

FALHA DE FINOS TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL QUE TRANSPORTAM GLP EM QUEIMADOR DE FRITAS ESMALTADAS¹

Danilo Borges Villarino de Castro²
Jéferson Aparecido Moreto²
Otávio Contart Gamboni²
Dirceu Spinelli³
José Ricardo Tarpani³

Resumo

O objetivo deste estudo foi estudar as possíveis causas de falha prematura observada em finos tubos de aços, utilizados no transporte de GLP para a completa combustão de fritas esmaltadas com baixo ponto de fusão ($\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) em atmosfera oxidante (O_2). Os tubos falharam devido à fusão da alumina refratária (Al_2O_3) encontrada nas paredes do queimador. A análise química dos tubos revelou que o material se tratava de um aço inoxidável AISI 316. Foram realizadas análises via microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura para coletar as evidências que comprovaram a contaminação do tubo, isto é: procedimento errado do soldador na etapa de soldagem do tubo, permitindo o desenvolvimento de uma corrosão altamente localizada em temperaturas elevadas (pites de oxidação). O vazamento do fluido e o derretimento da parede do refratário (superaquecimento) indicaram que temperaturas acima de 2.000°C possivelmente foram atingidas.

Palavras-chave: Fritas esmaltadas; AISI 316; Análise de falha.

FAILURE OF THIN STAINLESS STEEL TUBES FOR LPG TRANSPORT IN ENAMEL FRIT BURNERS

Abstract

This study aimed at investigating the possible causes of premature failure of seamed thin steel tubes used to transport LPG for complete combustion of low melting point enamel frit ($\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) in oxidizing atmosphere (O_2). The tubes failure led to the fusion of the refractory alumina (Al_2O_3) cover that coated the burner walls. Chemical analysis of the tubes revealed AISI 316 austenitic stainless steel composition. Optical and scanning electron microscopy were performed and the collected evidences suggest that pipe material contamination resulted from bad practices employed during welding and finishing steps, which allowed the development of highly localized corrosion at elevated temperature (oxidation pits). The fluid leakage and combustion overheated and melted the refractory wall of the burner, indicating that in-excess temperatures of $2,000^\circ\text{C}$ were possibly attained.

Key words: Enamel frit burners; Failure analysis; Pit corrosion.

¹ Contribuição técnica ao 67^o Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, USP.

³ Professor Doutor da Escola de Engenharia de São Carlos, USP.

1 INTRODUÇÃO

O aço AISI 316 é uma liga de aço cromo-níquel-molibdênio, inoxidável austenítico, não-temperável e não-magnético. Este possui boa ductilidade, mesmo em baixas temperaturas e é considerado um aço resistente à oxidação até 875°C. Sua resistência intercrystalina pode chegar até 300°C. A presença de molibdênio na composição química deste aço eleva sua resistência mecânica, além de aumentar a resistência ao ataque corrosivo em meios clorados e não oxidantes. Para se evitar uma diminuição da resistência à corrosão, deve-se eliminar a carepa formada pelos processos de solda ou conformação a quente.

Este aço apresenta boa conformabilidade a frio, embora exija maiores esforços de conformação do que os aços não ligados. No estado solubilizado, este pode apresentar leve magnetismo que se eleva em função do grau de deformação a frio. Por fim, este apresenta boa soldabilidade independente do processo utilizado (exceto soldagem a gás). Para partes soldadas, a temperatura máxima de trabalho é de 200°C. Como forma de evitar-se a corrosão intergranular, deve-se solubilizar os carbonetos precipitados durante a soldagem.⁽¹⁾

Este material é utilizado para fabricar peças que exigem alta resistência à corrosão localizada, originada por ácidos sulfuroso e sulfúrico e banhos clorados. Suas principais aplicações são em equipamentos para indústria química, farmacêutica, têxtil, petróleo, papel, celulose etc.⁽²⁾

No disparo de um esmalte vítreo em metal, é desejável que os grãos se fundam e fluam suavemente, na temperatura mais baixa possível. O ajuste das composições de lote para conseguir resistência a ácidos, alta opacidade, ou outras características desejáveis pode aumentar a temperatura necessária para queima, e é, portanto, importante correlacionar a composição de esmaltes com a sua consistência em temperaturas próxima da queima.⁽³⁾

O objetivo deste estudo é investigar as possíveis causas de falha prematura de finos tubos utilizados no transporte de GLP para a completa fusão de fritas esmaltadas de baixo ponto de fusão ($\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) em atmosfera oxidante (O_2).

2 MATERIAL E MÉTODOS

Tubos de aço inoxidável falharam prematuramente em serviço, conduzindo à fusão do refratário de alumina (Al_2O_3) que revestia as paredes do queimador. Esses tubos transportavam gás liquefeito de petróleo (GLP) visando a fabricação de fritas esmaltadas ($\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) com baixo ponto de fusão. O GLP era composto de uma mistura de 50% propano e 50% butano, para combustão completa em atmosfera oxidante (O_2).

Para essa investigação da falha, foram realizadas as seguintes análises: composição química do material, inspeção visual, observações metalográficas e fractográficas.

A análise química foi realizada em um espectrômetro de emissão óptica por centelha (ARL 3460), na temperatura de 25°C e com umidade relativa do ar de 45%.

Para a realização da análise metalográfica, foi cortada uma amostra do componente estudado. Esta foi embutida em baquelite condutora e lixada com lixas d'água com granulometria #80, 120, 220, 400, 600, 800, 1.200, e 2.000. Em seguida, a superfície lixada foi polida em três etapas: a primeira com dióxido de cromo, a segunda com solução de alumina 0,3 μm e a última com solução de alumina 0,05 μm . O ataque

químico foi realizado com água-régia com tempos de imersão que variavam entre 2 minutos e 3 minutos.

As análises fractográficas sobre as superfícies de fratura do material investigado foram efetuadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura, com o intuito de caracterizar o aspecto morfológico da superfície de fratura na região do macro-defeito.

3 RESULTADOS

O material foi quimicamente analisado, correspondendo à classificação AISI 316 (aço inoxidável austenítico), cuja composição é dada na Tabela 1. Com exceção do teor de cromo, todos os outros elementos químicos estão dentro da faixa especificada para este aço.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do material estudado

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Nominal (máx.)	0,080	2,00	0,045	0,030	1,00	12,00	17,00	2,50
Medido	0,051	1,70	0,020	0,012	0,56	9,98	18,06	2,21

Os tubos, com 12,1 mm de diâmetro externo e 1,2 mm de espessura de parede, possuíam uma única linha de solda axial. A temperatura de operação dos elementos sob condições normais de serviço era de aproximadamente 500°C na atmosfera oxidante (O₂). O pico de máxima temperatura da chama, situado logo após a saída da tubulação, atingiu temperaturas por volta de 2.800°C. Na aplicação em questão, o componente não era solicitado por quaisquer esforços de natureza mecânica, ou seja, interna (pressão) ou externa (tensão).

A observação das superfícies interna e externa da tubulação por meio de estereomicroscópio binocular com pequena magnitude de ampliação de imagens permitiu uma melhor caracterização, senão da distribuição espacial dos defeitos acima mencionados, dos aspectos morfológicos dos mesmos, os quais são ilustrados e descritos detalhadamente na sequência de fotografias (Figuras 1 a 7).

Uma cuidadosa inspeção visual da superfície externa dos tubos possibilitou a verificação das seguintes ocorrências apresentadas nas Figuras 1 a 3):

- proliferação de pites, numa larga distribuição de tamanhos, profundidades, arranjos e concentrações, ocorrendo preferencialmente, mas não exclusivamente, sobre e nas proximidades imediatas da única linha de solda dos elementos (Figura 1a);
- o lixamento da superfície externa dos tubos, eliminando assim a camada de óxido originalmente existente, revelou a presença de sítios de nucleação de cavidades numa extensão bastante superior àquela verificada por meio da observação da superfície na condição de recebida (Figura 1b);
- frequente desenvolvimento de cavidades alongadas na direção longitudinal, com elevadas razões de aspecto, em detrimento da raríssima presença de cavidades alongadas na direção circunferencial (Figura 1c);
- não menos raro, o desenvolvimento de cavidades pontuais extremamente justapostas longitudinalmente, gerando defeitos passíveis de serem classificados como tipo trinca axial, sob avaliação macroscópica externa (Figura 1d);
- nítido alinhamento preferencial, na direção axial, das cavidades pontuais, em ordens de curto e longo alcance (Figura 2a);

- expressivo desenvolvimento de agrupamentos de defeitos pontuais caracterizados por distribuição aleatória dos mesmos (Figura 2b);
- existência de pronunciados sulcos longitudinais, em especial na posição diametralmente oposta à linha de solda dos elementos (Figura 2c);
- coloração típica, decorrente da aplicação em questão, ao longo do corpo dos elementos, com oxidação em excesso na extremidade onde ocorria a queima do GLP (Figura 3a);
- indícios de acabamento superficial remontando à etapa de fabricação do componente (Figura 3b); e
- inexistência de descamações (Figura 3c).

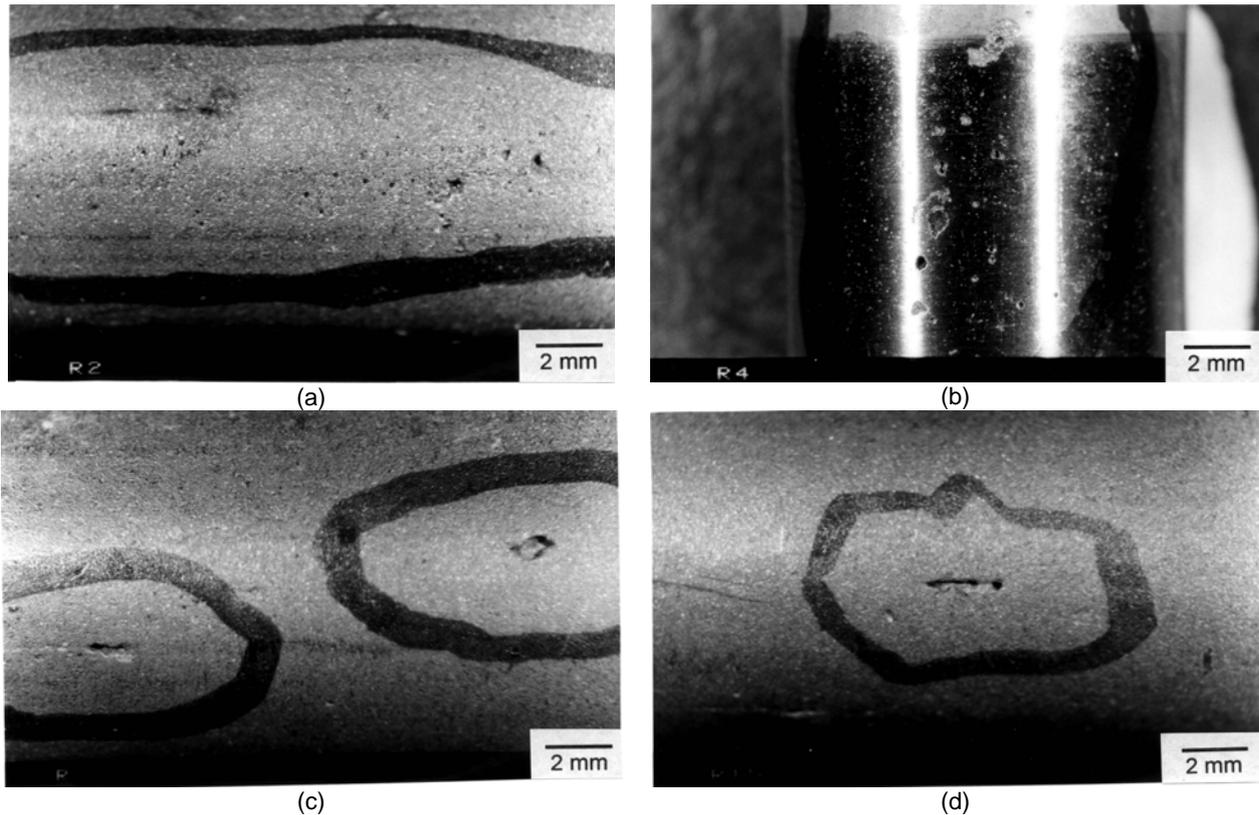


Figura 1. (a) Pites distribuídos sobre o cordão de solda na superfície externa do tubo; (b) superfície externa do tubo após lixamento, evidenciando sítios de nucleação generalizada de pites; (c) cavidades alongadas na superfície externa da parede, numa região remota à linha de solda; e (d) defeito passível de classificação tipo-trinca, constituído pela junção de diversos pites alinhados longitudinalmente, numa região remota à linha da solda, na superfície externa da parede.

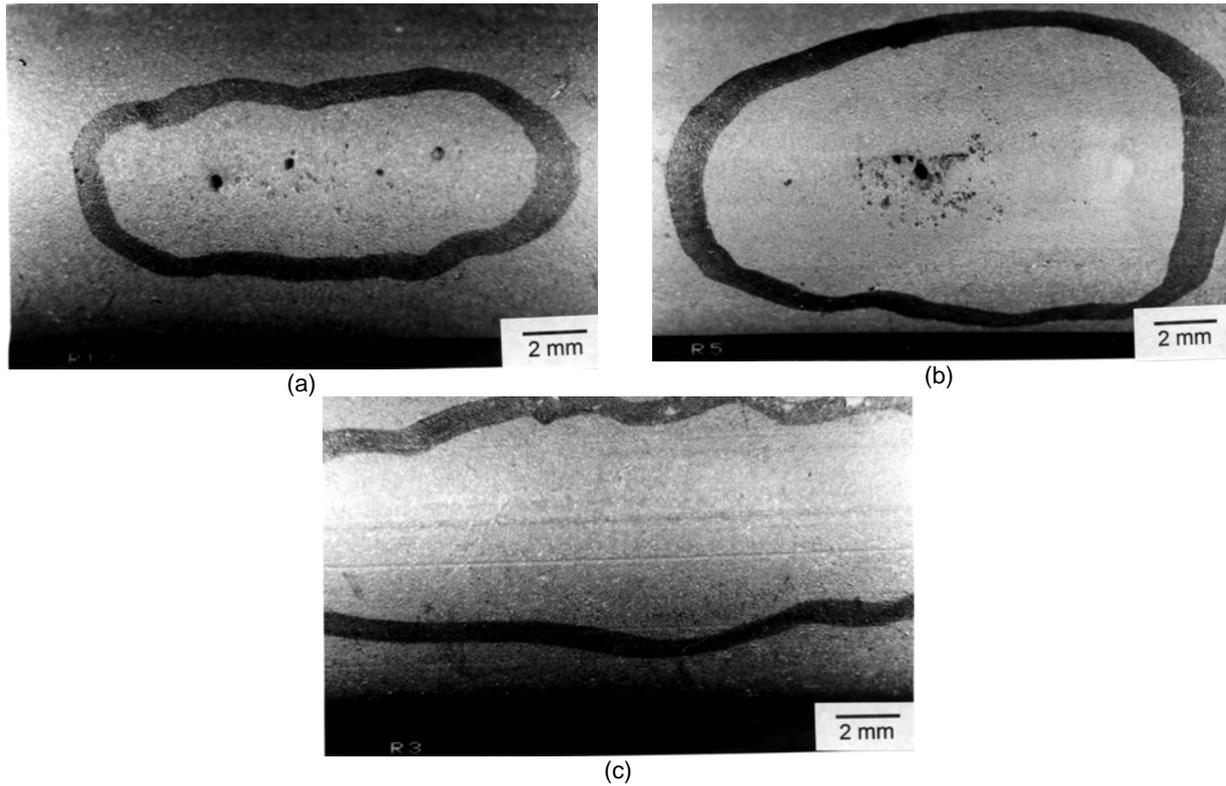


Figura 2. (a) Alinhamento longitudinal de pites na superfície externa do tubo, sobre o cordão de solda; (b) agrupamento de pites na superfície externa da parede, sobre o cordão de solda; (c) sulcos longitudinais na superfície externa da parede, numa região diametralmente oposta à linha de solda.

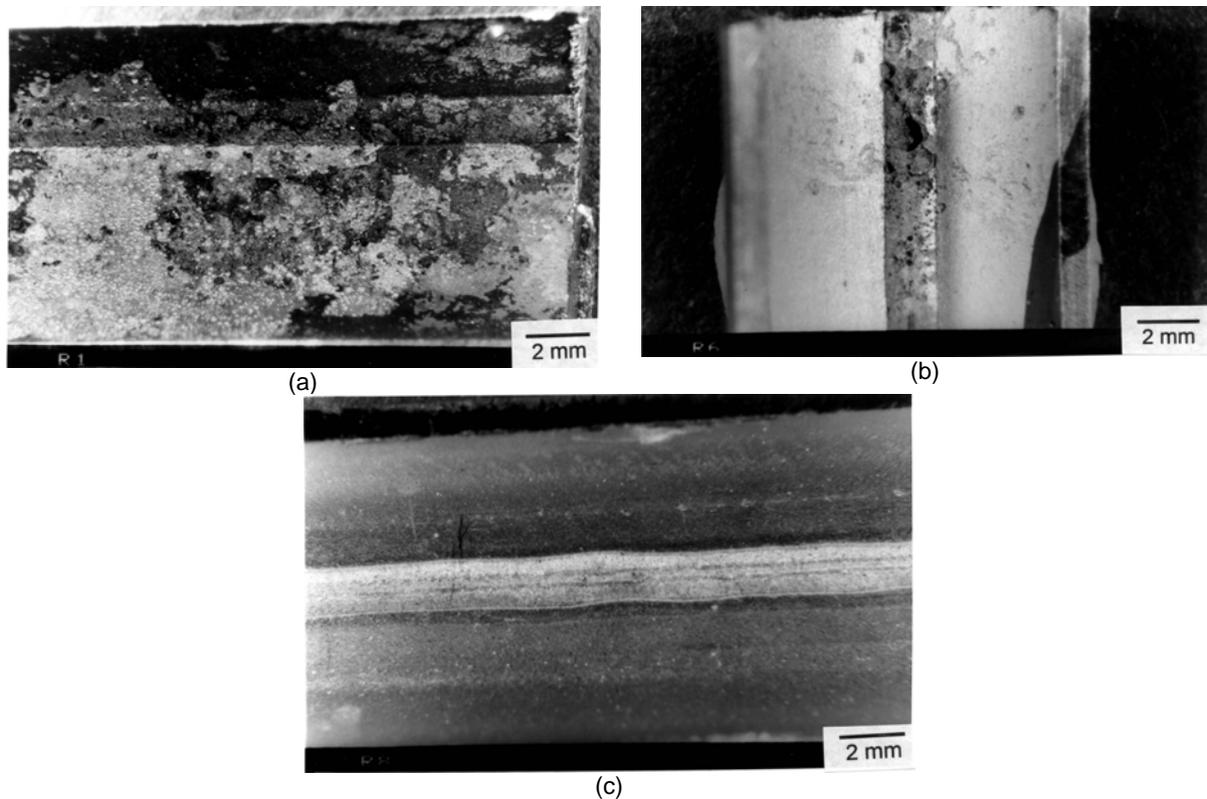


Figura 3. (a) Aspecto da superfície interna da tubulação na condição originalmente recebida; (b) cordão de solda apresentando expressiva quantidade de defeitos tipo poros, quando observado na superfície interna do tubo; e (c) porção íntegra do cordão de solda na superfície interna da tubulação.

Diversas amostras foram extraídas dos elementos investigados segundo a orientação axial e circunferencial, em regiões comprometidas e aparentemente íntegras dos metais de base e de solda, de forma a proporcionar uma caracterização microestrutural completa do material, a qual está apresentada na sequência de fotomicrografias (Figuras 4 a 7). Quanto à superfície interna dos tubos, a inspeção visual macroscópica apontou:

- existência de óxido de coloração amarela e resíduo sólido negro aderentes à parede;
- única linha de solda longitudinal;
- após limpeza química, evidenciou-se a presença de cavidades pontuais mais rasas no metal de base, relativamente às detectadas na superfície externa;
- comprometimento de grandes segmentos do cordão de solda pela expressiva presença de poros relativamente pequenos (tamanhos próximos aos pites da superfície externa) e grandes; e
- proliferação das referidas cavidades pontuais no metal de base, num padrão muito similar ao observado na superfície externa, porém muito mais rasos.

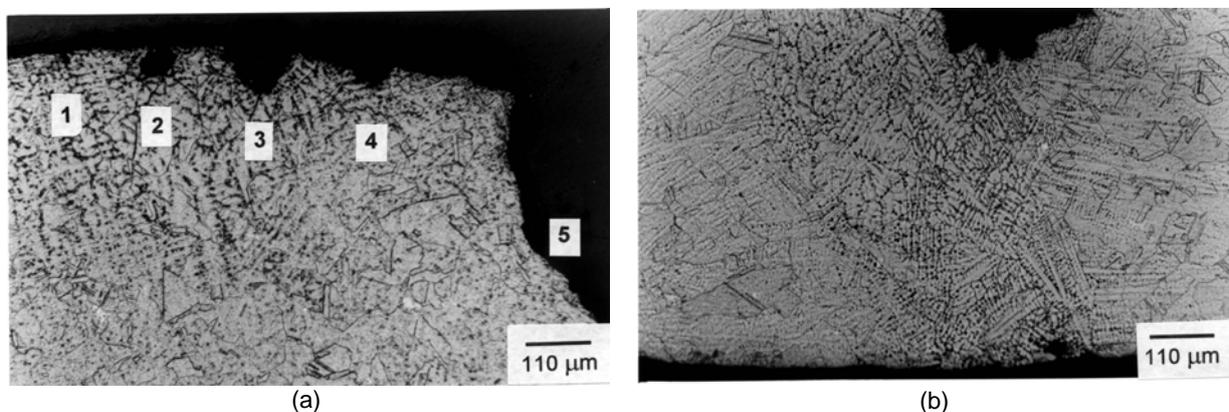


Figura 4. (a) Corte longitudinal do cordão de solda, evidenciando a presença de pites na superfície interna da parede do tubo, com diversos formatos de seção transversal (respectivamente, sub-superficiais ou fechados^(1,2) elíptico,⁽³⁾ largo e raso,⁽⁴⁾ e, novamente, elíptico⁽⁵⁾) e profundidades; e (b) corte circunferencial do metal de solda mostrando pite em estágio avançado (superfície interna da parede) e pite em estágio inicial (superfície externa); o tempo de ataque em excesso aparentemente delinea o caminho preferencial para corrosão, ou seja, para o avanço de ambos os pites. Ataque químico com água-régia durante 3 minutos.

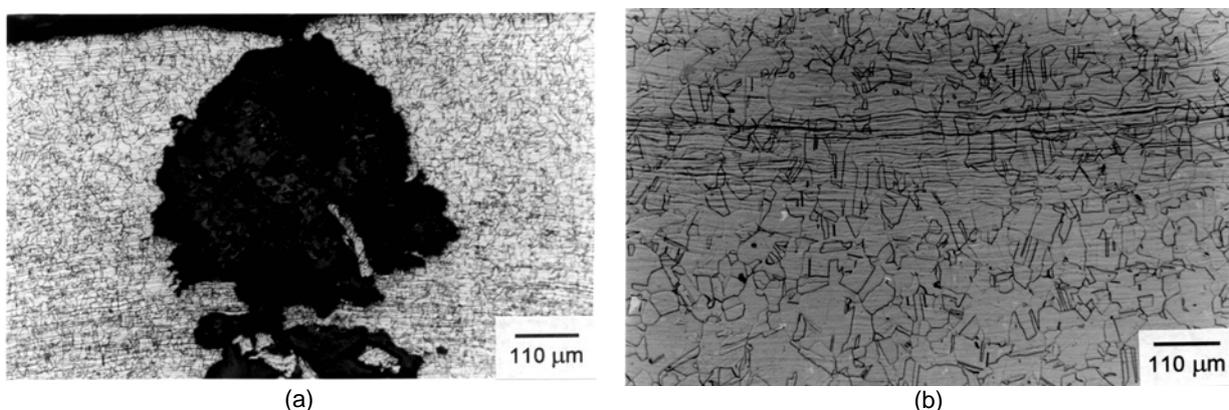


Figura 5. (a) Corte circunferencial do metal base mostrando um típico pite sub-superficial altamente invasivo e irregular, avançando a partir da superfície externa da parede do tubo; o canal de passagem entre o pite e o meio externo, alto da figura, corresponde ao defeito tipo-trinca da Figura 1d; e (b) corte longitudinal do metal base apresentando linhas de fluxo na meia-espessura da placa. Ataque químico com água-régia durante 2 minutos.

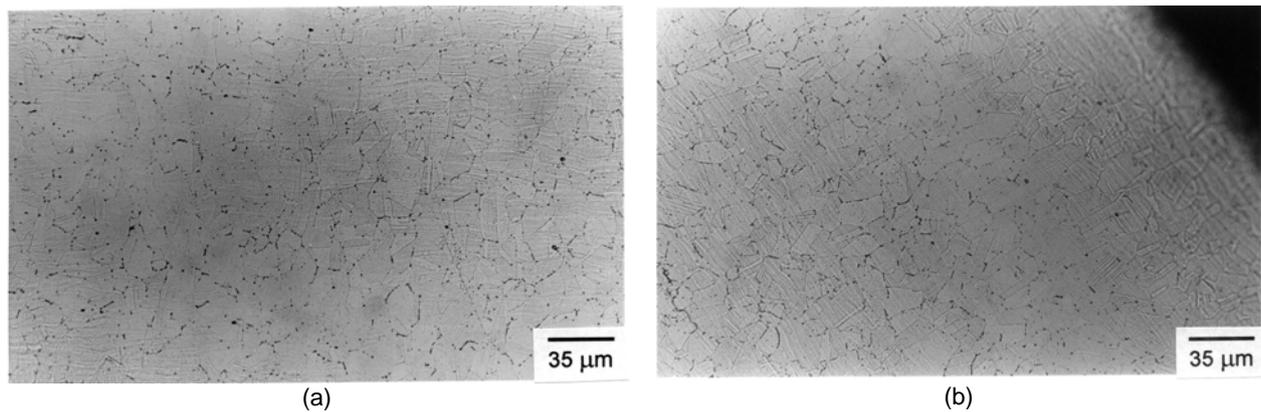


Figura 6. (a) Metal base sensitizado em região próxima ao raio interno da parede do componente; observa-se precipitação intergranular de carbeto de cromo; e (b) metal base sensitizado em região próxima ao raio externo da parede do componente; observa-se precipitação intergranular de carbeto de cromo. Ataque químico com ácido oxálico 10%, eletrolítico, durante 10 segundos.

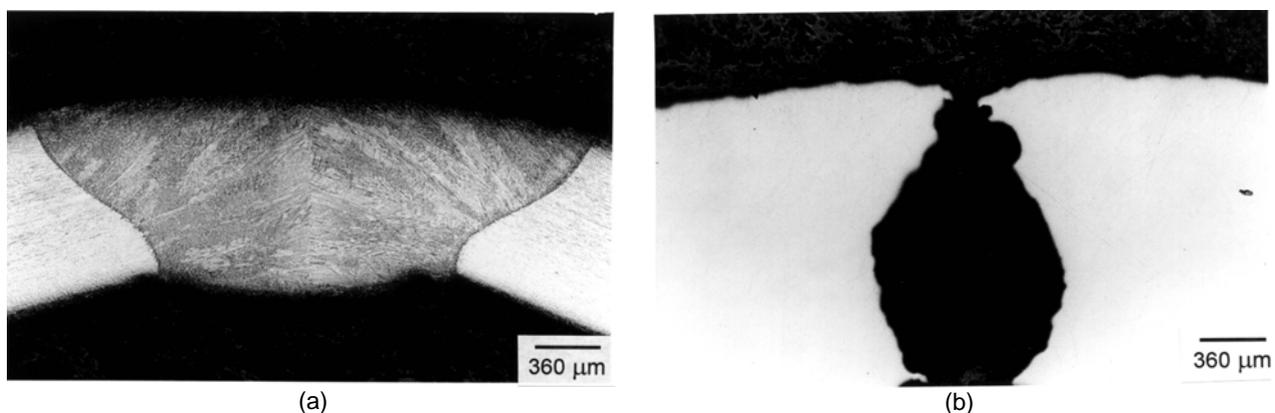


Figura 7. (a) Perfil tipo-cálice da interface metal de solda / metal base tipicamente observado em processo MIG com atmosfera argônio (ataque químico com ácido oxálico 10%, eletrolítico, durante 10 segundos); e (b) seção transversal de pite passante no metal de solda, identificado através de teste de pressurização pneumática (sem ataque químico).

4 DISCUSSÕES

Através da caracterização macro e micrográfica realizadas, são agora avaliados os possíveis fatores que tenham, em maior ou menor grau, contribuído para a falha dos componentes. Será considerado que as possíveis fontes de problemas advieram, respectivamente, do processo de fabricação dos tubos (o que inclui conformação mecânica, soldagem e acabamento final) e/ou do ambiente e das condições em que os mesmos são utilizados. Por fim, são propostos mecanismos de falha da tubulação em serviço, bem como de comprometimento da parede refratária do queimador de fritas.

Na Figura 5b são observadas as linhas de fluxo (deformação plástica) desenvolvidas preferencialmente no centro da chapa durante sua laminação; a chapa foi posteriormente dobrada de forma a adquirir o formato tubular, sendo suas extremidades unidas por soldagem.

No processo de soldagem, utilizou-se provavelmente o processo automatizado MIG (*Metal Inert Gas*), como indica o perfil em cálice da interface entre metais de solda e base apresentado na Figura 7a. O processo de soldagem não foi plenamente eficiente, como comprova a Figura 3b, onde uma expressiva quantidade de defeitos tipo poros é verificada em um segmento interno do cordão de solda (em oposição à Figura 3c, onde o acabamento do cordão é perfeito), os quais podem ter sido

causados por contaminações tipicamente verificadas durante a soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, quando extremo controle não é adotado. A observação macroscópica externa do cordão de solda já demonstrara seu comprometimento, tendo em vista a elevada densidade e a gravidade dos defeitos (pites) lá desenvolvidos.

A soldagem de aços inoxidáveis austeníticos 316 frequentemente conduz também ao conhecido fenômeno de sensitização (*sensitization* ou *weld decay*), quando o cromo precipita (tipicamente em temperaturas no intervalo de 425°C-870°C) na forma de carbeto, não estando, portanto, mais disponível em regiões altamente localizadas (particularmente contornos de grão) para formação de filmes e camadas superficiais protetoras do aço. As Figuras 6a e 6b mostram que os tubos de aço foram de fato sensitizados, apresentando precipitação de carbeto de cromo no interior dos grãos e muito mais profusamente sem seus contornos. Posto que a temperatura nominal de operação da tubulação foi estimada em 500°C, a formação da segunda fase pode ter ocorrido também durante a vida-útil do componente.

A despeito da origem do ciclo térmico que provocou a sensitização, o fato é que ela se manifestou por toda a seção do componente, comprometendo assim a resistência do material tanto à agressividade do ambiente em que opera, quanto à do fluido que a tubulação transporta. Embora não detectável via técnicas de microscopia óptica, é provável que tenha ocorrido precipitação de intermetálicos ricos em Cr e Mo preferencialmente na região de solda, favorecendo a corrosão por pits na região, particularmente na atmosfera oxidante em que a tubulação trabalha.

Em relação ao acabamento superficial, operações de limpeza mecânica e química pós-soldagem são realizadas, respectivamente, para remoção de carepa de óxido e eliminação dos resíduos de carepa e de ferramenta. Este procedimento visa a repassivação da superfície metálica, e são responsáveis por grande parte dos problemas de corrosão observados em serviço.

Os aços inoxidáveis com resistência marginal à corrosão, caso específico do AISI 316, são particularmente susceptíveis. As Figuras 1a, 1c e 2c indicam que toda seção transversal do tubo, e não apenas o cordão de solda, tenha sido submetida a um processo de limpeza mecânica e/ou acabamento superficial (por exemplo uma perfilação por estiramento axial), que poderia, em caso de contaminação (tipicamente re-deposição de partículas do próprio óxido e/ou de Fe metálico), comprometer toda a superfície externa do componente.

O desenvolvimento de pits axialmente alongados (Figura 1c), o alinhamento preferencial de pits (Figura 2a) e a união entre pits justapostos também na direção longitudinal (Figura 4), suportam o diagnóstico de intenso atrito mecânico, a que os tubos teriam sido submetidos. Outra hipótese a se considerar seria a de que as marcas longitudinais originaram-se durante o tracionamento da tubulação em direção aos eletrodos de soldagem. Sob essas condições, a contaminação seria plausível caso o sistema de tracionamento tivesse sido utilizado para uma liga mais baixa que a do inoxidável AISI 316.

Rugosidade superficial (tais como imperfeições, riscos, sulcos, resíduos de carepa etc) pode adicionalmente originar ataque corrosivo localizado pois facilita o depósito de partículas de poeira, sais e umidade. Por sua vez, solventes utilizados na limpeza desses aços devem ser totalmente eliminados antes do seu uso a elevadas temperaturas.

A oxidação do Fe (corrosão do Fe a elevadas temperaturas na presença de O₂) é bastante intensificada em atmosferas contendo H₂O (vapor) e CO₂, todos estes elementos estando presentes em alguma extensão no ambiente aqui considerado

(combustão completa do GLP). A comprovada sensibilização do aço inoxidável AISI 316 no caso em questão, assim como a muito provável contaminação da superfície externa da tubulação na etapa de soldagem e acabamento superficial, caracterizam-se pelo desenvolvimento de regiões altamente localizadas empobrecidas de Cr, carentes, portanto do filme ou camada protetora superficial e, conseqüentemente, localmente desprotegidas contra o ataque do oxigênio à matriz de Fe.

A argumentação acima conduz essa investigação à hipótese de nucleação e propagação de pites por oxidação progressiva localizada ou seletiva ocorrendo externa e internamente na tubulação. Considerando-se que a disponibilidade de oxigênio no interior da tubulação (assim como de H₂O e CO₂, ocorrendo, por exemplo, durante a suspensão do fluxo de GLP) era relativamente restrita comparada à da superfície externa, bem como observando-se que a superfície interna não fora sujeita à contaminação por atrito mecânico, a constatação de uma densidade e profundidade muito menores dos pites de origem interna relativamente aos nucleados externamente corroboram o diagnóstico acima descrito.

Ainda com relação à corrosão interna do tubo, pode-se supor que a elevada porosidade presente em diversos segmentos do cordão de solda tenha de fato proporcionado sítios preferenciais de nucleação de pites por oxidação. Externamente, a rugosidade superficial certamente facilitou a deposição de contaminantes.

Por fim, merece ser mencionado que a ciclagem térmica do componente, decorrente da intermitência operacional do sistema, certamente constituiu em fator adicional para exposição de material oxidável ao meio, pois tensões e deformações residuais de origem térmica atuam no sentido da ruptura de filmes ou camadas de óxido protetor. Uma avaliação quanto à densidade de pites nas superfícies interna e externa da parede do tubo, seguindo-se as diretrizes do ASM Handbook,⁽⁴⁾ se tornou praticamente impossível tendo em vista a grande distribuição de concentrações de defeitos ao longo do componente; por sua vez, pôde-se estimar um tamanho médio de pite entre 0,5 mm² e 2 mm² (classificação B1-B2).

A avaliação qualitativa dos pites, realizada ainda segundo critérios do ASM Handbook,⁽⁵⁾ remeteu-se à denominação de pites rasos. Porém, em virtude da pequena espessura da parede do componente (1,2 mm), o risco de falha do componente por perfuração da parede e conseqüente vazamento do fluido interior jamais poderia ser desprezado. Como exemplo, na Figura 5a o comprometimento da parede do tubo chegou à casa dos 65%, indicando a real possibilidade da existência de pites passantes, permitindo o livre fluxo (vazamento) do GLP para o meio externo.

Testes de pressurização pneumática foram conduzidos com segmentos da tubulação imersos em meio líquido conduzindo a resultados positivos de vazamento, sendo um dos pites passantes ilustrado na Figura 7b. De fato, externa e macroscopicamente, o defeito em questão era constituído por uma sequência de pites justapostos longitudinalmente e situados exatamente sobre a linha de solda do componente, à semelhança daquele apresentado na Figura 1d. Desta forma, pode-se afirmar com elevado grau de confiança, que o revestimento refratário de alumina da parede do queimador de fritas foi danificado (fundiu, em temperatura próxima a 2.000°C) devido à inesperada combustão do GLP liberado através de pites passantes.

Esses pites se originaram externa e internamente na parede do componente, com uma maior frequência para o primeiro caso (podendo inclusive ter ocorrido a

interceptação entre os mesmos, como sugere a Figura 4b) e para pites desenvolvidos na linha de solda e suas proximidades imediatas. Pode-se inferir que o superaquecimento a que a tubulação foi submetida tenha intensificado sobremaneira as taxas de oxidação do componente pelo mecanismo de pites (podendo inclusive ter induzido oxidação generalizada em certas porções da tubulação, tal como sugere a Figura 2b), tornando o processo auto-sustentável e acelerado, podendo conduzir em última instância a acidente de proporções catastróficas.

5 CONCLUSÕES

Após ser efetuada uma análise rigorosa dos indícios fornecidos pelas peças avaliadas, considerando-se as informações obtidas previamente, e tendo-se como referência a literatura especializada, pode-se concluir que a falha da tubulação de aço inoxidável austenítico decorreu da contaminação do material por más práticas adotadas durante a etapa de fabricação (soldagem e acabamento), as quais tornaram operacionais determinados mecanismos, típicos de corrosão altamente localizada, antes e principalmente durante a operação em serviço (pites por oxidação a elevadas temperaturas), culminando com o vazamento de fluido combustível e conseqüente fusão da parede refratária por superaquecimento localizado do revestimento (temperaturas acima de 2.000°C).

Possíveis, porém não necessariamente viáveis, os métodos de recuperação de material similar ao aqui avaliado, que ainda não tenha sido colocado em serviço, incluiriam descontaminação mecânica e/ou química, inspeção das soldas, melhoria do acabamento superficial, tratamento de solubilização para reverter os fenômenos de sensitização e de precipitação de intermetálicos, além de manutenção (limpeza) periódica durante operação. A substituição do aço inoxidável 316 pelo 316L, com baixíssimo teor de carbono e menos propenso à sensitização durante soldagem, seria considerada uma solução paliativa, tendo em vista a relativamente elevada temperatura de serviço (inclusa na faixa de sensitização dos inoxidáveis 316 e 316L) e aos longos tempos de exposição da tubulação sob tais condições. A despeito de seu maior preço, os aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com Ti, Nb e Ta (AISI 321, 330, 347 e 348) seriam boas alternativas contra a sensitização em serviço, pois podem operar satisfatoriamente em atmosferas oxidantes até cerca de 900°C, desde que submetido a criterioso tratamento térmico de precipitação. A utilização do AISI 310S não seria vantajosa, apesar do mais elevado teor de Cr que o aço inoxidável 316 original, tendo em vista seu idêntico teor de carbono e, conseqüentemente, até superiores riscos de sensitização. A utilização de tubos sem costuras ou soldas longitudinais, ou mesmo os axialmente soldados por processos autógenos (por exemplo, caldeamento por resistência sob alta frequência), podem também constituir boas alternativas na tentativa de se evitarem os inconvenientes aqui reportados.

Agradecimentos

Os autores expressam os seus sinceros agradecimentos ao Departamento de Engenharia de Materiais (SMM) da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC/USP) pelo uso de seus equipamentos e instalações.

REFERÊNCIAS

- 1 INDEK. Aplicações e características do aço inoxidável AISI 316/AISI 316L. Disponível em: <<http://www.indek.com.br/?secao=produtos&ref=26&menu=6>> Acesso em: 30 jan. 2012.
- 2 GERDAU. Produtos. Disponível em: <http://www.comercialgerdau.com.br/produtos/acos_especiais_inoxidaveis.asp> Acesso em: 30 jan. 2012.
- 3 HARRISON, W. N., STEPHENS, R. E., SHELTON, S. M. *Consistency of eighth types of vitreous enamel frits at and near firing temperatures*. Journal of the Franklin Institute, Vol. 225, Issue 2, p.234, 2003.
- 4 ASM Handbook. Handbook of case histories in failure analysis. The Materials Information Society (ASM), 9.ed., vol.1, 1996, p.349-350.
- 5 ASM Handbook. The Materials Information Society (ASM), 9.ed., vol.13, 1987, p.42-43, 113-114, 231-233, 347-353, 548-552.