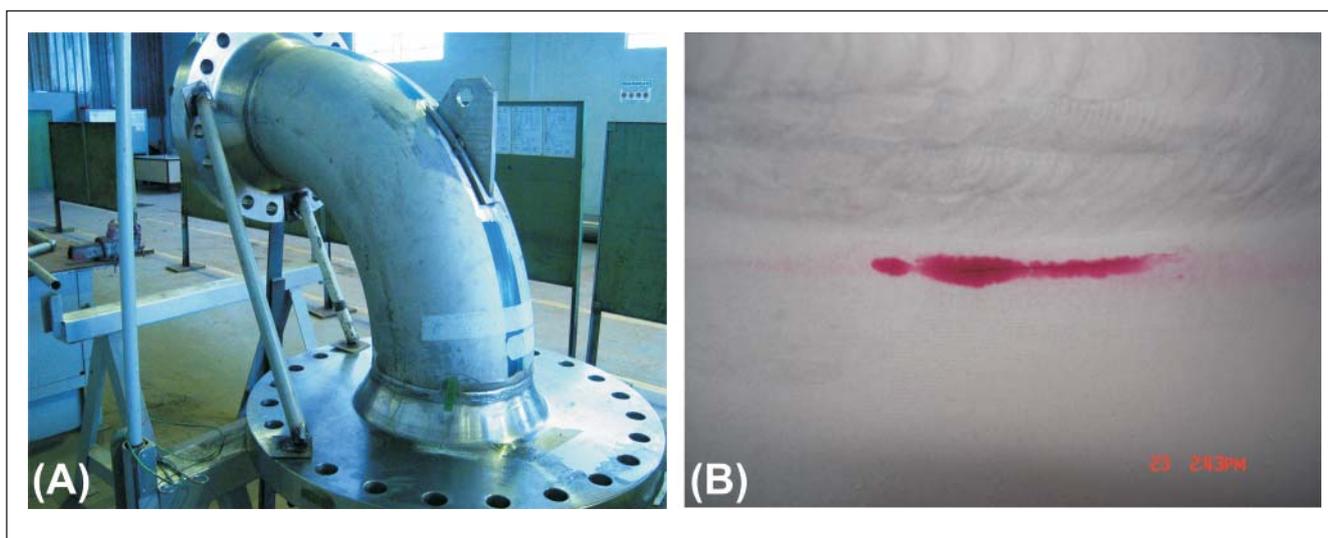
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
<b>A 182 F 317L</b>	0,01	1,6	0,38	19,16	12,08	3,18	-	0,034	0,01
<b>A 403 WP 317L</b>	0,02	1,57	0,96	19,81	11,54	3,1	-	0,02	0,01
<b>AWSER 317L</b>	0,01	2	0,65	19,5	15	4	0,24	0,025	0,015
<b>Metal de Solda (*)</b>	0,013	1,89	0,66	19,5	13,99	3,74	0,2	-	-

(\*) Estimado pelo diagrama de Schaeffler.

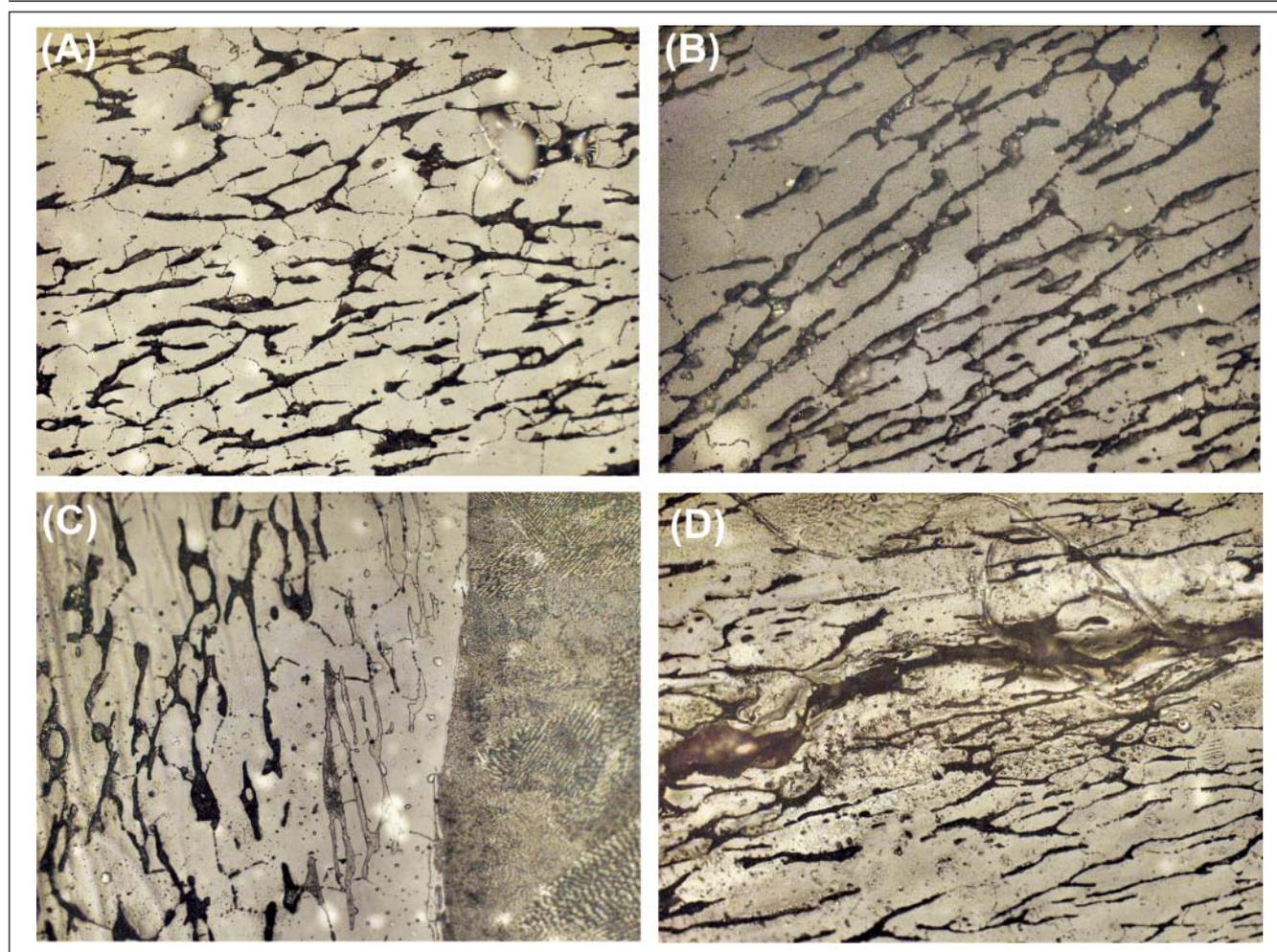
**Tabela 2** - Propriedades mecânicas de um dos flanges e do metal de adição conforme certificados apresentados pelos fabricantes.

Componente	TT e Propriedades Mecânicas (*)				
	Condição	$\sigma_r$ (MPa)	$\sigma_e$ (MPa)	$\delta_{L\%}$	$\psi_{A\%}$
<b>A 182 F317L</b>	Solubilizado	545	254	65	71
<b>AWS ER 317L</b>	C/ Depositado	>520	-	>30%	-

(\*) Baseado nos certificados dos fabricantes.



**Figura 2** - (a) Detalhe de uma das curvas e flange de redução (inferior) soldado. (b) Detalhe das fissuras observadas logo após a soldagem, reveladas por exame de líquidos penetrantes.



**Figura 3 - (A)** - Réplica metalográfica da aba de um dos flanges. (Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície). Grãos austeníticos, precipitação nos contornos de grãos e uma segunda fase inicialmente pensada como sendo ferrita  $\delta$ , porém mais tarde identificada como sendo fase  $\sigma$ . **(B)** Réplica metalográfica da superfície interna do pescoço do flange. (Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície). Fase intermetálica formando uma rede contínua na microestrutura e precipitados nos contornos de grãos austeníticos. **(C)** Réplica metalográfica da superfície externa mostrando o metal de solda, zona termicamente afetada e metal de base. (Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície). Observam-se, na ZTA próxima à linha de fusão, ilhas mais claras, possivelmente ferrita  $\delta$  + fase  $\sigma$ , formadas em virtude do ciclo térmico de soldagem. À medida que se afasta da ZTA, onde a temperatura não foi suficientemente alta, permanece a precipitação da fase intermetálica  $\sigma$ . **(D)** Fotografia feita de réplica metalográfica da superfície externa pegando o metal de base justamente na região onde ocorreu a trinca, a pouca distância da ZTA, avançando para o metal de base, no pescoço do flange. (Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície). Verifica-se que a fissura acompanha a precipitação intermetálica da microestrutura.

**Tabela 3 -** Relação  $Cr_e/Ni_e$ , Fração de ferrita  $\delta$ , e Ferrite Number - FN para o flange e metal de solda.

Componente		Schoefer		Schaeffler		WRC 92		Ferrita	Mag.
Parte	Mat.	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	$\delta$ (%)	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	$\delta$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	FN	FN	
Flange	A 182 Tp 317L	1,27	10 a 20	1,74	9	1,8	18	0,1	NM
Curva	A 403 Tp 317L	1,28	10 a 20	1,73	8	1,83	17	0,1	NM
Junta	MS	-	-	1,56	6,6	1,6	12,7	4 a 7	M

## 4. Discussão

Em princípio, os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e termomecanicamente processados de forma a apresentarem microestrutura austenítica. No entanto, dependendo do balanço entre os elementos de liga promotores da ferrita/promotores da austenita ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ), essas ligas podem apresentar frações significativas de ferrita  $\delta$ . Essa condição pode ser visualizada no pseudobinário diagrama Fe-Cr-Ni com ferro em 70% (Figura 4).

A ferrita  $\delta$  é resultante da participação de elementos “promotores da ferrita”, mormente o Cr, durante a solidificação e processamento termomecânico (Lippold & Kotecki, 2005). A presença da ferrita  $\delta$  em aços inoxidáveis austeníticos trabalhados mecanicamente e totalmente solubilizados é esperada ser inferior a 3% (Lippold & Kotecki, 2005, Leffler, 1998). Já nos aços inoxidáveis austeníticos fundidos pode-se esperar de 5% a 20% (Davis, 1999). A ferrita  $\delta$  poderá ser benéfica ou maléfica, dependendo do local (metal de base ou metal de solda), da fração volumétrica e da aplicação da liga.

É importante observar que, embora por um lado haja a necessidade de determinada fração volumétrica de ferrita  $\delta$  nos depósitos de solda austeníticos, a presença dessa mesma fase no metal de base além de certos limites pode ser completamente indesejável.

Um problema trivial na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos é a trinca de solidificação ou trinca a quente (Lundin, 1985). A segregação, principalmente de elementos, tais como P, S e Si, provoca a formação de compostos de baixo ponto de fusão no metal de solda, que, em combinação com as tensões de contração, durante a soldagem, leva ao trincamento. Na soldagem desses aços, o controle da composição do metal de base e do metal de adição de forma a resultar em “Ferrite Number” (FN) 3 a 20 (Lippold & Kotecki, 2005 e Kou, 2003) na solda é extremamente benéfico do ponto de vista de se evitar a trinca de solidificação.

Essa condição pode ser facilmente verificada lançando-se mão dos diagramas de Schaeffler-Delong ou Welding Research Council (WRC-1992) (Lippold & Kotecki, 2005).

No entanto, a correta fração de ferrita  $\delta$  no metal de solda (MS) depende da aplicação e/ou condição de serviço. Um nível de FN acima de 10 pode comprometer propriedades mecânicas, caso o componente soldado tenha que ser submetido a tratamentos térmicos de alívio de tensões ou vá trabalhar tanto em temperaturas elevadas quanto criogênicas. Marshall cita que, quando o nível de ferrita  $\delta$  aumenta para além de 12%, a ferrita  $\delta$  muda de uma distribuição descontínua para uma contínua (Marshall, 1984), podendo comprometer ainda mais a junta soldada. O envelhecimento, ou seja, a exposição a trabalhos prolongados de juntas soldadas em temperaturas acima de aproximadamente 315°C (Kain & De, 2003; Davis, 1999), é mais uma preocupação, pois existe a tendência de formação de fases intermetálicas fragilizantes, principalmente fase sigma ( $\sigma$ ).

A transformação da ferrita  $\delta$  em fases intermetálicas, tais como sigma ( $\sigma$ ), já durante a soldagem multipasse, parece depender da composição química do material que está sendo soldado. Na soldagem de aços inoxidáveis contendo Mo, esse tipo de transformação tem sido observado (Song, McPherson & Baker, 1996). Já na soldagem de aços inoxidáveis sem Mo, a transformação parece não ocorrer (Kain & De, 2003). A soldagem com metal de adição com nitrogênio parece retardar a reação de formação. De qualquer maneira, além do Cr e do Mo, o Nb, Si, W, V, Ti e Zr promovem a formação de fase  $\sigma$ , sendo que o C e o N tendem a retardar.

Os aços inoxidáveis austeníticos, com exceção dos fundidos, não deveriam apresentar frações de ferrita  $\delta$  acima de 3%. Nos austeníticos fundidos com classificação equivalente aos trabalhados mecanicamente, pode-se deparar com frações variando de 5 a 20% ou, em alguns casos, até mesmo 40% de ferrita  $\delta$  (Houska, 2001). A ferrita  $\delta$  pode apresentar algumas características vantajosas para certas aplicações como melhorar as condições de vazamento na fundição, reduzir o potencial de corrosão sob tensão em alguns meios (por exemplo, em presença de cloretos) e melhorar as propriedades mecânicas (aços inoxidáveis duplex). Infelizmente, como muitos produtos conformados são originados a partir de blocos fundidos, como é o caso de forjados, a fração de ferrita  $\delta$  pode resultar em valores superiores ao esperado de 2 a 3%. Para fundidos, a previsão da ferrita  $\delta$  pode ser avaliada pelo diagrama de Schoefer (A 800/A 800M - 01, 2006), conforme Figura 5, com a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ligeiramente modificada com relação ao diagrama de Schaeffler.

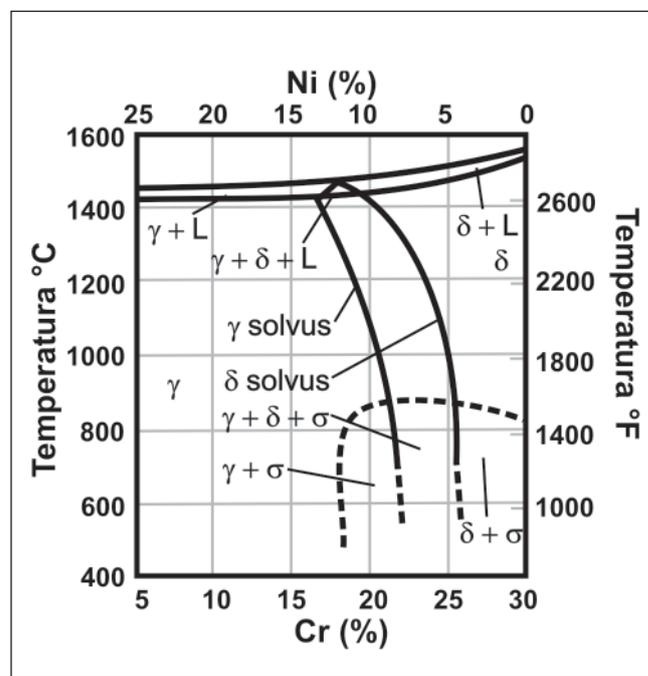


Figura 4 - Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70% (Lippold & Kotecki, 2005).

Como estimado nesse estudo de caso, era possível a presença de ferrita  $\delta$  na faixa de 10 a 20% no material dos flanges, corroborando com a fração da segunda fase avaliada por imagem, tratando-se, na verdade, de fase  $\sigma$ , apesar da solubilização e da têmpera realizadas pelo fabricante. A confirmação de se tratar de fase  $\sigma$  foi reforçada pelo caráter não ferromagnético apresentado pelos flanges e a medição indicada pelo ferritoscópio que apontou FN < 0,1. Grobner (1985) e Kotecki (1985) mostraram que, para inoxidáveis duplex e austeníticos, a elevação dos teores de Ni faz com que o limite superior de estabilidade da fase  $\sigma$  suba além de 1050°C. Esse fato reveste-se de grande importância, uma vez que a temperatura definida para solubilização desses aços inoxidáveis pela especificação ASTM A182 é de 1040°C mínima, que é a normalmente utilizada pelos fabricantes. O mesmo tipo de trinca foi verificado em flanges de idêntica especificação, ASTM A 182 F 317L, conforme relatado por Negrete (Negrete & Medrano, 1984), mostrando igualmente a presença da fase  $\sigma$ , que permaneceu estável mesmo após solubilização e têmpera. Com a solubilização a 1100°C, Negrete e Medrano mostraram o retorno da ferrita  $\delta$  e a recuperação da redução de área, que era de 34%, quando a temperatura de solubilização era de 1050°C, passando para 66,7%, quando a solubilização ocorreu a 1100°C. Horst e Sloan relataram o mesmo tipo de problema em flanges ASTM A 182 F 321, que falharam em serviço em apenas um mês de operação (Van der Horst & Sloan, 1974). Mataya e colaboradores (Mataya et al., 2003) observaram que, durante trabalho termomecânico blocos no estado "como fundido" de aço inoxidável 317L, a recristalização é significativamente retardada, comparada com o 316L e a fase  $\sigma$  é estável. A Figura 6 apresenta a micrografia de corpo-de-prova fornecida pelo fabricante do flange após alguns tratamentos experimentais levados a cabo para eliminação da fase  $\sigma$ . Verifica-se uma rede praticamente contínua de ferrita  $\delta$ , na microestrutura do copo-de-prova. Apesar da eliminação da fase intermetálica, a referida rede continuava imprópria para a aplicação.

## 5. Conclusões

A presença da ferrita  $\delta$ , em aços inoxidáveis austeníticos, trabalhados mecanicamente, solubilizados e temperados, como laminados, extrudados, trefilados, forjados etc., para fabricação de equipamentos e tubulações, na indústria do petróleo, deverá ser mantida abaixo de 3%, apesar de não haver uma limitação normativa (exceto algumas recomendações para aplicações nucleares e alguns fundidos).

Deve-se, portanto, estar atento quando da especificação desses materiais com relação a sua aplicação, para que o fabricante atenda a fração volumétrica de ferrita  $\delta$  correta. Já para os aços inoxidáveis austeníticos fundidos equivalentes, uma fração maior pode ser esperada, sendo, então, necessária uma análise prévia na seleção e aplicação desses materiais, tanto em baixas temperaturas, quanto em temperaturas eleva-

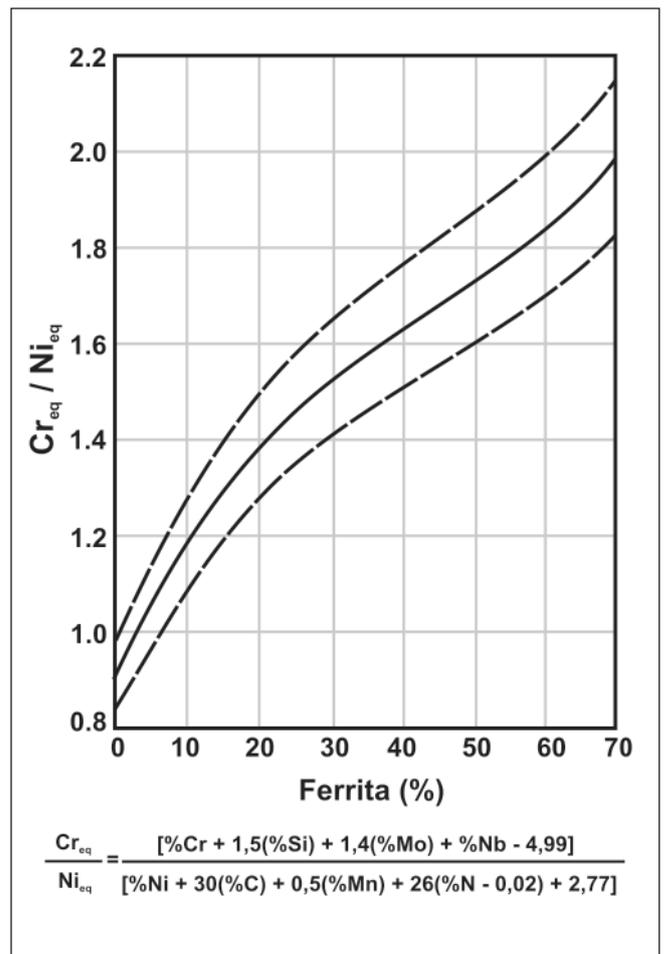


Figura 5 - Diagrama de Schoefer para previsão de fração de ferrita  $\delta$  em fundidos (Lippold & Kotecki, 2005).

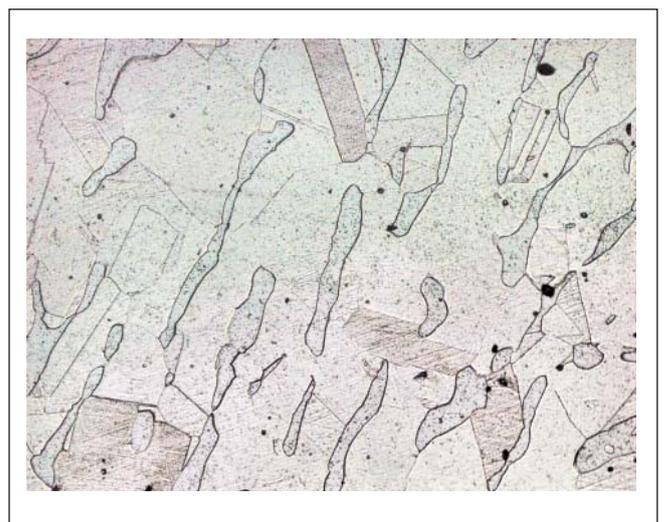


Figura 6 - Micrografia de corpo-de-prova testemunho do bloco fundido que deu origem aos flanges. Solubilizado a 1100°C e resfriado rapidamente em água. Ferrita  $\delta$  medida com ferritoscópio indicando FN 10. (Ataque persulfato de sódio 10%, 400x).

das. Nos aços inoxidáveis austeníticos, os elementos de liga ferritizantes, tais como Cr, Mo, W, Nb, tendem a favorecer a formação da ferrita  $\delta$  e, conseqüentemente, a precipitação de fases intermetálicas fragilizantes.

A especificação de flanges forjados em aços inoxidáveis austeníticos conforme ASTM A 182 não garante o recebimento de materiais para qualquer tipo de aplicação. Em função da aplicação, a especificação deverá abranger requisitos suplementares, tais como detalhamento de tratamento térmico, ensaios de impacto, avaliação de microestrutura e ensaios de corrosão.

## 6. Referências bibliográficas

- A 800/A 800M - 01 (Reapproved 2006)- Standard Practice for Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content Thereof, ASTM International.
- ASME, 2004 Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications, ASME International, USA.
- DAVIS, J. R. **Stainless steel**. (3. ed.) USA: ASME International, 1999. p. 68-69. (ASM Specialty Handbook Series).
- \_\_\_\_\_. **Stainless steel**. (3. ed.) USA: ASME International, 1999. p. 68. (ASM Specialty Handbook Series).
- GROBNER, P. J. *Phase relations in high molybdenum duplex stainless steels and austenitic corrosion resistant alloys*. Michigan, USA: AMAX Metals Group, 1985. (Report RP-33-84-01/82-12).
- HOUSKA, C. *A guide to casting: stainless steel and nickel-base*. NiDI Institute, 2001. (NiDI Reference Book Series, n. 11 022).
- KAIN, V., DE, P. K. Transformation of delta ferrite during high heat input welding of austenitic stainless steel. *Materials Performance*, USA: NACE International, 2003, v. 42, n. 3, p.50-54.
- KOTECKI, D. J. Heat treatment of duplex stainless steel weld Metals. *The Welding Journal*, American Welding Society and Welding Research Council, nov. 1989. 431-s.
- KOU, S. *Welding metallurgy*. (2. ed.). New Jersey, USA: John Wiley & Sons, 2003. p. 289. (Publication Hoboken).
- LEFFLER, B. *Stainless steel and their properties*. (2. ed.). Stockholm: Avesta Sheffield, 1998. (OUTOKUMPU).
- LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D. J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey, USA: John Wiley & Sons, 2005. (Publication Hoboken).
- LUNDIN, C. D., CUI, Y., LIU, P. Literature review on microfissuring in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*, Miami, FL, USA: American Welding Society, 1985. p 113-118.
- MARSHALL, P. *Austenitic stainless steels - microstructure and mechanical properties*. Essex, England: Elsevier Applied Science Publishers, 1984. p. 68.
- MATAYA, M. C., NILSSON, E. R., BROWN, E. L., KRAUSS, G. Hot working and recrystallization of As-Cast 317L. *Metallurgical and Materials Transactions*, 34A, 12, p.3021-3041. dec. 2003. (ProQuest Science Journals).
- NEGRETE, A. G., MEDRANO, J. Lamellar tearing in welded components in forged stainless steel SA 182 F-317L. *Apud Welding International*, v. 8, n. 12, p.958-961, 1994. *Revista soldadura*, Madri: CENIM, 1994, v. 24, n. 2, p.84-89.
- SONG, Y., McPHERSON, N. A., BAKER, T. N. The effect of welding process on the chi phase precipitation in As-Welded 317L Weld Metals. *ISIJ International*, Glasgow, UK : 1996. v. 36, n. 11, p. 1392-1396.
- VAN DER HORST, J. M. A., SLOAN, C. R. High temperature brittle fracture of austenitic stainless flange. *Zeitschrift für Werkstofftechnik*, v. 5, n. 4, p. 217-220, 1974.
- ZAPELINI, A. *Corrosão naftênica: interação entre ácidos naftênicos e compostos sulfurados contidos nos petróleos*. ITA - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 1996. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica).

Artigo recebido em 00/00/00 e aprovado em 00/00/2010.

**A REM tem novo endereço:**

**FUNDAÇÃO GORCEIX - REM**

**Rua Carlos Walter Marinho Campos, 57**

**Bairro: Vila Itacolomy**

**35400-000 - Ouro Preto - MG**

**(31) 3551-4730 (31) 3559-7408**

**www.rem.com.br**