UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

ANDERSON FREITAS GUIMARÃES

**Caracterizações microestrutural e mecânica do aço 1,25Cr-0,5Mo
submetido por longo período a alta pressão e elevada temperatura**

Lorena - SP

2011

ANDERSON FREITAS GUIMARÃES

Caracterizações microestrutural e mecânica do aço 1,25Cr-0,5Mo submetido por longo período a alta pressão e elevada temperatura

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza.

Edição reimpressa e corrigida

Lorena - SP
Dezembro, 2011

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Guimarães, Anderson Freitas

Caracterizações microestrutural e mecânica do aço 1,25Cr-0,5Mo submetido por longo período a alta pressão e elevada temperatura / Anderson Freitas Guimarães; orientador Miguel Justino Ribeiro Barboza - Lorena, 2011. –ed. reimpr., corr.– 2011.
151 p.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) - Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aço Cr-Mo 2. Degradação microestrutural 3. Propriedades mecânicas I. Título.

CDU - 669.018

À minha avó Zica, exemplo de vida.

AGRADECIMENTOS

A Deus, que me deu a oportunidade de estar aqui e me desenvolver.

À minha mãe, que me criou para o mundo, e que sempre apostou que eu iria longe, mas que não pôde acompanhar toda a caminhada de perto.

Ao meu pai, que me ensinou pelo exemplo a ser justo e trabalhar com afinco.

À minha irmã Graciana que sempre se envolveu em cada uma das minhas fases, e esteve presente nos momentos que mais precisei, e também em todos os outros momentos.

A toda equipe da REVAP/IE, em especial àqueles que estiveram diretamente envolvidos neste trabalho e àqueles que de certa forma me apoiaram durante este período.

À Petrobras que patrocinou o trabalho em todos os aspectos, e que tem o desenvolvimento técnico de sua força de trabalho como valor.

Ao Adélio, da Araújo Engenharia, pelo suporte prestado na realização dos ensaios.

Aos meus colegas de mestrado e profissionais da EEL que estiveram ao meu lado me apoiando.

Ao Miguel pela orientação acertada e pelas críticas construtivas.

E àquela que tomou todos os meus pensamentos: minha esposa Letícia, que não me deixa desistir nunca e me apóia em todos os desafios.

Com o conhecimento nossas
dúvidas aumentam.

Goethe

RESUMO

GUIMARÃES, A. F. **Caracterizações microestrutural e mecânica do aço 1,25Cr-0,5Mo submetido por longo período a alta pressão e elevada temperatura.** 2011. 151p. Dissertação (Mestrado em Ciências) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

O presente trabalho visa avaliar a degradação microestrutural e variações nas propriedades mecânicas do aço 1,25Cr-0,5Mo após de 25 anos de uso em um sistema de tubulações de distribuição de vapor operando sob condições de alta pressão (10 MPa) em temperaturas elevadas (510°C). Nesse sistema de tubulações, após 21 anos de operação, detectou-se uma trinca seguida de vazamento em uma região de concentração de tensões em um dos coletores de condensado. Desde então, tem-se monitorado por ensaios não destrutivos, a presença de trincas neste sistema. Com base nesses ensaios, em alguns testes acelerados de fluência e em análises metalográficas, foi efetuada a substituição programada de todos os coletores em outubro de 2006. A análise metalográfica de dois coletores substituídos, de um trecho de tubo e de uma curva removidos após 25 anos de operação mostra estágios avançados de degradação da microestrutura acompanhada de processo de fluência. Neste contexto, os principais objetivos deste trabalho foram concentrados nas caracterizações microestrutural e mecânica de amostras coletadas do trecho reto de tubulação, curvas e coletores. Para tanto, um conjunto de amostras foi submetido aos tratamentos térmicos de revenido e normalização seguido de revenido para avaliar a capacidade de regeneração microestrutural e mecânica. As amostras foram submetidas aos ensaios de tração à temperatura ambiente e a 510°C, ensaio de dureza e ensaio de impacto charpy antes e após os tratamentos térmicos. O trabalho foi complementado pela determinação dos principais micromecanismos de fratura.

Palavras-chave: Aço Cr-Mo, Degradação microestrutural, Propriedades mecânicas

ABSTRACT

GUIMARÃES, A. F. **Microstructural and mechanical characterization of a long term aging 1.25Cr-0.5Mo steel operated under elevated temperature and loaded by high pressure.** 2011. 151p. Dissertation (Master of Science) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2011.

The aim of this work is to evaluate the microstructural degradation and the mechanical properties variation of a 1.25Cr-0.5Mo steel pipeline steam after nearly 25 years of operation at 510°C and loaded by internal pressure of 10 MPa. A failure occurred after 21 years of operation caused by a crack in a stress concentration area in one of the “T” components of this pipe. Since then, non destructive tests have been done to evaluate the damage growth. Based on these inspections, creep tests and microstructural replication all the “T” components were planned to be replaced in 2006. The metallographic analysis in two “T” components, a piece of pipe and an elbow removed 25 years of operation shows high microstructural degradation followed by creep process. In this context, the main objective of this work was the microstructure and mechanical properties characterization of the “T” components, the piece of pipe and the elbow. According to this, some samples were tempered and normalized-and-tempered to evaluate the capability of microstructure and mechanical regeneration. These samples were tried by stress-rupture tests on ambient and 510°C temperature, hardness tests and charpy V-notch tests, before and after heat treatments. The analyses were supplement by the determination of the principal fracture mechanisms present.

Keywords: Cr-Mo steel, Microstructural degradation, Mechanical properties

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 -	Representação esquemática da rede de tubulações de vapor de alta pressão da REVAP.	24
Figura 1.2 -	Isométrico A: detalhamento das tubulações internas à UFCC.	25
Figura 1.3 -	Isométrico B: detalhamento das tubulações internas à UFCC.	25
Figura 1.4 -	Coletor C-03. Região com trincas superficiais e trinca passante, onde ocorreu o vazamento e posterior reparo com solda (VERGES; GOMES, 2002).	26
Figura 1.5 -	Coletor C-03 removido em julho de 2003 (VERGES; VENÂNCIO, 2003).	27
Figura 1.6 -	Trinca passante do coletor de condensado, vista pelo lado externo (VERGES; COSTA, 2008).	27
Figura 1.7 -	Trinca passante do coletor de condensado, vista pelo lado interno (VERGES; COSTA, 2008).	28
Figura 2.1 -	Efeito do teor de carbono na resistência a ruptura e a fluência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo (adaptado de LUNDIN; LIU; CUI, 2000).	31
Figura 2.2 -	Efeito do cromo na tensão de fluência (tensão para produzir uma taxa mínima de fluência de 0,0001% por hora) de diferentes aços contendo baixos teores de molibdênio, silício e alumínio a 540°C (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).	32
Figura 2.3 -	Efeito do teor de cromo na resistência mecânica. Temperatura de teste requerida para reduzir o limite de escoamento e de resistência a 60% de seus valores na temperatura ambiente para aços Cr-Mo contendo entre 0,5 e 1,0%Mo e o teor de Cr indicado (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).	33
Figura 2.4 -	Resistência à fluência (0,01% 1000h) e tensão de ruptura (100.000h) dos aços 1,0%Cr-0,5%Mo e 1,25%Cr-0,5%Mo (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).	34
Figura 2.5 -	Retardo da perda de resistência e do endurecimento secundário durante revenimento de aços com vários teores de molibdênio (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).	35
Figura 2.6 -	Tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h de aço carbono em função do teor de molibdênio (adaptado de ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).	36
Figura 2.7 -	FATT versus fator J para aços Cr-Mo (MOSS; KELLY, 1994).	37
Figura 2.8 -	Correlação entre $\Delta FATT$ e fator J para estudos (a) isotérmico e (b) step cooling (MOSS; KELLY, 1994).	37
Figura 2.9 -	Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 2.25%Cr-1,0%Mo austenitizado a 955°C (adaptado de VISWANATHAN, 1989).	38
Figura 2.10 -	Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 1.25%Cr-0,5%Mo austenitizado a 910°C (adaptado de VISWANATHAN, 1989).	39
Figura 2.11 -	Microestrutura típica de uma chapa de aço 2,25%Cr-1,0%Mo (adaptado de VISWANATHAN, 1989).	40
Figura 2.12 -	Microestrutura típica de um tubo de aço 1,25%Cr-0,5%Mo (VISWANATHAN, 1989).	40

Figura 2.13 -	Relação da tensão de ruptura em 100.000h de fluência e a tenacidade a fratura FATT50 do aço 1%CrMoV em função da velocidade de resfriamento após austenitização respectivamente para microestrutura martensítica, bainítica e ferrítica (esquemáticamente). (adaptado de ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).	41
Figura 2.14 -	Efeitos da exposição à temperatura elevada na resistência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo. Variação nos limites de escoamento e de resistência de dois diferentes lotes de aço 2,25%Cr-1,0%Mo após exposição (sem aplicação de tensão) na temperatura de teste de 455°C (adaptado de ASM HANDBOOK, 1990).	42
Figura 2.15 -	Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial temperado (adaptado de BAKER; NUTTING, 1959).	43
Figura 2.16 -	Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial normalizado (adaptado de BAKER; NUTTING, 1959).	44
Figura 2.17 -	Diagrama de estabilidade de carbonetos para aços 2,25Cr-1,0Mo com elevada pureza: (a) P; (b) Mn P; (c) Si P; (d) Mn Si P (adaptado de YU, 1989).	46
Figura 2.18 -	Evolução microestrutural do aço 1,0%Cr-0,5%Mo. Estágio A: ferrita e perlita muito fina; Estágio B: primeiros sinais de esferoidização de carbonetos, usualmente acompanhado por precipitação nos contornos de grãos; Estágio C: esferoidização apreciável da perlita, mas algumas lamelas de carbonetos ainda evidentes; Estágio D: esferoidização completa, mas com carbonetos ainda agrupados na região da antiga perlita; Estágio E: carbonetos estão dispersos, deixando pequenas indicações das áreas da perlita original; Estágio F: tamanho de alguns carbonetos cresceu consideravelmente devido ao seu coalescimento. Aumento original: 500x. (adaptado de TOFD; MARDSEN, 1961)	48
Figura 2.19 -	Representação esquemática das mudanças nos fatores contribuintes para a resistência à fluência a 550°C de um aço ao molibdênio nas condições a) normalizado e b) normalizado e revenido (adaptado de BAIRD et al, 1974).	50
Figura 2.20 -	Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição recozido para várias temperaturas (adaptado de BOYER, 1987).	51
Figura 2.21 -	Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição normalizado e revenido para várias temperaturas (adaptado de BOYER, 1987).	52
Figura 2.22 -	Os três estágios da curva de fluência (REED-HILL, 1973).	53
Figura 2.23 -	Configuração esquemática da nucleação de cavidades em diferentes condições de tensão e temperatura (adaptado de WHITE; SCHNEIBEL; PADGETT, 1983).	55
Figura 2.24 -	Avaliação de vida consumida através da classificação de microcavidades de fluência (adaptado de NEUBAUER; WEDEL, 1983).	56
Figura 2.25 -	Valores típicos de vida em fluência para componentes de plantas de geração de energia para uma vida de projeto de 200.000h (adaptado de NEUBAUER; WEDEL, 1983).	57
Figura 3.1 -	Isométrico A: Resultado do ensaio de US realizado em outubro/2003.	59

Figura 3.2 -	Isométrico B: Resultado do ensaio de US realizado em outubro/2003.	59
Figura 3.3 -	Dados dos ensaios acelerados de fluência do material removido do coletor C-02 e valores extrapolados para temperatura de operação e projeto. Tensão de teste 75 MPa. (adaptado de VERGES, 2005).	61
Figura 3.4 -	Análise de tensões preliminar de um típico coletor de condesando (adaptado de VERGES, 2005).	62
Figura 3.5 -	Trecho entre os coletores 16 e 17, com tensão máxima de 69 MPa na curva 75. Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + pressão interna (adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).	63
Figura 3.6 -	Trecho entre os coletores 16 e 17, com tensão máxima de 178 MPa. Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + temperatura (adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).	64
Figura 3.7 -	Trecho entre os coletores 09 e 10, com tensão máxima próxima de 120 MPa. Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + temperatura (adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).	64
Figura 3.8 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-01 (VERGES; COSTA, 2006).	66
Figura 3.9 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-04 (VERGES; COSTA, 2006).	67
Figura 3.10 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-07 (VERGES; COSTA, 2006).	67
Figura 3.11 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-08 (VERGES; COSTA, 2006).	68
Figura 3.12 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-09 (VERGES; COSTA, 2006).	68
Figura 3.13 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-11 (VERGES; COSTA, 2006).	69
Figura 3.14 -	Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-13 (VERGES; COSTA, 2006).	69
Figura 3.15 -	Metalografias realizadas numa amostra removida da superfície externa da curva 65. Ataque nital 2% (VERGES; COSTA, 2006).	71
Figura 3.16 -	Metalografias realizadas numa amostra removida da superfície externa da curva 65. Ataque nital 2% (VERGES; COSTA, 2006).	72
Figura 3.17 -	Análise das trincas encontradas no T-03 (VERGES; COSTA, 2006).	73
Figura 3.18 -	Tensões de Von Mises (MPa) para o modelo completo, nas condições de projeto (BARBOSA, 2010).	74
Figura 4.1 -	Amostras do tubo.	75
Figura 4.2 -	Foto do raio externo da curva 08.	76
Figura 4.3 -	Trechos dos coletores C-09 e C-16 utilizados nos ensaios.	76
Figura 4.4 -	Amostra do coletor C-03 contendo parte da trinca passante.	77
Figura 4.5 -	Esquema da remoção da amostra para metalografia.	80
Figura 4.6 -	Detalhe das regiões de entalhe e de fratura na amostra para metalografia.	80
Figura 4.7 -	Corpo-de-prova para ensaio de impacto charpy (viga simples) (ASTM A370, 2009).	82
Figura 4.8 -	Sentido de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.	82
Figura 4.9 -	Detalhe da remoção dos CPs para ensaio Charpy nos trechos do coletor C-09 e curva 08.	83

Figura 4.10 -	Adaptação da Figura 1.7 para se mostrar o local de remoção dos CPs para ensaio.	83
Figura 4.11 -	Geometria do corpo de prova para ensaio de tração (ASTM A370, 2009).	84
Figura 5.1 -	Coletor C-03. (a) na borda da trinca principal, ampliação original 50x. (b) no interior do material, ampliação original 500x.	90
Figura 5.2 -	Coletor C-09 usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	91
Figura 5.3 -	Coletor C-09 revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	92
Figura 5.4 -	Coletor C-09 normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	93
Figura 5.5 -	Coletor C-16 usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	94
Figura 5.6 -	Tubo na condição usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	95
Figura 5.7 -	Tubo revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	96
Figura 5.8 -	Tubo normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	97
Figura 5.9 -	Material da curva 08 na condição usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	98
Figura 5.10 -	Material da curva 08 após revenimento. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	99
Figura 5.11 -	Material da curva 08 normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.	100
Figura 5.12 -	Coletor C-03 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.	101
Figura 5.13 -	Coletor C-09 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.	102
Figura 5.14 -	Coletor C-09 usado. Imagens eletrônicas geradas próximas à fratura do corpo de prova do ensaio charpy: (a) ampliação original 4000x; e (b) ampliação original 6000x.	102
Figura 5.15 -	Coletor C-09 revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.	103
Figura 5.16 -	Coletor C-09 normalizado e revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.	104
Figura 5.17 -	Coletor C-16 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 500x; e (b) ampliação original 1000x.	104
Figura 5.18 -	Tubo usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 8000x.	105
Figura 5.19 -	Tubo revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.	105
Figura 5.20 -	Tubo normalizado e revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 8000x.	106
Figura 5.21 -	Curva 08 na condição usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 5000x.	106
Figura 5.22 -	Média e desvio padrão dos resultados do ensaio de dureza realizados no material do coletor C-16 usado e nos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.	110

Figura 5.23 -	Resumo dos resultados do ensaio de impacto charpy a temperatura ambiente. Média e desvio padrão para cada material e condição.	113
Figura 5.24 -	Resumo dos resultados do limite de escoamento à temperatura ambiente (23°C). Para o material da curva 08 e coletores, na condição usado, estão apresentados a média e o desvio padrão dos valores.	117
Figura 5.25 -	Resumo dos resultados do limite de escoamento à temperatura ambiente (23°C). Para o material da curva 08 e coletores, na condição usado, estão apresentados a média e desvio padrão dos valores.	118
Figura 5.26 -	Resumo dos resultados de alongamento percentual obtidos nos ensaios de tração à temperatura ambiente (23°C). Para o material dos coletores na condição usado estão apresentados a média e desvio padrão dos valores.	119
Figura 5.27 -	Resumo dos resultados do limite de resistência obtidos a 510°C.	122
Figura 5.28 -	Resumo dos resultados do limite de escoamento obtidos a 510°C.	123
Figura 5.29 -	Resumo dos resultados do alongamento percentual obtidos a 510°C.	124
Figura 5.30 -	Coletor C-09 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 12J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 45x; (b) ampliação original 200x; (c) ampliação original 1450x.	125
Figura 5.31 -	Coletor C-09 revenido. Aparência da fratura do CP 2, energia absorvida de 12J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 55x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 2000x.	126
Figura 5.32 -	Coletor C-09 normalizado e revenido. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 37J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 1000x.	127
Figura 5.33 -	Coletor C-16 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 5J. (a) ampliação original 1500x; (b) aproximação na região delimitada em (a). Imagem gerada por elétrons retroespalhados, ampliação original 4000x.	129
Figura 5.34 -	Espectro de EDS do ponto 1 da Figura 5.33(b). Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.	129
Figura 5.35 -	Espectro de EDS do ponto 2 da Figura 5.33(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.	130
Figura 5.36 -	Espectro de EDS do ponto 3 da Figura 5.33(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.	130
Figura 5.37 -	Coletor C-16 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 5J. (a) ampliação original 500x; (b) aproximação na região delimitada em (a). Ampliação original 2000x.	131
Figura 5.38 -	Espectro de EDS da área 1 da Figura 5.37(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.	131
Figura 5.39 -	Espectro de EDS do ponto 2 da Figura 5.37(b). Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.	132
Figura 5.40 -	Tubo usado. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 57J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) região de fratura dútil, ampliação original 500x; (c) região de fratura frágil, ampliação original 500x.	133
Figura 5.41 -	Tubo revenido. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 75J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) região de fratura dútil, ampliação original 500x; (c) região de fratura frágil, ampliação original 2000x.	134

Figura 5.42 -	Tubo normalizado e revenido. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 114J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 1000x.	135
Figura 5.43 -	Curva 08 usada. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 39J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 300x; (c) ampliação original 3000x.	136
Figura 5.44 -	Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.43(b). Amostra de material da curva 08 na condição usada.	137
Figura 5.45 -	Curva 08 revenida. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 115J. (a) ampliação original 50x; (b) ampliação original 300x.	137
Figura 5.46 -	Curva 08 normalizada e revenida. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 108J. (a) região de fratura frágil, ampliação original 1000x; (b) região de fratura dútil, ampliação original 1500x; (c) detalhe da região de fratura dútil, ampliação original 5000x; (c) detalhe da região de fratura dútil, ampliação original 3000x.	139
Figura 5.47 -	Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(a). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.	140
Figura 5.48 -	Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(c). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.	140
Figura 5.49 -	Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(d). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.	141
Figura A.1 -	Curvas de tensão para ASTM A200 T11, ASTM A213 T11 e ASTM A335 P11, aços 1,25%Cr-0,5%Mo (API 530, 2003).	152
Figura A.2 -	Curvas de tensão para ASTM A200 T22, ASTM A213 T22 e ASTM A335 P22, aços 2,25%Cr-1,0%Mo (API 530, 2003).	153

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 -	Composição química requerida por norma para diversos aços com 1,25Cr-0,5Mo (ASTM A387, 1999; ASTM A335, 1999; ASTM A182, 1999; ASTM A234, 1997).	30
Tabela 2.2 -	Valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento percentual baseados nas normas de fabricação de aços 1,25Cr-0,5Mo (ASTM A387, 1999; ASTM A335, 1999; ASTM A234, 1997).	30
Tabela 2.3 -	Composição de aços 2,25%Cr-1,0%Mo de elevada pureza (porcentagem em peso) (YU, 1989).	45
Tabela 2.4 -	Composição de aços 2,25%Cr-1,0%Mo de elevada pureza (porcentagem em peso) (YU, 1989).	49
Tabela 2.5 -	Ações recomendadas por NEUBAUER e WEDEL (1983) baseadas na classificação das microcavidades de fluência.	57
Tabela 3.1 -	Resultados dos ensaios de dureza realizados no material no campo (VERGES; COSTA, 2006).	70
Tabela 4.1 -	Componentes da tubulação, condições ensaiadas e ensaios realizados.	78
Tabela 4.2 -	Dimensões do corpo-de-prova padrão para ensaio de tração (ASTM A370, 2009).	84
Tabela 4.3 -	Fator de redução da tensão para cargas cíclicas.	86
Tabela 5.1 -	Composição química dos materiais estudados medidos no espectrômetro da Proaq (porcentagem em massa).	87
Tabela 5.2 -	Composição química dos materiais estudados medidos no espectrômetro da REVAP (porcentagem em massa).	88
Tabela 5.3 -	Valores do fator J e CE para os materiais em estudo.	89
Tabela 5.4 -	Classificação do material dos coletores C-03, C-09 e C-16, tubo e curva 08, na condição usado após cerca de 25 anos submetidos a temperatura de 510°C e pressão interna de 10 MPa, quanto ao grau de esferoidização e presença de vazios de fluência.	107
Tabela 5.5 -	Resultados de dureza Brinell (HB) do coletor C-09 nas condições usado, revenido, e normalizado e revenido.	108
Tabela 5.6 -	Resultados de dureza Brinell (HB) do coletor C-16 na condição usado.	108
Tabela 5.7 -	Resultados de dureza Brinell (HB) do tubo nas condições usado, revenido e normalizado e revenido.	109
Tabela 5.8 -	Resultados de dureza em Brinell (HB) da curva 08 nas condições usado, revenido e normalizado e revenido.	109
Tabela 5.9 -	Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do coletor C-09 na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).	111
Tabela 5.10 -	Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do coletor C-16 na condição usado (valores de energia absorvida em joules, J).	112
Tabela 5.11 -	Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do tubo na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).	112
Tabela 5.12 -	Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material da curva 08 na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).	112

Tabela 5.13 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do coletor C-09 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	115
Tabela 5.14 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do coletor C-16 na condição usado.	115
Tabela 5.15 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do tubo na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	115
Tabela 5.16 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material da curva 08 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	116
Tabela 5.17 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do coletor C-09 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	120
Tabela 5.18 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do coletor C-16 na condição usado.	120
Tabela 5.19 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do tubo na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	121
Tabela 5.20 -	Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material da curva 08 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.	121

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM – American Society for Testing and Materials

CE – Carbono equivalente

CENPES – Centro de Pesquisas da Petrobras

CPs – Corpos-de-prova

EDS – Espectroscopia por dispersão de energia

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

MO – Microscopia ótica

PLM – Parâmetro de Larson-Miller

REVAP – Refinaria Henrique Lage da Petrobras

UFCC – Unidade de craqueamento catalítico fluidizado

US – Ultra som

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
2	REVISÃO DA LITERATURA	29
2.1	Aços Cr-Mo para temperaturas elevadas	29
2.1.1	Características gerais	29
2.1.2	Elementos de liga e impurezas	31
2.1.3	Transformações microestruturais	38
2.2	O fenômeno da fluência	51
3	ESTUDOS PRÉVIOS	58
4	MATERIAIS E MÉTODOS	75
4.1	Material estudado	75
4.2	Análise composicional	79
4.3	Tratamento térmico	79
4.4	Caracterização microestrutural	79
4.4.1	Microscopia ótica	80
4.4.2	Microscopia eletrônica	81
4.5	Caracterização mecânica	81
4.5.1	Ensaio de dureza	81
4.5.2	Ensaio de impacto	81
4.5.3	Ensaio de tração a temperatura ambiente	84
4.5.4	Ensaio de tração a quente	85
4.6	Fractografia	85
4.7	Análise de tensões	85
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	87
5.1	Análise composicional	87
5.2	Caracterização microestrutural	90
5.2.1	Microscopia ótica	90
5.2.2	Microscopia eletrônica	101
5.3	Caracterização mecânica	107
5.3.1	Ensaio de dureza	107
5.3.2	Ensaio de impacto	111
5.3.3	Ensaio de tração a temperatura ambiente	114
5.3.4	Ensaio de tração a quente	119
5.4	Fractografia e análise por EDS	124
5.5	Análise de tensões	141
6	CONCLUSÕES	144
	REFERÊNCIAS	146
	ANEXOS	151

1 INTRODUÇÃO

A operação das indústrias petroquímicas e de geração de energia elétrica requer materiais que suportem altas pressões e elevadas temperaturas. Sendo seus equipamentos fabricados segundo códigos de projetos conceituados internacionalmente e que visam uma vida útil de até 250.000 horas.

É de conhecimento da comunidade técnica, e a prática tem realmente comprovado, que os códigos de projeto são conservativos, de tal forma que uma avaliação extra dos equipamentos que se aproximam do limite de vida útil deve ser realizada objetivando um incremento do tempo de operação anteriormente a uma substituição total, parcial ou execução de reparos.

O limitante da vida desses equipamentos está associado ao fenômeno de deterioração conhecido como fluência, caracterizado como uma deformação a temperaturas elevadas através da aplicação de tensões abaixo do limite de escoamento do material. Transformações metalúrgicas associadas a essas temperaturas elevadas aceleram o processo de fluência reduzindo a vida dos equipamentos.

Aços baixa liga ao cromo e molibdênio resistentes à fluência são largamente utilizados nessas aplicações, constituindo equipamentos como caldeiras, reatores, trocadores de calor e tubulações.

Fatores, principalmente econômicos, motivam o estudo do prolongamento da vida desses equipamentos, visto que além dos custos de material e mão-de-obra referentes aos reparos ou substituições, estão presentes os custos relativos ao lucro cessante durante a parada de manutenção associada. Também não podem ser desprezados os fatores sociais envolvidos, tanto os relativos ao abastecimento de derivados de petróleo quanto os relativos à distribuição de energia elétrica.

Não menos importante, é a imagem da empresa e a segurança das pessoas, essa sim inquestionável, de tal forma que um acidente nessas plantas é um acontecimento nunca desejado.

Na Refinaria Henrique Lage da Petrobras, REVAP, situada na cidade de São José dos Campos, atualmente são produzidas aproximadamente 650t/h de vapor de alta pressão, responsável por gerar cerca de 20MW de energia elétrica e girar turbinas para impulsionar bombas, compressores e sopradores de ar, mantendo uma carga de 250.000 barris de petróleo por dia.

Esse vapor com pressão de 102kgf/cm^2 (10 MPa) e 510°C é distribuído por uma rede de tubulações com diâmetros de 8" a 14". Essa rede de tubulações é projetada segundo o código ASME B31.1, antigo ANSI B31.1, para uma condição máxima de pressão até 110kgf/cm^2 (10,8 MPa) e temperatura até 530°C . O material de fabricação é um aço baixa liga com 1,25% Cr e 0,5% Mo.

A Figura 1.1 mostra esquematicamente a rede de tubulações, com cerca de 10 km, que distribui o vapor de alta pressão pela refinaria. O trecho em azul corresponde às novas instalações que iniciaram suas operações no final de 2010, o remanescente em quase sua totalidade faz parte do projeto original da década de 70 que entrou em operação no início dos anos 80.

Figura 1.1 - Representação esquemática da rede de tubulações de vapor de alta pressão da REVAP.

As Figuras 1.2 e 1.3 detalham, na forma de isométricos, o trecho em vermelho da Figura 1.1, que correspondem às tubulações de vapor de alta pressão internas à Unidade de Craqueamento Catalítico Fluidizado (UFCC).

Figura 1.2 - Isométrico A: detalhamento das tubulações internas à UFCC.

Figura 1.3 - Isométrico B: detalhamento das tubulações internas à UFCC.

Na UFCC existe uma grande fonte de vapor, a caldeira recuperadora, ou caldeira de CO, que gera vapor a partir da recuperação do calor dos gases de combustão do reator FCC e também pela queima do CO presente nesses gases. Existem também quatro grandes turbinas consumidoras de vapor: duas dos sopradores de ar e duas dos compressores de gases. Os sopradores de ar são responsáveis por insuflar ar atmosférico no reator FCC, fazendo a regeneração do catalisador. Já os compressores de gases são responsáveis pela compressão em duplo estágio dos gases de processo, tais como GLP e gás combustível.

Essas quatro turbinas operam em regime ininterrupto e para garantia de sua confiabilidade, um dos fatores primordiais, é a ausência de umidade no vapor ou ausência de fase líquida. Como é esperado, o vapor troca calor com a tubulação que o conduz, que por sua vez troca com o isolamento e consequentemente com o ambiente, levando a perda de temperatura e formação de fase líquida, ou condensado de vapor, ou somente condensado como é mais conhecido. Para que o condensado não seja arrastado para as turbinas são realizadas drenagens ao longo da tubulação através de coletores de condensado na forma de “T”. O condensado acumulado em cada coletor é então drenado por um purgador.

Nesse trecho de tubulação interna à UFCC, com início de operação em 1981, foi observado um vazamento de vapor através de uma trinca no coletor de condensado C-03 em agosto de 2002 (VERGES; GOMES, 2002). A trinca foi esmerilhada e em seguida realizado o enchimento com solda. As regiões com aparecimento de trincas são apresentadas na Figura 1.4.

Figura 1.4 - Coletor C-03. Região com trincas superficiais e trinca passante, onde ocorreu o vazamento e posterior reparo com solda (VERGES; GOMES, 2002).

Em julho de 2003, ocorreu um novo vazamento na região do reparo. Naquela oportunidade o coletor de condensado C-03 foi substituído provisoriamente por um trecho de tubo reto de 2,25Cr-1,0Mo (VERGES; VENÂNCIO, 2003). O coletor removido e a trinca por onde ocorreu o vazamento são mostrados nas Figuras 1.5 a 1.7.

Figura 1.5 - Coletor C-03 removido em julho de 2003 (VERGES; VENÂNCIO, 2003).

Figura 1.6 - Trinca passante do coletor de condensado, vista pelo lado externo (VERGES; COSTA, 2008).

Figura 1.7 - Trinca passante do coletor de condensado, vista pelo lado interno (VERGES; COSTA, 2008).

Conforme será apresentado no Capítulo 3, diversos ensaios não destrutivos e outros testes têm sido realizados a fim de dimensionar a vida remanescente dessas tubulações e seus componentes.

Para se estimar a vida remanescente dos componentes é importante a caracterização dos diferentes componentes da tubulação a fim de avaliar a influência das tensões atuantes em conjunto com a degradação do material.

Com base nestas informações, foram realizadas caracterizações metalográficas e mecânicas em amostras coletadas do trecho reto de tubulação, curvas e coletores com o objetivo de avaliar a degradação induzida após 25 anos de uso. Posteriormente, amostras similares foram submetidas a tratamentos térmicos e testes mecânicos de dureza, tração e impacto para avaliar a capacidade de regeneração microestrutural e as respectivas propriedades mecânicas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços Cr-Mo para temperaturas elevadas

2.1.1 Características gerais

A severidade dos processos petroquímicos e de geração de energia requer materiais com resistência à oxidação a temperaturas elevadas, resistência à fluência, além de resistência a outros processos degenerativos próprios de altas temperaturas, como a grafitização (SILVA TELLES, 2003).

Os aços Cr-Mo, apesar de apresentarem propriedades inferiores quando comparados aos autênticos, são bastante atrativos para aplicações em temperaturas elevadas visto possuírem baixo coeficiente de expansão térmica, alta condutividade térmica e uma boa relação entre a tensão admissível e o seu custo. O baixo coeficiente de expansão térmica é essencial para plantas que tem ciclos térmicos, enquanto a alta condutividade térmica é indispensável para equipamentos que operam trocando calor (ASM ..., 1990).

Carbono, cromo e molibdênio são os principais elementos de liga presentes nesses aços, podendo ser adicionados também outros elementos em menores quantidades como vanádio, tungstênio, nióbio e titânio.

A Tabela 2.1 apresenta a composição química requerida pelas normas para fabricação de produtos e componentes de aço 1,25Cr-0,5Mo.

Na Tabela 2.2 são apresentadas as faixas de tolerância das propriedades mecânicas admitidas pelas normas de fabricação para produtos mais comuns de aço 1,25Cr-0,5Mo.

Valores das propriedades mecânicas a quente para os aços 1,25Cr-0,5Mo e 2,25Cr-1,0Mo são apresentados no Anexo, Figuras A.1 e A.2 respectivamente.

Tabela 2.1 - Composição química requerida por norma para diversos aços com 1,25Cr-0,5Mo (ASTM A387, 1999; ASTM A335, 1999; ASTM A182, 1999; ASTM A234, 1997).

Composição	Chapas ASTM A387 Gr11	Tubos ASTM A335 P11	Materiais Forjados ¹ ASTM A182 F11 / A234 WP11	
			Classe 1	Classe 2 ou 3
C	0,04~0,17	0,05~0,15	0,05~0,15	0,10~0,20
Mn	0,35~0,73	0,30~0,60	0,30~0,60	0,30~0,80
P, máx.	0,035	0,025	0,030	0,040
S, máx.	0,035	0,025	0,030	0,040
Si	0,44~0,86	0,50~1,00	0,50~1,00	0,50~1,00
Cr	0,94~1,56	1,00~1,50	1,00~1,50	1,00~1,50
Mo	0,40~0,70	0,44~0,65	0,44~0,65	0,44~0,65

Tabela 2.2 - Valores de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento percentual baseados nas normas de fabricação de aços 1,25Cr-0,5Mo (ASTM A387, 1999; ASTM A335, 1999; ASTM A234, 1997).

Material	Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento, mín. (MPa)	Alongamento mín. (%)	
			transversal	longitudinal
ASTM A387 Gr11 CL1	415 a 585	240	22	22
ASTM A387 Gr11 CL2	515 a 690	310	22	22
ASTM A335 P11	415	205	14	22
ASTM A234 WP11 CL1 ²	415 a 585	205	14	22
ASTM A234 WP11 CL2	485 a 655	275	14	22
ASTM A234 WP11 CL3	520 a 690	310	14	22

¹ A norma ASTM A234 (1997) refere-se a “wrought material”, cuja melhor tradução seria “material trabalhado”, que podem ser componentes de tubulação fabricados por mais de um processo de fabricação. Neste trabalho, os componentes “WP11” são forjados e soldados.

² O material forjado classe F11 (ASTM A182, 1999) se enquadra dentro dos limites do WP11 (ASTM A234, 1997).

2.1.2 Elementos de liga e impurezas

Efeito do carbono: este elemento tem efeito importante na resistência à fluência decorrente do endurecimento por solução sólida e por precipitação, contudo reduz a tenacidade e a soldabilidade. Mesmo causando aumento da resistência mecânica, não contribui significativamente na resistência a fluência acima dos 540°C, devido à esferoidização dos carbonetos ocorrida nessa faixa de temperaturas (ASM ..., 1990).

Como apresentado na Figura 2.1, o efeito endurecedor do carbono diminui com o aumento da temperatura, estando relacionado à aceleração do crescimento de carbonetos, à sua evolução decorrente do próprio aumento da temperatura e ao empobrecimento da matriz, que perde elementos de liga que alimentam esse crescimento.

Figura 2.1 - Efeito do teor de carbono na resistência a ruptura e a fluência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo (adaptado de LUNDIN; LIU; CUI, 2000).

O elemento cromo: em baixos teores (~0,5%) tem efeito formador de carbonetos e estabilizante, já em valores mais elevados (até 9% ou mais) aumenta a resistência à corrosão. Para a resistência à fluência, o cromo não associado a outros elementos, melhora a resistência

a esse fenômeno. No entanto quando associado ao molibdênio, a resistência ao fenômeno da fluência pode diminuir como mostrado na Figura 2.2 (ASM ..., 1990).

Figura 2.2 - Efeito do cromo na tensão de fluência (tensão para produzir uma taxa mínima de fluência de 0,0001% por hora) de diferentes aços contendo baixos teores de molibdênio, silício e alumínio a 540°C (adaptado de ASM ..., 1990).

De forma similar, como observado na Figura 2.3, o limite de escoamento e o limite de resistência apresentam melhores resultados com o elemento cromo variando entre 1,0 a 2,5% (ASM ..., 1990).

Figura 2.3 - Efeito do teor de cromo na resistência mecânica. Temperatura de teste requerida para reduzir o limite de escoamento e de resistência a 60% de seus valores na temperatura ambiente para aços Cr-Mo contendo entre 0,5 e 1,0%Mo e o teor de Cr indicado (adaptado de ASM ..., 1990).

Os aços Cr-Mo contendo até 2,5%Cr foram desenvolvidos, especificamente, para trabalhos em altas temperaturas, e em ambientes com baixa corrosividade, onde se necessita de elevada resistência mecânica. Por outro lado, para serviços em ambientes com corrosividade alta e que requeiram menor resistência mecânica, devem ser utilizados aços com teores de cromo acima dos 2,5% (SILVA TELLES, 2003). São exemplos de equipamentos ou componentes do primeiro caso, as tubulações de vapor de alta temperatura e alta pressão, e do segundo caso, tubos de fornos.

O aço 1,0%Cr-0,5%Mo é geralmente utilizado em tubulações e tubos de caldeiras em temperaturas até 510 ou 540°C, enquanto o aço 1,25%Cr-0,5%Mo, que apresenta propriedades semelhantes em regime de fluência, segundo Figura 2.4, é utilizado até temperaturas de 590°C (ASM ..., 1990).

Figura 2.4 - Resistência à fluência (0,01% 1000h) e tensão de ruptura (100.000h) dos aços 1,0%Cr-0,5%Mo e 1,25%Cr-0,5%Mo (adaptado de ASM ..., 1990).

O elemento molibdênio: este elemento é um grande estabilizador de carbonetos e, portanto previne a grafitização nos aços. Como formador e estabilizador de carbonetos é responsável por um fenômeno conhecido como endurecimento secundário, o qual corresponde a formação de carbonetos estáveis numa faixa de 600°C. Esse fenômeno proporciona o uso dos aços Cr-Mo numa temperatura mais alta que aços C simplesmente pelo fato de levar mais tempo para o crescimento dos carbonetos.

A Figura 2.5 mostra o efeito do Mo no endurecimento secundário e na perda de resistência mecânica, ambos medidos pela dureza à temperatura ambiente.

Figura 2.5 - Retardo da perda de resistência e do endurecimento secundário durante revenimento de aços com vários teores de molibdênio (adaptado de ASM ..., 1990).

O molibdênio tem grande afinidade por elementos como fósforo, o que evita a precipitação desse elemento nos contornos de grão, evitando assim o fenômeno da fragilização pelo revenido (YU, 1989).

É o principal elemento responsável pelo aumento da resistência à fluência nos aços Cr-Mo. Apesar da afirmativa, a Figura 2.6 apresenta a influência do teor de molibdênio na tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008). O efeito do molibdênio na melhoria da resistência à fluência ocorre devido ao endurecimento por solução sólida e por precipitação de carbonetos, principalmente do tipo Mo_2C . Para teores de Mo acima de 0,35%, ocorre uma redução na ductilidade, nas condições de regime de fluência, no entanto, a combinação com Cr evita tal efeito, possibilitando seu uso tal como nos aços 1,0%Cr-0,5%Mo, 1,25%Cr-0,5%Mo e 2,25%Cr-1,0%Mo.

Figura 2.6 - Tensão de ruptura em ensaio de fluência a 450°C por 100.000h de aço carbono em função do teor de molibdênio (adaptado de ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).

O efeito de outros elementos de liga: o nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti) e tungstênio (W) são fortes formadores de carbonetos, que adicionados ao aço, associam-se ao C a fim de permitir que o cromo e molibdênio permaneçam em solução sólida. O Mo nessa condição, além da resistência à fluência, dificulta a formação dos compostos causadores de fragilização ao revenido (LUNDIN; LIU; CUI, 2000). Também tem sido proposta a substituição do Mo por W em aços para aplicação na indústria nuclear (ASM ..., 1990).

O silício (Si) aumenta a resistência mecânica em temperaturas elevadas, da mesma forma que previne a formação de carepas em aços com baixo teor de cromo quando exposto ao ar nessas temperaturas. Por outro lado é um elemento que contribui na fragilização ao revenido (ASM ..., 1990).

O efeito das impurezas: é conhecido que diversos elementos se precipitam no contorno de grão da austenita e reduzem a tenacidade em baixas temperaturas.

No caso da fragilização ao revenido, que causa a elevação da temperatura de transição, diversas correlações têm sido realizadas com a composição química. No entanto, as mais aceitas são os fatores J e X, apresentados nas equações 2.1 e 2.2 (MOSS; KELLY, 1994):

$$J = (Mn + Si) \times (P + Sn) \times 10^4 \text{ (\% massa)} \quad (2.1)$$

$$X = (10P + 5Sb + As + Cu) / 100 \text{ (ppm)} \quad (2.2)$$

O aumento nos valores dos fatores J ou X implicam na redução da tenacidade, como exemplificado nas Figuras 2.7 e 2.8.

Figura 2.7 - FATT versus fator J para aços Cr-Mo (MOSS; KELLY, 1994).

Figura 2.8 - Correlação entre $\Delta FATT$ e fator J para estudos (a) isotérmico e (b) *step cooling* (MOSS; KELLY, 1994).

O fator J se aplica ao aço do metal de base, enquanto o fator X é aplicado ao metal de solda. O modo mais comum de se evitar a fragilização ao revenido é limitando os teores dos elementos deletérios, de modo a se obter menores valores de J e X.

Valores máximos usualmente adotados para o aço 2,25Cr-1,0Mo são de 100 para J e 15 para X (API RP 571, 2003). Tratamentos térmicos de revenimento acima de 620°C, com rápido resfriamento, têm sido adotados para reverter os efeitos dessa fragilização.

Outros efeitos deletérios em temperaturas elevadas causados por enxofre, alumínio e cobre têm sido relatados por diversos autores, no entanto há controvérsias quanto aos efeitos de fósforo, arsênio, antimônio e estanho na ductilidade em fluência, desse modo tem-se praticado a utilização dos menores valores possíveis para esses elementos (VISWANATHAN, 1989).

2.1.3 Transformações microestruturais

Os principais aços baixa liga utilizados em aplicações com vapor a temperaturas elevadas são 2,25%Cr-1,0%Mo e 1,25%Cr-0,5%Mo. As Figuras 2.9 e 2.10 mostram o diagrama de transformação em resfriamento contínuo para esses aços.

Figura 2.9 - Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 2.25%Cr-1,0%Mo austenitizado a 955°C (adaptado de VISWANATHAN, 1989).

Figura 2.10 - Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo para o aço 1.25%Cr-0,5%Mo austenitizado a 910°C (adaptado VISWANATHAN, 1989).

Em aplicações atuais, tubos de caldeiras são em sua maioria recozidos, já tubulações de vapor são normalizadas e revenidas, enquanto curvas e afins tem uma microestrutura mais próxima da recozida. Desse modo, as microestruturas presentes no 2,25%Cr-1,0%Mo consistem essencialmente de uma mistura de bainita e ferrita, com teor de bainita menor que 15% na condição recozida, e maiores níveis de bainita para a condição normalizada e revenida. No aço 1,25%Cr-0,5%Mo na condição recozida, a microestrutura consiste em aglomerados de ferrita e perlita, enquanto na condição normalizada e revenida a microestrutura se apresenta em um aglomerado de bainita e ferrita (VISWANATHAN, 1989). Microestruturas típicas desses aços são mostradas nas Figuras 2.11 e 2.12.

Figura 2.11 - Microestrutura típica de uma chapa de aço 2,25%Cr-1,0%Mo (VISWANATHAN, 1989).

Figura 2.12 - Microestrutura típica de um tubo de aço 1,25%Cr-0,5%Mo (VISWANATHAN, 1989).

A Microestrutura afeta diretamente as propriedades mecânicas à temperatura ambiente e também seu comportamento a quente.

A Figura 2.13 mostra esquematicamente a relação da tensão de ruptura em 100.000h de fluência e a tenacidade a fratura $FATT_{50}$ (temperatura com 50% de fratura dútil) em função

da microestrutura do aço 1%CrMoV. A maior tensão de ruptura deste aço é encontrada numa microestrutura de bainita grosseira. A desvantagem dessa microestrutura é a baixa tenacidade, de tal forma que, as adições de elementos de liga individualmente e os tratamentos térmicos devem ser definidos de acordo com características operacionais específicas dos componentes (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).

Figura 2.13 - Relação da tensão de ruptura em 100.000h de fluência e a tenacidade a fratura $FATT_{50}$ do aço 1%CrMoV em função da velocidade de resfriamento após austenitização respectivamente para microestrutura martensítica, bainítica e ferrítica (esquematicamente). (adaptado de ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).

A exposição dos aços a temperaturas elevadas por longos períodos leva a perda de propriedades mecânicas devido a mudanças microestruturais, sempre tendendo a microestruturas mais estáveis. Tamanhos de grãos menores tendem a crescer e carbonetos na forma lamelar tendem a se esferoidizar ou até mesmo formar nódulos de grafite. A Figura

2.14 apresenta os efeitos da exposição do aço 2,25%Cr-1,0%Mo a 455°C (sem aplicação de tensão) nas propriedades mecânicas a temperatura ambiente.

Figura 2.14 - Efeitos da exposição à temperatura elevada na resistência do aço 2,25%Cr-1,0%Mo. Variação nos limites de escoamento e de resistência de dois diferentes lotes de aço 2,25%Cr-1,0%Mo após exposição (sem aplicação de tensão) na temperatura de teste de 455°C (adaptado de ASM ..., 1990).

A Figura 2.14 apresenta o efeito do tempo de envelhecimento (sem aplicação de tensão) a 455°C nos limites de escoamento e resistência de dois diferentes lotes do aço 2,25%Cr-1,0%Mo testados a mesma temperatura. A diferença nas tensões desses lotes era observada mesmo antes dos testes, o que provavelmente foi causada por variações na composição química e microestrutura. Os mesmos fatores explicam as mudanças nas tensões de escoamento e resistência durante o envelhecimento, devido sua influência no tamanho e distribuição dos carbonetos (ASM ..., 1990).

De maneira geral as mudanças das propriedades que controlam a vida útil dos componentes industriais fabricados com aços Cr-Mo são originados pelos seguintes processos microestruturais:

- . Precipitação e mudanças quanto ao tipo, morfologia e tamanho de carbonetos;
- . Segregação de impurezas nos contornos de grãos;
- . Esferoidização e decomposição das regiões perlíticas;
- . Mudança na composição química da matriz.

Baker e Nutting (1959) realizaram um estudo detalhado do comportamento da formação dos carbonetos no aço 2,25%Cr-1,0%Mo na faixa de 400 a 700°C em tempos de exposição até 1000 horas, nos estados iniciais temperado e normalizado. A partir do estado inicial temperado, com uma microestrutura basicamente martensítica, estes pesquisadores mostraram que as transformações poderiam ser representadas pelo diagrama Figura 2.15.

Figura 2.15 - Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial temperado (adaptado de BAKER; NUTTING, 1959).

Para o estado inicial normalizado o aço 2,25%Cr-1,0%Mo apresentava uma microestrutura composta basicamente por bainita e perlita sendo que os carbonetos presentes na primeira consistiam em carbonetos ϵ do tipo M_3C , enquanto que a ferrita se apresentava praticamente livre de precipitados com alguns traços de M_2C . Carbonetos do tipo M_2C foram encontrados entre os grãos ferríticos e bainíticos, e também no interior dos grãos bainíticos. Para este estado inicial, as transformações verificadas nos envelhecimentos foram representadas pelo diagrama apresentado na Figura 2.16.

Figura 2.16 - Diagrama de estabilidade de carbonetos do aço 2,25%Cr-1,0%Mo para o estado inicial normalizado (adaptado de BAKER; NUTTING, 1959).

Baker e Nutting (1959) obtiveram evidências de que carbonetos do tipo Cr_7C_3 e M_{23}C_6 são formados somente em grãos bainíticos nas proximidades de partículas de cementita, enquanto que carbonetos do tipo M_2C formados na bainita originam-se de nucleação independente. Partículas de M_6C por sua vez, se formam tanto em grãos ferríticos e bainíticos como nos contornos de grãos e têm sua nucleação em partículas existentes.

As seqüências de transformações que ocorrem nos dois estados iniciais podem ser resumidas da seguinte forma:

Estado inicial temperado (martensita):

Estado inicial normalizado:

Na bainita:

Na ferrita:

Yu (1989) estudou a influência de elementos presentes no aço 2,25%Cr-1,0%Mo na estabilidade dos carbonetos. Partindo de um aço com elevada pureza produzido em laboratório, temperado em água, o autor pôde comparar seus resultados com as seqüências de precipitação observadas por Baker e Nutting (1959). A análise química dos aços é apresentada na Tabela 2.3, enquanto seus resultados são apresentados na Figura 2.17. Na Figura, a fração da área em um quadrado inserido corresponde à fração em peso do tipo específico de carboneto em relação ao total de carbonetos presente naquela temperatura e tempo.

Yu (1989) verificou em seus experimentos que a seqüência de transformações dos carbonetos se aproximava das propostas por Baker e Nutting (1959). A presença de Mn ou Si podem mudar os diagramas de estabilidade de carbonetos sem, no entanto, mudar a quantidade de Mo dissolvido na matriz. Si tende a acelerar a precipitação de M_2C ricos em Mo e estabilizar M_6C , enquanto Mn tende a acelerar a precipitação de M_7C_3 .

Tabela 2.3 - Composição de aços 2,25%Cr-1,0%Mo de elevada pureza (porcentagem em peso) (YU, 1989).

Código	Cr	Mo	C	P	Mn	Si	S
P	2.23	1.0	0.2	0.036	-	-	-
MnP	2.29	0.98	0.18	0.052	0.76	0.02	0.0048
SiP	2.29	0.98	0.20	0.052	-	0.61	0.0039
MnSiP	2.25	0.98	0.21	0.045	0.72	0.57	0.0035

Figura 2.17 - Diagrama de estabilidade de carbonetos para aço 2,25Cr-1,0Mo com elevada pureza: (a) P; (b) Mn P; (c) Si P; (d) Mn Si P (adaptado de YU, 1989).

Furtado (2004) realizou ensaios acelerados de fluência em corpos de prova cônicos e em corpos de prova compostos por cilindros de diversos diâmetros fabricados em aço 9%Cr-1,0%Mo a fim de avaliar a influência da tensão na mudança da morfologia dos carbonetos, não identificando qualquer diferença relacionada à tensão aplicada.

Por outro lado, Gope e colaboradores (1992) identificaram, através de microscopia eletrônica de transmissão, para o aço 1,25%Cr-0,5%Mo mudanças consideráveis na morfologia de alguns carbonetos e na quantidade do precipitado Cr_2N , relacionados à imposição da tensão durante o teste acelerado de fluência. Os ensaios partiram de um aço com 90% ferrita proeutetóide e 10% bainita, sendo caracterizada apenas cementita nessa condição inicial. Para o teste a 520°C após 5.442 horas foi observado que a tensão aumentou a precipitação de uma fase fibrosa de Cr_2N . No ensaio a 560°C após 10.338 horas foi observado

que na região tensionada as agulhas de M_2C apresentaram menor comprimento, sendo relacionada à elevada taxa de nucleação desse carboneto resultado da alta deformação observada nessa condição.

Tofd e Mardsen (1961) avaliaram a estrutura e as propriedades de tubos de superaquecedores fabricados em aço 1,0%Cr-0,5%Mo expostos por um período de até 100.000 h em temperaturas entre 454 e 518°C. Foram correlacionadas as condições operacionais de temperatura e tempo em serviço com as microestruturas obtidas por microscopia ótica correspondentes a quatorze tubos usados e um tubo novo. Comparando os níveis de esferoidização dos carbonetos, principalmente os da perlita, os autores observaram que o processo de esferoidização pode ser dividido em cinco etapas. Os autores selecionaram seis micrografias que melhor representam as etapas desse processo, como pode ser visto na Figura 2.18.

Tofd e Mardsen (1961) também extraíram carbonetos de áreas selecionadas em todos os quatorze tubos e examinaram com microscópio eletrônico, podendo relacionar a esferoidização à precipitação dos carbonetos, estando os resultados sintetizados na Tabela 2.3. Os autores, no entanto, observaram que o grau de precipitação e de desaparecimento da perlita nem sempre encontram o mesmo estágio simultaneamente.

Figura 2.18 - Evolução microestrutural do aço 1,0%Cr-0,5%Mo. Estágio A: ferrita e perlita muito fina; Estágio B: primeiros sinais de esferoidização de carbonetos, usualmente acompanhado por precipitação nos contornos de grãos; Estágio C: esferoidização apreciável da perlita, mas algumas lamelas de carbonetos ainda evidentes; Estágio D: esferoidização completa, mas com carbonetos ainda agrupados na região da antiga perlita; Estágio E: carbonetos estão dispersos, deixando pequenas indicações das áreas da perlita original; Estágio F: tamanho de alguns carbonetos cresceu consideravelmente devido ao seu coalescimento. Aumento original: 500x. (adaptado de TOFD; MARDSEN, 1961).

Tabela 2.4 - Estágio de esferoidização e precipitação de carbonetos em tubos de superaquecedores de aço 1,0%Cr-0,5%Mo (adaptado de TOFD; MARDSEN, 1961).

Estágio	Esferoidização	Precipitação
A	Estrutura típica de tubo novo, consistindo de ferrita e perlita muito fina.	O carboneto presente na perlita é Fe_3C . Evidência de partículas de carboneto de molibdênio (Mo_2C) começando a precipitar nos grãos de ferrita (até $0,1\ \mu\text{m}$).
B	O primeiro estágio de precipitação de carbonetos normalmente coincidindo com o aparecimento de pequenos carbonetos nos contornos de grãos.	Pequenas partículas de ambos carbonetos cromo (Cr_7C_3) e molibdênio (Mo_2C) (até $0,2\ \mu\text{m}$) presentes na ferrita. (partículas de Cr_7C_3 provavelmente também presentes nos contornos de grão, mas não identificadas).
C	Estágio intermediário de esferoidização, apresentando sinais mais distintos de precipitação na perlita, mas com carbonetos em placa ainda evidentes. Aumento da precipitação de carbonetos dentro da ferrita e nos contornos de grão.	Partículas de tamanho médio de Cr_7C_3 e Mo_2C (até $0,5\ \mu\text{m}$) presentes na ferrita.
D	Esferoidização virtualmente completa, mas os carbonetos ainda se encontram agrupados no local da perlita original.	Algumas partículas de Fe_3C se transformaram em Cr_7C_3 e talvez em Mo_2C . As partículas de Cr_7C_3 e Mo_2C da ferrita tem crescimento adicional (Mo_2C até $1\ \mu\text{m}$)
E	Esferoidização está completa e os carbonetos estão dispersos, deixando pequenos traços da perlita original.	As áreas de perlita se desfizeram e as partículas de Fe_3C se transformaram completamente em Cr_7C_3 e Mo_2C . Os precipitados de Mo_2C e Cr_7C_3 estão maiores (Mo_2C com até $1,5\ \mu\text{m}$).
F	Há um aumento marcante no tamanho de alguns carbonetos, parte devido à coalescência.	Não há mais sinais da perlita. A quantidade de Mo_2C presente por toda estrutura se reduziu dando lugar a carbonetos complexos M_6C . Esses carbonetos são ricos em molibdênio, mas também contém cromo e ferro. Alguns grãos de ferrita também podem ter se formado.

A consequência das mudanças microestruturais nas propriedades de fluência, e sua evolução durante ensaios para essas ligas, podem ser sintetizadas por uma representação esquemática apresentada por Baird et al. (1974). A Figura 2.19 ilustra esta representação na qual pode se observar a contribuição dos efeitos de solução sólida e precipitação para estados iniciais normalizado e, normalizado e revenido.

Figura 2.19 - Representação esquemática das mudanças nos fatores contribuintes para a resistência à fluência a 550°C de um aço ao molibdênio nas condições a) normalizado e b) normalizado e revenido (adaptado de BAIRD et al, 1974).

Para ambas as condições iniciais apresentadas verifica-se um decréscimo contínuo da contribuição da solução sólida para a fluência. Este decréscimo decorre do consumo de elementos de liga em solução sólida pela formação de precipitados (principalmente Mo_2C) e pelo aumento do teor de cromo, manganês e molibdênio na cementita. Essa precipitação, no início, aumenta a resistência à fluência. No entanto, com o passar do tempo, a resistência do aço volta a cair devido ao coalescimento dos carbonetos e ao empobrecimento da matriz.

2.2 O fenômeno da fluência

Fluência pode ser definida como um processo de deformação plástica que tem dependência com o tempo (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008).

O fenômeno da fluência pode ser entendido então como uma deformação plástica lenta e contínua em extensos períodos de tempo sobre a ação de uma tensão. Sendo mais significativa em temperaturas acima de 30% da temperatura absoluta de fusão do material (EVANS; WILSHIRE, 1985).

Todos os metais perdem resistência mecânica com o aumento da temperatura, o que ocorre pela maior facilidade de movimentação das discordâncias. As Figuras 2.20 e 2.21 mostram as curvas tensão-deformação para várias temperaturas para um aço 2,25%Cr-1,0%Mo, nas condições recozida, e normalizado e revenido.

Figura 2.20 - Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição recozida para várias temperaturas (adaptado de BOYER, 1987).

Figura 2.21 - Curvas de tensão-deformação para o aço 2,25%Cr-1,0%Mo na condição normalizado e revenido para várias temperaturas (adaptado de BOYER, 1987).

A difusão atômica também cresce rapidamente com o aumento da temperatura, favorecendo os mecanismos que dependem desse fenômeno. Em alguns metais, com o aumento da temperatura, o sistema de deslizamento muda, ou são introduzidos outros sistemas de deslizamento. A deformação nos contornos de grão torna-se uma possibilidade adicional na deformação plástica dos metais a altas temperaturas. Além do mais, quando os metais são expostos a temperaturas elevadas, mudanças microestruturais podem ocorrer, como já exposto, tendo efeito no comportamento mecânico.

Fisicamente está estabelecido que a fluência em sólidos cristalinos ocorre como resultado, principalmente, do movimento termicamente ativado de discordâncias, escorregamento de contornos de grãos e transporte direto de átomos por difusão (MUKHERJEE, 1984).

Inicialmente no processo de fluência, a velocidade de deformação decresce rapidamente de um valor inicial muito grande, o que indica que as alterações estruturais que ocorrem no metal quando ele se deforma agem no sentido de retardar os processos normais de escoamento. Essas mudanças ocorrem principalmente no número, tipo e arranjo de discordâncias. Em resumo, no início do processo de fluência, o encruamento diminui a velocidade de deformação.

Imaginando um material metalurgicamente estável, após o primeiro estágio de fluência onde ocorre a redução da velocidade de deformação por encruamento, a tensão aplicada ao corpo começa a aumentar proporcionalmente à deformação, isso devido à redução da seção transversal desse corpo. Como a velocidade de deformação, ou de fluência, é sensível à tensão, um acréscimo de tensão causará um aumento correspondente na velocidade de fluência. Logo o segundo estágio de fluência como mostrado na Figura 2.22, com inclinação constante, ou seja, velocidade de deformação constante, é o estágio do processo de fluência no qual a resistência à deformação devido ao encruamento se equipara à tendência de aumento na velocidade correspondente ao acréscimo de tensão. Esse equilíbrio, no entanto, não ocorre indefinidamente. Em algum momento, o efeito da tensão será predominante sobre o efeito do encruamento, sobretudo se houver deformação localizada. Esse é considerado o terceiro estágio de fluência. O aumento considerável da tensão nessa região causará uma aceleração no processo de fluência até que o mesmo se torne catastrófico.

Figura 2.22 - Os três estágios da curva de fluência (REED-HILL, 1973).

Ao contrário do suposto anteriormente, os materiais não são metalurgicamente estáveis, e sofrem reações metalúrgicas durante o processo de fluência. Esses processos são do tipo recuperação, recristalização, superenvelhecimento e outras mudanças microestruturais, que aumentam a taxa de deformação em fluência. Então, no estágio secundário de fluência, a taxa constante de deformação é controlada de um lado pelo encruamento e de outro pelo aumento da tensão e pelas reações metalúrgicas. Esse regime é muitas vezes chamado de fluência por recuperação, devido à importância do processo de recuperação nessa etapa, ou outras vezes, estado estacionário. O valor da taxa de deformação nesse estágio é denominado

de taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}_{\min}$) e é um dos principais parâmetros utilizados na avaliação do comportamento em fluência. Do mesmo modo, no terceiro estágio de fluência, os mecanismos de fluência podem levar a instabilidades internas no material, tais como cisalhamentos de contornos de grãos, fraturas intergranulares e geração de vazios, que reduzem a área efetiva de resistência do material. A fratura então pode ocorrer sem haver uma deformação localizada, mas sim, a propagação dos defeitos internamente levando ao colapso do componente.

É conhecido que a taxa mínima de fluência é fortemente depende da tensão e da temperatura, sendo expressa pela equação 2.3, também conhecida como Lei de Norton (NORTON, 1929).

$$\dot{\epsilon}_{\min} = A\sigma^n \quad (2.3)$$

Na equação 2.3, n é o expoente da tensão e A é um parâmetro que expressa a influência da temperatura no processo de fluência, obedecendo a Lei de Arrhenius, dado na equação 2.4:

$$A = A' e^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \quad (2.4)$$

sendo Q a energia de ativação em fluência, R a constante dos gases, T a temperatura absoluta e A' um parâmetro que inclui características microestruturais e afins.

Da mesma forma que a taxa mínima é dependente da tensão e temperatura, ela também é função do mecanismo de fluência predominante, sendo este o determinante das constantes da Lei de Norton. Basicamente temos dois mecanismos de fluência, a difusional e a por movimentação de discordâncias. Outros mecanismos são relatados, como o escorregamento dos contornos de grãos, mas não tem significado prático de engenharia, devido sua ocorrência ser relatada a temperaturas próximas da fusão.

O processo de fluência por difusão ocorre pela difusão de átomos pelo interior do grão, conhecida como Nabarro-Herring, e pelos contornos, também conhecida como Coble. O fluxo atômico é previsto ocorrer de regiões com tensões compressivas para regiões com tensões trativas, balanceadas pelo fluxo contrário de lacunas. A taxa mínima de fluência nesse

caso é linearmente proporcional à tensão, ou seja, o coeficiente de tensão n da Lei de Norton é igual à unidade.

O mecanismo de fluência por discordâncias é o único significativo para a maioria dos materiais de engenharia e suas aplicações (VISWANATHAN, 1989). Ele compreende o processo termicamente ativado no qual as discordâncias superam as barreiras, sejam elas outras discordâncias ou precipitados. O mecanismo ocorre de tensões medianas a elevadas e temperaturas acima de 40% da absoluta de fusão.

Alguns autores indicam o deslizamento de contorno de grão como um mecanismo de deformação em fluência, mas do ponto de vista prático, ele não é significativo para o processo de deformação, e sim um ponto importante relacionado com o início da fratura intergranular.

O conjunto de análises elaboradas por White, Schneibel e Padgett (1983) esclarece que, sob condições de tensões localizadas, a resistência coesiva dos contornos quando superada, permite a formação de um conjunto misto de cavidades designadas por w e r , como mostra a Figura 2.23, e tem origem em diferentes mecanismos provenientes dos processos de difusão, fragilização e até mesmo deformação plástica intensamente localizada.

Figura 2.23 - Configuração esquemática da nucleação de cavidades em diferentes condições de tensão e temperatura (adaptado de WHITE; SCHNEIBEL; PADGETT, 1983).

Neubauer e Wedel (1983) propuseram um modelo de estimativa de vida remanescente em fluência baseado na nucleação de microcavidades nos contornos de grão e seu crescimento até a fratura.

Baseando-se nas observações realizadas em tubulações de vapor em usinas termoelétricas da Alemanha, Neubauer e Wedel (1983) estimaram o tempo entre os quatro estágios de dano identificados e apresentaram suas recomendações a respeito. A Figura 2.24 apresenta classificação de dano baseada na avaliação de microcavidades e a Tabela 2.5 apresenta as recomendações pertinentes para cada estágio de dano identificado.

Destacam-se também do trabalho de Neubauer e Wedel (1983), as correlações entre as vidas esperadas para cada tipo de componente de tubulação de vapor de alta pressão e a vida especificada no projeto original (Figura 2.25).

Figura 2.24 - Avaliação de vida consumida através da classificação de microcavidades de fluência (adaptado de NEUBAUER; WEDEL, 1983).

Tabela 2.5 - Ações recomendadas por Neubauer e Wedel (1983) baseadas na classificação das microcavidades de fluência.

Parâmetro de dano	Ação requerida
A	Inspeção a cada 3 anos
B	Inspeção a cada 1,5 anos
C	Operar em condições limitadas e programar reparo para 6 meses
D	Reparo imediato antes de retorno à operação

Figura 2.25 - Valores típicos de vida em fluência para componentes de plantas de geração de energia para uma vida de projeto de 200.000h (adaptado de NEUBAUER; WEDEL, 1983).

3 ESTUDOS PRÉVIOS

Como ocorre com todos os equipamentos da refinaria, este sistema de tubulação de vapor de alta pressão tem um acompanhamento realizado pelo Setor de Inspeção de Equipamentos. Além desse acompanhamento, desde sua primeira falha em agosto de 2002, diversos estudos vem sendo realizados para esse sistema de tubulação, tanto pelo Setor de Inspeção de Equipamentos, quanto por outros setores, entre eles o Centro de Pesquisas da Petrobras - CENPES.

Neste item serão apresentados em ordem cronológica os resultados dos trabalhos desenvolvidos até o momento.

Conforme descrito por Verges e Kawasaki (2003a), durante uma parada não-programada da unidade de Craqueamento Catalítico Fluidizado em outubro de 2003, foi realizado por oportunidade ensaio de ultra-som em 16 coletores de condensado e em uma junção tipo “T” do sistema de tubulações de vapor de alta pressão interno a essa unidade.

O ensaio de ultrassom nos coletores foi realizado por inspetor qualificado no sistema Abende. Porém como não há procedimento específico para esse ensaio nestas condições de espessura, geometria de componente e tipo de defeito, os resultados foram analisados caso a caso e comparados com aqueles obtidos no coletor C-03 removido em julho de 2003 e que possuía uma trinca de fluência.

Os resultados dos ensaios de ultra-som realizados em outubro/2003 foram os seguintes (VERGES; KAWASAKI, 2003a)³:

- Não foram detectadas trincas nos coletores de condensado 1, 5, 7, 8, 12, 13 e 17;
- Nos coletores 4, 9, 10, 11, 15 e 16 e no T-03 foram encontradas trincas consideradas menos relevantes e definido pelo acompanhamento da evolução dessas discontinuidades em outras paradas programadas;
- Já os coletores 2, 6 e 14 foram considerados reprovados e críticos, devido às dimensões das trincas existentes, vindo a ser substituídos em seguida.
- As Figuras 3.1 e 3.2 resumem o resultado dos ensaios de ultra-som realizados.

³ A numeração dos coletores foi adaptada para melhor compreensão neste trabalho, tomando o cuidado de se manter a rastreabilidade dos resultados.

Figura 3.1 - Isométrico A: Resultado do ensaio de US realizado em outubro/2003.

Figura 3.2 - Isométrico B: Resultado do ensaio de US realizado em outubro/2003.

Devido aos resultados encontrados nos ensaios de ultra-som, foi levantada a hipótese de substituição dos coletores 2, 6 e 14 por trechos de tubo reto, visto o longo tempo necessário para a confecção dos novos coletores. Foi realizado então um estudo (PUCCA,

2003) para avaliação dos impactos da remoção dos coletores de condensado 2, 6 e 14. O estudo mostrou que nenhum desses coletores de condensado podem ser removidos sem que haja algum risco de arraste de condensado de vapor para as máquinas. Dessa forma, foi planejada uma parada para substituição desses coletores com danos mais significativos por outros novos.

No período da parada planejada de dezembro de 2003, para substituição dos coletores 2, 6 e 14, foram inspecionados por ultra-som os componentes T-01, T-02, T-04 e T-05 de interligação com as turbinas dos sopradores e compressores da Unidade de Craqueamento, além do “T” da tubulação de interligação com o reator FCC. Todos esses pontos inspecionados obtiveram resultados satisfatórios (VERGES, KAWASAKI, 2003b).

Após a soldagem e tratamento térmico das soldas dos coletores substituídos, foi realizada medição de dureza para controle de qualidade, apresentando valores médios no metal base dos coletores C-02, C-06 e C-14 de 146HB, 131HB e 136HB, respectivamente.

O material do coletor C-02 removido em dezembro de 2003 foi enviado ao Centro de Pesquisas da Petrobras para realização de ensaio de fluência e determinação da vida residual dos outros coletores. Esses resultados foram apresentados por Hippert, Teixeira e Donato (2005) e Verges (2005). Os ensaios acelerados de fluência foram realizados numa tensão de 75 MPa. Essa tensão é estimada na tensão devido à pressão interna na condição de operação aplicada ao tubo mais tensões secundárias moderadas (VERGES, 2005).

A Figura 3.3 apresenta o resultado dessa análise, já com extrapolação da curva para os valores de operação do sistema de tubulações. É estimada uma vida remanescente de 75,3 meses na condição de operação a partir da data de remoção das amostras.

Figura 3.3 - Dados dos ensaios acelerados de fluência do material removido do coletor C-02 e valores extrapolados para temperatura de operação e projeto. Tensão de teste 75 MPa. (adaptado de VERGES, 2005).

Verges (2005) também apresentou uma primeira análise de tensões para o coletor de condensados, que pode ser observada na Figura 3.4. A análise foi realizada utilizando o software COSMOS, com modelo de elementos sólidos, objetivando-se avaliar se a geometria do coletor de condensado gerava uma concentração de tensões de natureza que pudesse reduzir a vida à fluência ou se então poderia existir algum outro fator que deveria ser considerado para a análise, como por exemplo, uma falha na fabricação.

A análise de tensões apresentou uma região de concentração de tensões que condizia com as falhas ocorridas até aquele momento, no entanto, as tensões apresentadas estavam demasiadamente elevadas, da ordem do limite de escoamento na temperatura de operação, o que mostrava uma necessidade de refinamento do modelo.

Figura 3.4 - Análise de tensões preliminar de um típico coletor de condensado (adaptato de VERGES, 2005).

Verges (2005) discutiu a influência das tensões secundárias levando em consideração os resultados dos ensaios acelerados de fluência e as trincas já encontradas nos pontos de concentração de tensões. Ele observou que em pontos onde poderia haver alguma outra tensão secundária decorrente de falha de suporte de mola ou carga adicional não prevista em projeto, a vida remanescente poderia ser reduzida consideravelmente. Suas principais recomendações foram para a substituição de todos os outros coletores de condensado e operação do sistema de tubulações com pressão e temperatura máxima de 9,8 MPa e 510°C, respectivamente, até que essa substituição ocorresse.

Em 2006, a refinaria encomendou uma análise de tensões do sistema de tubulações de vapor de alta pressão interno à Unidade de Craqueamento Catalítico. Foi realizada então uma análise de tensões linear elástica pela CEMEF ENGENHARIA (2006), utilizando elementos de geometria linear, no software COSMOS.

Nessa análise se pretendia avaliar quais componentes estavam sob ação de maiores tensões, para que se pudessem direcionar as inspeções a serem realizadas na parada programada de manutenção.

Foram realizados dois tipos de carregamentos, um considerando ação da pressão interna e do peso próprio e outra considerando as tensões térmicas e o peso próprio da tubulação. Nestes casos, foram utilizados os valores de projeto para a pressão interna (110 kgf/cm² ou 10,78 MPa) e de temperatura (530°C), o que é a condição mais severa prevista em projeto.

Na análise de tensões do sistema de tubulações com carregamento composto pelo peso próprio dos componentes e pela pressão interna, a tensão máxima encontrada foi de 69 MPa na curva 75, trecho compreendido entre os coletores de condensado C-16 e C-17, como mostra a Figura 3.5.

Figura 3.5 - Trecho entre os coletores 16 e 17, com tensão máxima de 69 MPa na curva 75. Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + pressão interna

(adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).

Para a análise de tensões do sistema de tubulações com carregamento composto pelo peso próprio dos componentes e pela temperatura, a tensão máxima encontrada foi de 178 MPa na curva 80, próxima ao coletor de condensados C-17 como mostra a Figura 3.6. Nesse trecho também notamos tensões próximas de 140 MPa nas curvas 78 e 79.

Os outros trechos apresentaram tensões consideravelmente menores, como exemplificado na Figura 3.7, na qual as tensões máximas são próximas de 120 MPa.

Figura 3.6 - Trecho entre os coletores 16 e 17, com tensão máxima de 178 MPa.

Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + temperatura

(adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).

Figura 3.7 - Trecho entre os coletores 09 e 10, com tensão máxima próxima de 120 MPa.

Tensão: Von Mises; Carregamento: peso próprio + temperatura

(adaptado de CEMEF ENGENHARIA, 2006).

Na Parada Programada ocorrida entre setembro e novembro de 2006 foram executados diversos trabalhos no sistema de tubulações de vapor de alta pressão internos a Unidade de Craqueamento como apresentados por Yaedu e Costa (2006). Esses trabalhos consistiram principalmente na substituição de todos os coletores de condensado ainda não substituídos até aquele momento e serviços de inspeção. Destacam-se dessa inspeção, e do relatório, os ensaios de ultra-som realizados em diversas curvas apresentando trincas de fabricação e também as réplicas metalográficas que foram posteriormente condensadas no Estudo Específico 054/2006 (VERGES; COSTA, 2006). À associação das trincas ao processo de fabricação, só pôde ser feita através da remoção da curva 08 e dos ensaios realizados. Esse fato possibilitou na época, definir pela não substituição das outras curvas do sistema.

Nas Figuras 3.8 a 3.14 são apresentadas as réplicas metalográficas dos tubos próximos aos coletores de condensado C-01, C-04, C-07, C-08, C-09, C-11 e C-13. As réplicas foram realizadas na região próxima ao chanfro preparado para soldagem dos novos coletores, onde também foi realizada medição de dureza através de durômetro portátil.

Réplica do tubo leste, pelo lado externo,
ampliado 200X

Réplica do tubo oeste, pelo lado externo,
ampliado 400X

Réplica do tubo oeste, pelo lado
interno, ampliado 200X

Figura 3.8 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-01(VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.9 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-04 (VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.10 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-07 (VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.11 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-08 (VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.12 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-09 (VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.13 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-11(VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.14 - Réplicas metalográficas do tubo próximo ao coletor C-13(VERGES; COSTA, 2006).

Verges e Costa (2006) classificam as microestruturas encontradas quanto ao grau de esferoidização de acordo com o critério desenvolvido por Toft e Marsden (1961). Os resultados são apresentados na TABELA 3.1 juntamente com as medidas de dureza realizadas no campo. O critério de classificação de evolução microestrutural desenvolvido por Toft e Marsden (1961) é apresentado na Figura 2.18 e Tabela 2.4.

Tabela 3.1 - Resultados dos ensaios de dureza realizados no material no campo (VERGES; COSTA, 2006).

Componente	Local	Superfície	Grau de Esferoidização	Dureza (HB)
Tubos do C-01	oeste	externa	D	134
	leste	externa	D	136
Tubos do C-04	oeste	externa	D	130
Tubos do C-07	norte	interna	-	115
	norte	externa	E	117
Tubos do C-08	sul	externa	-	111
	norte	externa	D	125
Tubos do C-09	sul	externa	D	132
Tubos do C-11	sul	externa	C/D	124
	sul	interna	-	134
Tubos do C-13	oeste	externa	C/D	132
	oeste	interna	-	143
Tubos do C-15	oeste	externa	D	129
	oeste	externa	C/D	129
Tubos do C-17	oeste	externa	C	-
	leste	externa	B/C	124
T-02	sul	externa	E	121
	norte	externa	E	124
	leste	externa	E	120
Média				127
Desvio padrão				8,1

Na mesma oportunidade em 2006, Verges e Costa (2006), analisaram pequenas amostras removidas de pontos específicos para realização de metalografia ótica em laboratório.

Na curva 65, onde foram encontradas indicações de trincas na superfície externa através do ensaio de partículas magnéticas (YAEDU; COSTA, 2006), foi removida uma amostra de material tipo “barca” para análise metalográfica em laboratório. As metalografias da curva 65 estão apresentadas nas Figuras 3.15 e 3.16.

Do material do T-03 substituído, foram identificadas trincas internas e externas, e vazios de fluência como mostram a Figura 3.17.

Figura 3.15 - Metalografias realizadas numa amostra removida da superfície externa da curva 65. Ataque nital 2% (VERGES; COSTA, 2006).

Ampliação original 100X

Ampliação original 400X

Ampliação original 800X

Figura 3.16 - Metalografias realizadas numa amostra removida da superfície externa da curva 65. Ataque nital 2% (VERGES; COSTA, 2006).

Figura 3.17 - Análise das trincas encontradas no T-03 (VERGES; COSTA, 2006).

Recentemente BARBOSA (2010) trabalhando com modelagem por elementos finitos refinou a análise de tensões aplicada ao coletor de condensado. Foi utilizado o software COSMOS com modelo de elemento sólido, carregamento estático e análise de tensões linear.

BARBOSA (2010) observou que as condições de contorno impostas influenciam em menos de 1% na estimativa das tensões na região de interesse, sendo assim praticamente desprezíveis. Foi observado também que o modelo realizado em corte cria um efeito de borda que superestima as tensões, logo foi criado um modelo completo, como apresentado na Figura 3.18.

Para a condição de projeto, temperatura de 530°C e pressão de 10,8 MPa (110 Kgf/cm²), o autor estimou tensões concentradas de 148 MPa e tensões médias no trecho reto do tubo de 55 MPa.

Para as condições de operação limitada, pressão de 9,8 MPa e temperatura de 510°C, BARBOSA (2010) estimou tensões concentradas de 134 MPa e tensões médias no trecho reto do tubo de 50 MPa.

Figura 3.18 - Tensões de Von Mises (MPa) para o modelo completo, nas condições de projeto (BARBOSA, 2010).

Os estudos realizados até o momento mostraram que ocorreu degradação do material e que as falhas nos componentes tipo “T” estão relacionadas a regiões de concentração de tensões.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material estudado

Foram objetos de estudo deste trabalho, um trecho reto de tubulação, uma curva e dois trechos de coletores de condensado, ambos de 1,25%Cr-0,5%Mo, na condição usada, com aproximadamente 25 anos de uso a 510°C e numa pressão interna do vapor de 10 MPa (102 kgf/cm²). Todas as peças foram removidas na Parada de Manutenção de 2006 (YAEDU; COSTA, 2006).

O trecho de tubulação com diâmetro de 14" e espessura de 30mm, é do tipo sem costura, ou seja, sem solda longitudinal, fabricado pelo processo de laminação contínua, ou processo Mannesmann. O trecho foi removido próximo ao coletor de condensado C-16, como apresentado na Figura 1.2. As amostras do tubo podem ser vistas na Figura 4.1.

Figura 4.1 - Amostras do tubo.

A curva identificada como n° 08, Figura 1.3, possui diâmetro de 14" e espessura no raio externo de 25mm, foi fabricada pelo processo de forjamento, tal como os coletores de condensado. A parte avaliada nesse estudo corresponde ao raio externo da mesma conforme mostra a Figura 4.2.

Figura 4.2 - Foto do raio externo da curva 08.

Dos diversos coletores de condensado substituídos em 2006 (YAEDU; COSTA, 2006), algumas partes foram estocadas para estudo. Desse estoque, foram escolhidas partes de dois coletores, C-09 e C-16, também de 14", com espessura variando de 30 a 40mm, que tinham melhor aspecto visual, e tamanhos suficientes para os ensaios. Estas amostras, como mostra a Figura 4.3, correspondem à região de concentração de tensões. Esse tipo de componente de tubulação, na forma de T, é fabricado por forjamento a quente.

Figura 4.3 - Trechos dos coletores C-09 e C-16 utilizados nos ensaios.

Foi utilizada também uma amostra do coletor C-03, removido em julho de 2003 por Verges e Venâncio (2003), que contém parte da trinca passante, como mostra a Figura 4.4. Pelo fato desse coletor ter falhado em operação, essa amostra pode ser considerada uma referência em termos de degradação do material deste tipo de componente.

Figura 4.4 - Amostra do coletor C-03 contendo parte da trinca passante.

As condições dos componentes ensaiados e os ensaios correspondentes realizados são apresentados na Tabela 4.1. Os valores entre parênteses correspondem à quantidade de corpos-de-prova utilizados nos ensaios mecânicos, ou no caso da composição química, a quantidade de análises realizadas.

Tabela 4.1 - Componentes da tubulação, condições ensaiadas e ensaios realizados.

Componente	Condição / Ensaios		
	Usado	Revenido	Normalizado e revenido
C-03 Região de trinca passante	Microscopia - ótica - eletrônica		
C-09 Região de concentração de tensões, com ausência de trincas	Análise química (2x) Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (3x) - a 510°C (3x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia	Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia	Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia
C-16 Região de concentração de tensões, com ausência de trincas	Análise química (2x) Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (3x) - a 510°C (3x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia		
Tubo Trecho próximo ao coletor de condensado C-16	Análise química (2x) Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (2x) - a 510°C (2x) Dureza (10X) Impacto charpy (10x) Fractografia	Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia	Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia
Curva Raio externo da curva 08, com ausência de trincas	Análise química (2x) Microscopia - ótica - eletrônica Ensaio de tração - ambiente (3x) - a 510°C (3x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia	Microscopia - ótica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia	Microscopia - ótica Ensaio de tração - ambiente (1x) - a 510°C (1x) Dureza (10X) Impacto charpy (3x) Fractografia

4.2 Análise composicional

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica em dois espectrômetros diferentes: na própria refinaria REVAP e no laboratório da Proaqt, que presta serviço para a Petrobras através de um contrato indireto com a Araújo Engenharia.

As duas análises se complementam, pois o espectrômetro da REVAP não possui as curvas de calibração para fósforo e enxofre, enquanto o da Proaqt não possui as curvas para outros elementos residuais.

4.3 Tratamento térmico

Uma amostra do tubo, da curva 08 e do coletor C-09 foram submetidos a tratamentos térmicos de revenido, e de normalização seguido de revenido, para se avaliar as mudanças nas propriedades mecânicas associadas às mudanças metalográficas.

Os tratamentos térmicos foram realizados na refinaria num forno elétrico com controlador analógico.

O tratamento térmico de revenido foi realizado a 725°C por 1 hora, com resfriamento realizado ao ar colocando-se a amostra sobre um tijolo refratário numa bancada.

A normalização foi realizada a 930°C por 1 hora, também com resfriamento ao ar sobre tijolo refratário em bancada, seguindo com o revenimento nas mesmas condições anteriores.

As temperaturas utilizadas foram embasadas no trabalho de Varin e Haftek (1984), no qual os autores avaliaram através de MET, após tratamento térmico, a mudança de forma dos carbonetos de um aço 1,25Cr-0,5Mo envelhecido em operação.

4.4 Caracterização microestrutural

Foi realizada microscopia ótica e eletrônica nos materiais em estudo, tal como análise de fratura em alguns corpos-de-prova dos ensaios Charpy, através de observação com microscópio eletrônico de varredura (MEV). As amostras para Microscopia ótica e eletrônica foram obtidas através do corte da seção dos corpos de prova dos ensaios charpy, de tal forma que se pudesse observar também a superfície de fratura, como mostra o esquema de remoção na Figura 4.5 e a foto de uma amostra já embutida na Figura 4.6.

Figura 4.5 - Esquema da remoção da amostra para metalografia.

Figura 4.6 - Detalhe das regiões de entalhe e de fratura na amostra para metalografia.

4.4.1 Microscopia ótica

Para preparação metalográfica, as amostras foram lixadas e polidas numa politriz rotativa Struers, de propriedade da Inspeção de Equipamentos da REVAP, na qual se permite o controle da rotação. O lixamento foi realizado em três etapas: primeiro com uma lixa Struers MD-Piano 120, depois a 90° numa lixa Struers MD-Allegro com adição de pasta de diamante de 9 μm e em seguida numa lixa Struers MD-Mol com adição de pasta de diamante de 3 μm . O polimento também executado nessa politriz, utilizou feltro com pasta de diamante de 3 e 1 μm , nessa ordem. Após o polimento foi realizado ataque químico com nital 2% por cerca de 10 segundos.

4.4.2 Microscopia eletrônica

As amostras preparadas para Microscopia ótica foram utilizadas também para avaliação em microscópio eletrônico de varredura (MEV), fazendo somente uma adição de um filete de grafita condutor para descarregar eletronicamente a amostra visto que a baquelite utilizada não era condutora.

Foi utilizado um MEV de bancada, de propriedade da Escola de Engenharia de Lorena - USP, da marca Hitachi, modelo TM 3000, somente com detector de elétrons retroespalhados acoplado. Foi utilizada uma tensão de aceleração do feixe de 15 kV.

4.5 Caracterização mecânica

Foram realizados ensaios de dureza, ensaio de impacto e ensaios de tração a temperatura ambiente e a temperatura de 510°C.

4.5.1 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi realizado nos próprios corpos-de-prova após o ensaio Charpy, aproveitando dessa forma a preparação de superfície dos mesmos.

Foi utilizada uma máquina de dureza Heckert, de propriedade da Inspeção de Equipamentos da REVAP, para realização dos ensaios.

Foi utilizado o procedimento específico da máquina para definição da melhor escala a se medir, que consiste em se realizar uma primeira medição na escala Rockwell A (HR_A), a depender dos resultados se define pela escala HR_B ou HR_C , no caso, a escala mais apropriada foi a HR_B .

Todas as medidas foram realizadas na escala HR_B , a qual consiste de um penetrador esférico de 1/16" com aplicação de carga de 100 kg, e em seguida convertidas para a escala Brinell (HB), fazendo uso da norma ASTM E140 (2007).

4.5.2 Ensaio de impacto

Os ensaios de impacto charpy foram realizados pela empresa Proaqt a temperatura ambiente (23°C) seguindo procedimento específico da norma ASTM A370 (2009), com

corpos de prova tamanho padrão conforme Figura 4.7. Foi utilizada a máquina de impacto WPM VEB MQI 001.

Figura 4.7 – Corpo-de-prova para ensaio de impacto charpy (viga simples)
(ASTM A370, 2009).

Os corpos-de-prova para o ensaio do tubo na condição como recebido (usado) foram removidos tanto no sentido longitudinal quanto no sentido transversal como mostra a Figura 4.8. Nas outras condições, após tratamentos térmicos, foram removidos CPs somente no sentido longitudinal.

Figura 4.8 - Sentido de remoção dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy.

Para a curva 08, os corpos-de-prova foram removidos no sentido longitudinal como mostra a Figura 4.9.

Na amostra dos coletores, tanto na condição como recebido do C-09 e C-16, quanto nas condições tratadas termicamente do C-09, os corpos foram removidos no sentido transversal ao da falha, tendo-se o cuidado de se desprezar a região com ocorrência dos defeitos, como mostra a Figura 4.9.

Figura 4.9 - Detalhe da remoção dos CPs para ensaio Charpy nos trechos do coletor C-09 e curva 08.

Na Figura 4.10 faz-se uma adaptação da Figura 1.6, para se mostrar melhor o local de remoção dos CPs para ensaios Charpy nos coletores.

Figura 4.10 - Adaptação da Figura 1.6 para se mostrar o local de remoção dos CPs para ensaio.

4.5.3 Ensaio de tração a temperatura ambiente

Foram realizados ensaios de tração na temperatura ambiente (23°C) nos mesmos sentidos do ensaio de impacto charpy para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Os ensaios foram realizados pela empresa Proact conforme procedimento específico baseado na norma ASTM A370 (2009) em máquinas de tração modelo universal.

Os corpos-de-prova foram usinados para se obter amostras que respeitassem a relação de comprimento útil por diâmetro inicial de 4:1. Na Figura 4.11 é representada a geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração, enquanto na Tabela 4.2 são apresentadas as dimensões adotadas.

Figura 4.11 - Geometria do corpo de prova para ensaio de tração (ASTM A370, 2009).

Tabela 4.2 - Dimensões do corpo-de-prova padrão para ensaio de tração (ASTM A370, 2009).

Símbolo	Dimensões	Valores (mm)
D	Diâmetro	$12,5 \pm 0,25$
G	Comprimento útil	$50 \pm 0,10$
R	Raio de curvatura, mínimo	10
A	Comprimento da seção reduzida	60

4.5.4 Ensaio de tração a quente

Os ensaios de tração a quente foram executados a 510°C, que é a temperatura de operação a qual os materiais dos coletores, tubo e curva estiveram submetidos por cerca de 25 anos.

Através desses ensaios será possível estimar as propriedades mecânicas dos componentes ainda não substituídos e que se encontram submetidos em operação a temperatura de 510°C e pressão de vapor de 10 MPa (102 kgf/cm²).

Os corpos para ensaio de tração a quente foram preparados tal como para tração a temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados em máquina universal de tração no Laboratório da Proaqt, seguindo procedimento específico baseado na norma ASTM A370 (2009).

4.6 Fractografia

A análise fractográfica das amostras submetidas ao ensaio charpy foi realizada para o coletor C-09 e para o tubo, nas condições do material usado, revenido e normalizado e revenido.

Foi utilizado o MEV, de propriedade da Escola de Engenharia de Lorena - USP, da marca LEO, aplicando uma tensão de aceleração do feixe de 20 kV. As imagens foram geradas através da leitura dos elétrons secundários, dando informação do relevo da superfície. Algumas imagens geradas com elétrons retroespalhados estão especificamente identificadas.

4.7 Análise de tensões

O código de projeto dessas tubulações, ASME B31.1a-2005 (2006), define conforme equação 4.1 a máxima tensão térmica admissível durante os ciclos de temperatura.

$$S_a = f \times (1,25 \times S_c + 0,25 \times S_h) \quad (4.1)$$

sendo:

S_a , a tensão admissível considerando-se efeitos térmicos;

S_c , a tensão admissível na mínima temperatura do ciclo;

S_h , a tensão admissível na máxima temperatura do ciclo e;

f , um fator de redução para cargas cíclicas, conforme Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Fator de redução da tensão para cargas cíclicas.

Número de ciclos térmicos completos, N	f
7 e menos	1,0
7 - 14	0,9
14 - 22	0,8
22 - 45	0,7
45 - 100	0,6
100 e mais	0,5

Essa tensão térmica máxima admissível (S_a) pode ser entendida como a tensão máxima na qual os componentes da tubulação podem ser submetidos durante os ciclos térmicos previstos para que ela atinja a vida projetada, ou seja, a tubulação deve ser projetada de tal forma que nenhuma tensão térmica seja maior que S_a , para que desse modo a vida de projeto seja atingida.

Foi calculada a tensão máxima na qual a tubulação poderia estar submetida através da equação 4.1, considerando que a mesma tenha sofrido 1 ciclo térmico por ano. Esse valor é uma estimativa razoável visto o histórico atual da unidade, que sofre raras paradas, mas também considerando que no início da operação os ciclos eram mais constantes devido a menor confiabilidade natural de um novo projeto. Foi adotado também como valor máximo de temperatura, o valor de projeto de 530°C.

Por outro lado, foi realizada uma análise levando em conta o tempo decorrido até a primeira falha do coletor C-03, relacionando essa falha puramente a ocorrência de trinca por fluência. Para tal, será utilizada a equação e valores do Parâmetro de Larson-Miller, para a média histórica de dados de tempo e tensão de ruptura por fluência, apresentados na Figura A.1 do anexo A. Nesse caso a temperatura utilizada para cálculo será de 510°C, que foi a temperatura na qual o coletor C-03 esteve submetido por 21 anos (183.960 horas).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise composicional

As Tabelas 5.1 e 5.2 apresentam as duas análises químicas efetuadas nas amostras do coletor C-09, coletor C-16, tubo e curva 08. A Tabela 5.1 apresenta a composição química medida no laboratório da Proaqt e a Tabela 5.2 apresenta a análise executada na REVAP.

Tabela 5.1 - Composição química dos materiais estudados medidos no espectrômetro da Proaqt (porcentagem em massa).

	Elemento	C-09	C-16	TUBO	CURVA 08
Requisitos de norma	C	0,20	0,19	0,17	0,08
	Mn	0,82	0,71	0,63	0,49
	P	0,016	0,018	0,006	0,012
	S	0,023	0,018	0,021	0,037
	Si	0,76	0,59	0,608	0,80
	Cr	1,525	1,378	1,194	1,308
	Mo	0,452	0,521	0,506	0,582
Outros	Ni	0,130	0,123	0,064	0,083
Balanço	Fe	96,1	96,5	96,8	96,6

Tabela 5.2 - Composição química dos materiais estudados medidos no espectrômetro da REVAP (porcentagem em massa).

	Elemento	C-09	C-16	TUBO	CURVA 08
Requisitos de norma	C	0,217	0,222	0,214	0,125
	Mn	0,817	0,851	0,537	0,476
	P	-	-	-	-
	S	-	-	-	-
	Si	0,831	0,813	0,717	0,862
	Cr	1,48	1,55	1,23	1,29
	Mo	0,467	0,478	0,469	0,573
Outros elementos	Ni	0,158	0,144	0,083	0,119
	Al	0,035	0,029	0,051	0,040
	Cu	0,068	0,070	0,062	0,124
	Ti	0,0029	0,0029	0,0025	0,0017
	V	0,0092	0,0130	0,0070	0,0070
	Nb	0,015	0,019	0,014	0,014
	Co	0,016	<0,0085	0,015	0,020
	W	<0,040	<0,040	<0,040	<0,040
	Pb	<0,0100	<0,0100	<0,0100	<0,0100
	Zr	<0,0030	0,0050	<0,0030	<0,0030
Balanço	Fe	95,9	95,8	96,6	96,3

Comparando-se os valores apresentados nas Tabelas 5.1 e 5.2, observa-se que as análises composicionais pouco se diferem entre si, a menos dos valores de Mn, Si e Cr do coletor C-16, o que sugere falta de homogeneidade composicional ou alguma falha na preparação superficial.

Observa-se um valor acima do permitido por norma no teor de carbono do tubo. Também para os dois coletores, o teor de carbono pela análise da Proaqt se encontra no limite determinado pela norma, e acima do permitido pela análise realizada na REVAP. O teor de manganês desses coletores também está acima do especificado, de tal forma que o material

dos mesmos não se enquadrariam nas classes 2 ou 3 da norma de fabricação (ASTM A234, 1997) no grau correspondente, WP11 (Tabela 2.1).

Fazendo uso dos valores da Tabela 5.1, pode-se calcular o fator J através da equação 2.1, o qual nos permite fazer uma previsão da susceptibilidade dos materiais em estudo apresentarem fragilização ao revenido após contínua operação em temperaturas elevadas.

Outro fator comumente utilizado para avaliar a necessidade de pré-aquecimento para soldagem, e que também é utilizado para avaliar a temperabilidade dos aços, é o carbono equivalente (CE). A temperabilidade de um aço está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga. A equação 5.1 apresenta a relação desenvolvida pelo IIW (International Institute of Welding), que é a mais amplamente utilizada (ASM ..., 1990).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (5.1)$$

A Tabela 5.3 apresenta os valores do fator J e do carbono equivalente (CE) para o material do coletor C-09, coletor C-16, tubo e curva 08.

Tabela 5.3 - Valores do fator J e CE para os materiais em estudo.

	Coletor C-09	Coletor C-16	Tubo	Curva 08
Fator J	253	234	75	155
CE	0,76	0,79	0,65	0,59

Para o aço 2,25Cr-1,0Mo, valores típicos do fator J abaixo de 100 minimizam a fragilização ao revenido (API RP 571, 2003). Apesar das análises químicas não contemplarem o elemento químico estanho, os valores do fator J calculados indicam que os materiais dos coletores C-09 e C-16 têm maior possibilidade de sofrer fragilização ao revenido do que o material da curva 08. Contudo o material do tubo não apresentaria esse tipo de fragilização.

Portanto, após 25 anos de operação, pode-se esperar baixa tenacidade do material dos coletores, valores intermediários de tenacidade para o material da curva e pequena perda dessa propriedade para o material do tubo.

5.2 Caracterização microestrutural

5.2.1 Microscopia ótica

Neste tópico serão apresentadas as imagens geradas por microscopia ótica das amostras do coletor C-03, adjacente a trinca principal; do coletor C-09, na condição usado e tratado termicamente; do coletor C-16 usado; do tubo usado e tratado termicamente; e do material da curva usado e tratado termicamente.

Na Figura 5.1 são apresentadas as micrografias do coletor C-03. A Figura 5.1a está na margem da trinca principal, na qual houve o vazamento de vapor. A seta de número 1 aponta a camada de óxido superficial formado internamente ao coletor, ou seja, formado na presença de vapor. A seta 2 aponta a mesma camada de óxido formada no interior da trinca, mostrando que a mesma esteve aberta tempo suficiente para sua formação. Isso demonstra a baixa velocidade de propagação da trinca. As setas de número 3 indicam outras trincas superficiais secundárias que não se desenvolveram. Já as setas 4 apontam vazios de fluência coalescidos com tamanho superior a 0,2 mm.

Na Figura 5.1b é mostrada a microestrutura do material, onde não se pode distinguir bem a estrutura original. São observadas diversas inclusões e finos precipitados de carbonetos por todo material.

Figura 5.1 - Coletor C-03. (a) na borda da trinca principal, ampliação original 50x. (b) no interior do material, ampliação original 500x.

Na Figura 5.2a são apresentadas as micrografias do coletor C-09 na condição usada, nas quais são indicadas pelas setas diversas inclusões alongadas com razão de aspecto de 10:1. Observa-se também nas Figuras 5.2b e 5.2c que os carbonetos estão finamente distribuídos por todo o material, resultado da exposição a alta temperatura por longo período. A orientação dos carbonetos no interior dos grãos como mostrado na Figura 5.2c, no entanto se apresenta na forma acicular conforme mostra a seta, indicando uma estrutura original de bainita e ferrita.

Figura 5.2 - Coletor C-09 usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

Na Figura 5.3a, na qual são apresentadas as micrografias do coletor C-09 revenido a 725°C por uma hora, observa-se melhor os contornos de grão quando comparado com a Figura 5.2a. Verifica-se nas Figuras 5.3b e 5.3c o coalescimento e esferoidização dos carbonetos, como indicado pelas setas.

Figura 5.3 - Coletor C-09 revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

As Figuras 5.4a, 5.4b e 5.4c apresentam as imagens de micrografia do coletor C-09 após normalização e revenimento. Apesar de não se observar na Figura 5.4c a formação de perlita após o tratamento, tal como relatado por Varin e Haftek (1984), nota-se na Figura 5.4a a redução significativa do tamanho de grão. Observa-se também nas Figuras 5.4b e 5.4c a ausência quase completa de carbonetos no interior de alguns grãos, como indicado pelas setas, sugerindo a redissolução desses carbonetos e conseqüente enriquecimento da matriz com os elementos de liga.

Figura 5.4 - Coletor C-09 normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

A Figura 5.5a apresenta a microestrutura geral do coletor C-16 na condição usado. Da mesma forma que para o coletor C-09 (Figura 5.2a), a micrografia apresentada na Figura 5.5b correspondente ao coletor C-16 na condição usado, revela diversas inclusões alongadas, indicadas pelas setas. Observa-se na Figura 5.5c regiões com carbonetos alinhados de forma acicular, conforme indicado pelas setas, que nos remetem, novamente, a uma possível estrutura original bainítica.

Figura 5.5 - Coletor C-16 usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

As Figuras 5.6a, 5.6b e 5.6c contém imagens obtidas por microscopia ótica do material do tubo na condição usado. São observadas raras inclusões, indicada pela seta na Figura 5.6a, com tamanho relativamente inferior às encontradas nos coletores C-09 e C-16, nas Figuras 5.2a e 5.3b, respectivamente.

É possível observar também que existem grãos com maior quantidade de carbonetos, indicando assim o local originalmente ocupado pela perlita, conforme indicado pelas setas de número 1 nas Figuras 5.6b e 5.6c. Da mesma forma que o relatado por Varin e Raftek (1984), a ferrita contém carbonetos precipitados em seu interior, indicados pela seta 2 na Figura 5.6c.

Figura 5.6 - Tubo na condição usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

Nas Figuras 5.7a, 5.7b e 5.7c são apresentadas as micrografias obtidas do material do tubo após tratamento térmico de revenimento. Na Figura 5.7c, nota-se a dissolução dos carbonetos presentes na ferrita quando comparada à mesma presente no tubo sem tratamento (Figura 5.6c), da mesma forma observa-se o coalescimento dos carbonetos da perlita conforme indicado pela seta na Figura 5.7c.

Figura 5.7 - Tubo revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

A Figura 5.8a apresenta a microestrutura geral do tubo normalizado e revenido. As Figuras 5.8b e 5.8c dão detalhes dessa microestrutura. Após esse tratamento térmico, observa-se na Figura 5.8c que a quase totalidade dos carbonetos presentes na ferrita deixou de existir (seta 1). Da mesma forma, ocorre também uma evolução dos carbonetos da perlita, já partindo para a forma lamelar original, conforme seta indicativa número 2 na Figura 5.8c.

A redissolução dos carbonetos da ferrita contribui para o aumento dos elementos de liga, cromo e molibdênio, na matriz, o que deve colaborar no aumento da resistência a fluência (ABE; KERN; VISWANATHAN, 2008) e na redução do fenômeno da fragilização ao revenido (YU, 1989).

Figura 5.8 - Tubo normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

As Figuras 5.9a, 5.9b e 5.9c apresentam a microestrutura do material da curva 08 na condição usada. Podem ser observadas diversas inclusões, conforme indicado pelas setas na Figura 5.9a. Na Figura 5.9c, os carbonetos são indicados por setas. Comparando-se a microestrutura apresentada na Figura 5.9c desse material às microestruturas dos outros materiais na mesma condição (Figura 5.2c do coletor C-09, Figura 5.5c do coletor C-16 e Figura 5.6c do tubo) nota-se menor quantidade de carbonetos, resultante do menor teor de carbono (Tabelas 5.1 e 5.2) encontrado no material da curva 08.

Figura 5.9 - Material da curva 08 na condição usado. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

A Figura 5.10a apresenta a microestrutura característica do material revenido da curva 08. A microestrutura resultante do térmico de revenimento, aplicado ao material da curva 08, revela carbonetos finamente dispersos por toda matriz como pode ser observado na Figura 5.10b e 5.10c (indicado pelas setas). De certa forma, ocorre também uma melhor definição dos contornos de grão como apresentado na Figura 5.10a, quando comparado à condição usada (Figura 5.9c).

Figura 5.10 - Material da curva 08 após revenimento. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

Nas Figuras 5.11a, 5.11b e 5.11c, na qual são apresentadas as micrografias do material normalizado e revenido da curva 08, nota-se claramente a ausência de carbonetos no interior do grão ferrítico (seta 1, Figura 5.11c), enquanto nas áreas escuras da Figura 5.11c não se pode definir se os carbonetos estão na forma de precipitados ou de finas lamelas (seta 2). As setas de número 3 na Figura 5.11b e 5.11c, também indicam a presença de inclusões.

Figura 5.11 - Material da curva 08 normalizado e revenido. (a) ampliação original 100x; (b) ampliação original 500x; e (c) ampliação original 1000x.

5.2.2 Microscopia eletrônica

Neste item serão apresentadas imagens de metalografia eletrônica de varredura, do material dos coletores C-03, C-09 e C-16, tubo e curva 08, obtidas pela detecção de elétrons retroespalhados. As análises foram realizadas nas mesmas amostras da metalografia ótica, ou seja, com polimento e ataque por nital 2%.

As imagens selecionadas para apresentação nesse item acrescentam informações relevantes à análise da microestrutura previamente observada nas metalografias óticas.

As Figuras 5.12a e 5.12b apresentam as imagens geradas por elétrons retroespalhados para a amostra do coletor C-03 usado. Como indicado pelas setas na Figura 5.12a, observam-se vazios provenientes do processo de fluência alinhados nos contornos de grão. Na Figura 5.12b observam-se carbonetos na forma de bastonetes conforme indicação das setas.

O coletor C-03 apresentou uma trinca passante por sua espessura, após 21 anos de uso submetido a temperatura de 510°C e pressão interna de 10MPa, causando vazamento de vapor.

As imagens das Figuras 5.12a e 5.12b confirmam o processo de degradação sofrido pelo material que resultou em sua falha.

Figura 5.12 - Coletor C-03 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.

Nas Figuras 5.13a e 5.13b, do coletor C-09 usado, é possível observar diversos vazios provenientes do processo de fluência localizados na região de contorno de grão (seta 1). Na Figura 5.13b nota-se também a presença de uma rede contínua de carbonetos (seta 2).

Na Figura 5.13a observa-se a presença de carbonetos na forma de bastonetes conforme indicado pela seta de número 3, tal como previamente verificado na metalografia ótica da Figura 5.2c .

Figura 5.13 - Coletor C-09 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.

Ainda para o coletor C-09 usado, com o objetivo de demonstrar o efeito da fragilização induzida pelos carbonetos observados, verificam-se nas Figuras 5.14a e 5.14b trincas próximas à região de fratura das amostras submetidas ao ensaio de impacto charpy.

Na Figura 5.14a observa-se uma trinca de característica transgranular, indicada pela seta. Na Figura 5.14b a seta 1 indica a região facetada da trinca e a seta 2 indica uma trinca secundária no contorno de grão ao longo de um carboneto. Essas trincas são resultantes do próprio ensaio, cujos resultados serão avaliados no item 5.3.2.

Figura 5.14 - Coletor C-09 usado. Imagens eletrônicas geradas próximas à fratura do corpo de prova do ensaio charpy: (a) ampliação original 4000x; e (b) ampliação original 6000x.

Nas imagens do material do coletor C-09 revenido, apresentadas nas Figuras 5.15a e 5.15b não se pode notar alteração na forma, quantidade ou distribuição dos carbonetos quando comparados aos observados no material usado (Figura 5.13a e 5.13b). No entanto nessa amostra é encontrada menor quantidade de vazios provenientes do fenômeno de fluência que no material usado. Não se pode afirmar que houve coalescimento dos vazios ou se a amostra foi removida numa região com menor densidade desses defeitos.

A Figura 5.15b resolve melhor a forma dos carbonetos previamente observados na metalografia ótica (Figura 5.3c). A seta indica carbonetos na forma de bastonetes.

Figura 5.15 - Coletor C-09 revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.

Nas Figuras 5.16a e 5.16b são apresentadas as imagens de metalografia eletrônica do material normalizado e revenido do coletor C-09. Aparentemente são observados grãos com menor quantidade de carbonetos em seu interior (seta de número 1), o que confirma as observações da metalografia ótica (Figura 5.4b e 5.4c).

Por outro lado, se evidência o aumento dos carbonetos nos contornos de grão, conforme indicado pelas setas de número 2 na Figura 5.16b, quando comparado ao material usado e ao material revenido (Figuras 5.13b e 5.15b, respectivamente).

Figura 5.16 - Coletor C-09 normalizado e revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.

Na Figura 5.17a pode-se observar a presença de vazios de fluência na borda de inclusões no material do coletor C-16. A Figura 5.17b destaca a falta de coesão entre a matriz e uma inclusão.

Figura 5.17 - Coletor C-16 usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 500x; e (b) ampliação original 1000x.

A seguir serão apresentadas as metalografias eletrônicas do material do tubo nas condições usada, revenida, e normalizada e revenida.

No material do tubo na condição usado, Figuras 5.18a e 5.18b, são indicados pelas setas, grãos com predominância de carbonetos alongados fazendo menção a perlita que se degradou com a exposição à temperatura elevada por longo período de uso.

Entretanto, com o tratamento térmico de revenimento, não se observa carbonetos alongados nas regiões de perlita remanescente, conforme seta de número 1 nas Figura 5.19a e 5.19b.

As Figuras 5.20a e 5.20b, do material do tubo normalizado e revenido, confirmam o observado na metalografia ótica (Figura 5.8c) do mesmo material, de que há ausência de carbonetos no interior dos grãos ferríticos (seta 1), sugerindo redissolução dos elementos de liga na matriz. As Figuras 5.20a e 5.20b também resolvem melhor os carbonetos na extinta perlita, já observados na metalografia ótica, mostrando que os mesmos não se encontram na forma de lamelas (seta 2).

Figura 5.18 - Tubo usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 8000x.

Figura 5.19 - Tubo revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 3000x; e (b) ampliação original 8000x.

Figura 5.20 - Tubo normalizado e revenido. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 8000x.

Com o intuito de destacar o efeito da fragilização dos grãos, pode-se observar na Figura 5.21a uma trinca secundária, resultante do ensaio de impacto charpy em uma amostra da curva 08 na condição usada, cujos resultados serão avaliados no item 5.3.2. A trinca observada rompe o interior do grão (seta 1) e em certo ponto caminha junto a um carboneto no contorno de grão (seta 2). Nessa figura também são indicados pelas setas de número 3, os diversos vazios oriundos do fenômeno de fluência, que podem ser melhor visualizados na Figura 5.21b (seta 3). Os vazios nos contornos de grão têm um tamanho próximo a $0,5\mu\text{m}$. Nota-se também vazios na borda de uma inclusão indicados pela seta de número 4.

Figura 5.21 - Curva 08 na condição usado. Imagens eletrônicas: (a) ampliação original 2000x; e (b) ampliação original 5000x.

Através da análise das imagens de metalografia ótica e metalografia eletrônica dos materiais na condição usada dos coletores, tubo e curva, pode-se classificar os referidos materiais quanto ao nível de esferoidização segundo TOFT e MARDSEN (1963) e quanto a presença de vazios de fluência segundo NEUBAUER e WEDEL (1983). A análise é apresentada na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 - Classificação do material dos coletores C-03, C-09 e C-16, tubo e curva 08, na condição usado após cerca de 25 anos submetidos a temperatura de 510°C e pressão interna de 10 MPa, quanto ao grau de esferoidização e presença de vazios de fluência.

	C-03	C-09	C-16	Tubo	Curva 08
Grau de esferoidização	E	D	D	C	D
Classificação das cavidades	> D	B	B	< A	A

É importante observar que as amostras dos coletores C-09, C-16 e da curva 08, foram removidas de regiões com ausência de defeitos macroscópicos, e que nos coletores C-09 e C-16 foram identificadas trincas através de ensaio de ultrassom três anos antes de sua remoção (VERGES; KAWASAKI, 2003a). Vale lembrar também que as trincas identificadas na curva 08 (YAEDU; COSTA, 2006) foram associadas ao processo de fabricação e as mesmas eram superficiais.

Comparando-se a microestrutura observada na metalografia ótica da curva 08 (Figura 5.9c) à microestrutura da curva 65 apresentada na Figura 3.16 (VERGES; COSTA, 2006) é possível verificar que a curva 08 possui menor quantidade de carbonetos. Ressalta-se o apresentado nas Tabelas 5.1 e 5.2 quanto ao baixo teor de carbono da curva 08.

5.3 Caracterização mecânica

5.3.1 Ensaio de dureza

Neste item serão apresentadas as medições de dureza realizadas no material do coletor C-16 usado e nos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08. As Tabelas 5.5 a 5.8 apresentam além dos resultados das medições, os valores de média e desvio padrão para cada condição.

A Tabela 5.5 apresenta os resultados dos ensaios de dureza realizados no material do coletor C-09 nas condições usado, revenido, e normalizado e revenido.

Tabela 5.5 - Resultados de dureza Brinell (HB) do coletor C-09 nas condições usado, revenido, e normalizado e revenido.

Medidas	Usado	Revenido	Normalizado e revenido
1	169	156	205
2	150	156	200
3	153	156	205
4	153	153	210
5	153	156	205
6	159	156	195
7	153	150	205
8	165	156	200
9	153	153	210
10	156	153	216
Média	156	155	205
Desvio padrão	6,1	2,1	6,0

A Tabela 5.6 apresenta os resultados dos ensaios de dureza realizados no material do coletor C-09 na condição usado.

Tabela 5.6 - Resultados de dureza Brinell (HB) do coletor C-16 na condição usado.

Medida	Dureza
1	147
2	150
3	153
4	144
5	147
6	147
7	147
8	150
9	147
10	150
Média	148
Desvio padrão	2,5

A Tabela 5.7 apresenta os resultados dos ensaios de dureza realizados no material do tubo nas condições usado, revenido, e normalizado e revenido.

Tabela 5.7 - Resultados de dureza Brinell (HB) do tubo nas condições usado, revenido e normalizado e revenido.

Medida	Usado	Revenido	Normalizado e revenido
1	165	169	153
2	165	162	159
3	169	156	165
4	169	156	162
5	150	153	169
6	169	165	165
7	169	162	169
8	169	169	169
9	165	162	169
10	165	159	159
Média	166	161	164
Desvio padrão	5,8	5,4	5,5

A Tabela 5.8 apresenta os resultados dos ensaios de dureza realizados no material da curva 08 nas condições usado, revenido, e normalizado e revenido.

Tabela 5.8 - Resultados de dureza em Brinell (HB) da curva 08 nas condições usado, revenido e normalizado e revenido.

Medida	Usado	Revenido	Normalizado e revenido
1	127	137	137
2	130	139	135
3	130	137	137
4	135	130	139
5	132	137	135
6	130	139	139
7	130	137	137
8	132	135	139
9	132	135	141
10	132	139	137
Média	131	137	138
Desvio padrão	2,1	2,7	1,9

A Figura 5.22 apresenta um comparativo entre os resultados do ensaio de dureza realizados no material do coletor C-16 usado e nos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Figura 5.22 - Média e desvio padrão dos resultados do ensaio de dureza realizados no material do coletor C-16 usado e nos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Com base no diagrama da Figura 5.22, os valores de dureza do material dos coletores C-09 e C-16 usados, não é possível evidenciar qualquer diferença entre eles. Da mesma, não é verificada qualquer alteração de dureza do material do tubo após os tratamentos térmicos realizados.

Ainda na Figura 5.22, nota-se aumento pouco significativo na dureza do material da curva 08 após tratamento térmico, não havendo diferença, entretanto entre os tratamentos entre si.

Verifica-se uma considerável elevação de dureza (205 HB) do material do coletor C-09 após tratamento térmico de normalização e revenimento (Figura 5.22). Acredita-se que esse aumento esteja principalmente relacionado à redução do tamanho de grão observado na Figura 5.4a do material normalizado e revenido, em comparação com as Figuras 5.2a do material usado e Figura 5.3a do material revenido.

Os valores de dureza resultantes das medições realizadas em campo nos tubos e “T” por Verges e Costa (2006), apresentados na Tabela 3.1, são inferiores aos medidos para o tubo (Tabela 5.7) e para os coletores C-09 (Tabela 5.5) e C-16 (Tabela 5.6).

Medidas recentes de dureza foram realizadas numa tubulação equivalente na REVAP com menos de um ano de operação apresentando valores entre 117 e 148HB no tubo, e entre 109 e 117HB na curva (ARAÚJO ENGENHARIA, 2011).

Entretanto, durante as obras de modernização da REVAP, para qualificação de procedimento de soldagem de um reparo de solda em uma tubulação semelhante foi encontrando valor médio de dureza de 135HB no metal base novo (LABMETAL, 2011).

Os valores de dureza encontrados para o material do tubo usado e para o material da curva 08 usada estão acima dos recentemente observados, respectivamente, em tubos e curvas de aços 1,25Cr-0,5Mo novos (ARAÚJO ENGENHARIA, 2011; LABMETAL, 2011).

Um valor típico esperado para o aço 1,25Cr-0,5Mo na condição recozida é de 156 HB (ASM ..., 1990), sendo portanto, maior que os valores medidos para o coletor C-09 revenido, C-16 usado e para todas as condições da curva 08.

5.3.2 Ensaio de impacto

As Tabelas 5.9 a 5.12 apresentam, respectivamente, os resultados dos ensaios de impacto charpy realizados a temperatura ambiente para amostras do coletor C-09, coletor C-16, tubo e curva 08.

O material do tubo usado foi ensaiado nas direções longitudinal e transversal, como não foi observada diferença significativa neste caso, para as condições tratada termicamente os ensaios foram realizados somente na direção longitudinal (Tabela 5.11). As amostras dos coletores C-09 e C-16, e curva 08, foram removidas conforme descrito nas Figuras 4.9 e 4.10.

Tabela 5.9 - Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do coletor C-09 na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).

Corpo-de-prova	Como recebido (usado)	Revenido	Normalizado e revenido
1	13	20	38
2	14	12	50
3	12	18	37
Média	13	17	42
Desvio Padrão	1	4	7

Tabela 5.10 - Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do coletor C-16 na condição usado (valores de energia absorvida em joules, J).

Corpo-de-prova	Como recebido (usado)
1	6
2	7
3	5
Média	6
Desvio Padrão	1

Tabela 5.11 - Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material do tubo na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).

Corpo-de-prova	Como recebido (usado)		Revenido	Normalizado e revenido
	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Longitudinal
1	57	62	75	114
2	67	67	101	116
3	71	47	86	150
4	58	47		
5	56	61		
Média	62	57	87	127
Desvio Padrão	7	9	13	20

Tabela 5.12 - Resultado dos ensaios de impacto charpy a temperatura ambiente para o material da curva 08 na condição usado e tratados termicamente (valores de energia absorvida em joules, J).

Corpo-de-prova	Como recebido (usado)	Revenido	Normalizado e revenido
1	39	115	108
2	52	126	119
3	44	120	142
Média	45	120	123
Desvio Padrão	7	6	17

A Figura 5.23 apresenta um comparativo entre os resultados de energia absorvida no ensaio de impacto charpy obtidos a temperatura ambiente para material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08. São comparados também os valores medidos para o tubo usado nas direções longitudinal e transversal, não apresentando diferença entre si.

Figura 5.23 - Resumo dos resultados do ensaio de impacto charpy a temperatura ambiente. Média e desvio padrão para cada material e condição.

Esse ensaio geralmente apresenta desvios consideráveis entre suas medições, isso é devido à sensibilidade causada pelo raio de curvatura do fundo do entalhe. A menos da curva 08 normalizada e revenida, e tubo nas condições tratadas termicamente, observa-se na Figura 5.23 que os valores de energia absorvida têm pequeno desvio em relação à média. Isso demonstra a boa preparação dos corpos de prova e consequentemente a boa confiabilidade dos dados.

Pode-se observar pela análise do diagrama da Figura 5.23 e da Tabela 5.9 que o material do coletor C-09 tem considerável incremento da energia absorvida após tratamento térmico de normalização e revenimento (42J), quando comparado às condições usado (13J) e revenido (17J).

O material do tubo tem um ganho significativo de tenacidade após tratamento térmico de normalização e revenimento, contudo como observado na Figura 5.23, os valores de

energia absorvida do material revenido encontram-se dispersos entre os maiores valores do material usado e os menores do material normalizado e revenido.

Analisando a Figura 5.23, nota-se aumento bastante expressivo nos valores de energia absorvida no impacto pelo material da curva 08 nas condições de tratamento térmico (de 87 para 120 e 123J) sem, no entanto, poder observar diferença nessa propriedade dos materiais tratados entre si (120J para a condição revenido e 123J para a condição normalizado e revenido).

Ressalta-se dos dados apresentados nas Tabelas 5.9 e 5.10, os baixos valores de energia absorvida no ensaio de impacto charpy dos coletores C-09 e C-16 na condição usado. Esses valores estão condizentes com a avaliação realizada através do cálculo do fator J (Tabela 5.3), de 253 para o coletor C-09 e 234 para o coletor C-16. Valores mais baixos do fator J para o material do tubo ($J=75$) e curva 08 ($J=155$) estão relacionados com suas respectivas tenacidades após o uso.

Para as condições da tubulação em estudo, os valores mínimos de energia absorvida no ensaio de impacto charpy determinados pela norma ASME B31.3-2008 (2008) são de 68 J na direção longitudinal e 34 J na direção transversal, isso para a média de três amostras, permitindo valores individuais de 54 e 27 J, respectivamente, nas direções citadas. Esses valores confirmam a baixa tenacidade em que se encontram os materiais usados dos coletores C-09 e C-16.

5.3.3 Ensaio de tração a temperatura ambiente

As Tabelas 5.13 a 5.16 apresentam os resultados dos ensaios de tração obtidos a temperatura ambiente para material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Os valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e redução de área serão apresentados em gráficos individuais e discutidos a seguir.

Para as condições de tratamento térmico dos materiais em estudo não foi realizado mais de um ensaio devido à quantidade de material disponível para tratamento térmico e posterior confecção dos corpos-de-prova. Da mesma forma para o material do tubo na condição usada, optou-se por realizar apenas dois ensaios comparativos entre a direção longitudinal e transversal.

Tabela 5.13 - Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do coletor C-09 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			Revenido	Normalizado e revenido	
		CP1	CP2	CP3			
Limite de resistência	σ_r	MPa	569	565	548	572	697
Limite de escoamento	σ_y	MPa	293	277	272	311	506
Alongamento		%	28	19	28	10	20
Redução de área		%	57	26	58	11	43

Tabela 5.14 - Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do coletor C-16 na condição usado.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			
		CP1	CP2	CP3	
Limite de resistência	σ_r	MPa	547	534	536
Limite de escoamento	σ_y	MPa	298	275	278
Alongamento		%	27	20	27
Redução de área		%	51	30	46

Tabela 5.15 - Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material do tubo na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)		Revenido	Normalizado e revenido	
		Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Longitudinal	
Limite de resistência	σ_r	MPa	561	559	529	570
Limite de escoamento	σ_y	MPa	323	368	336	370
Alongamento		%	28	26	29	31
Redução de área		%	67	67	71	70

Tabela 5.16 - Resultados do ensaio de tração a temperatura ambiente (23°C) para o material da curva 08 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			Revenido	Normalizado e revenido	
		CP1	CP2	CP3			
Limite de resistência	σ_r	MPa	499	493	494	492	500
Limite de escoamento	σ_y	MPa	253	251	250	329	334
Alongamento		%	32	32	32	33	32
Redução de área		%	73	74	75	74	73

A Figura 5.24 apresenta um comparativo entre os valores de limite de resistência para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Pela análise da Figura 5.24 pode-se observar que ocorre aumento do limite de resistência do coletor C-09 após tratamento térmico de normalização e revenido de 561 MPa para 697 MPa. Não existe diferença significativa entre os valores de limite de resistência do coletor C-09 usado (561 MPa) e do coletor C-16 usado (539 MPa).

Observa-se também na Figura 5.24 que não ocorre variação do limite de resistência da curva 08 após os tratamentos térmicos de normalização seguido de revenido (500 MPa) e de revenido somente (492 MPa). Também não se evidencia diferença significativa entre os valores de limite de resistência do tubo usado no sentido longitudinal e transversal, cujas variações estão entre 529 e 570 MPa.

Figura 5.24 - Resumo dos resultados do limite de resistência à temperatura ambiente (23°C). Para o material da curva 08 e coletores, na condição usado, estão apresentadas a média e desvio padrão dos valores.

Na Figura 5.25 são comparados os valores de limite de escoamento para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

O material do coletor C-09 normalizado e revenido apresenta aumento do limite de escoamento (506 MPa) quando comparado com a condição usado (281 MPa) e condição revenido (311 MPa), conforme Figura 5.25. Para o material da curva 08 observa-se o aumento do limite de escoamento, na faixa de 30%, das amostras tratadas termicamente em relação ao material na condição usado. No entanto não há diferença nessa propriedade entre os materiais tratados da curva 08 entre si.

O material do tubo apresenta ligeiro aumento do limite de escoamento, não se podendo afirmar com clareza devido a pequena quantidade de dados.

Figura 5.25 - Resumo dos resultados do limite de escoamento à temperatura ambiente (23°C). Para o material da curva 08 e coletores, na condição usado, estão apresentados a média e o desvio padrão dos valores.

O alongamento percentual, e da mesma forma a redução de área, mede a deformação plástica ocorrida durante o ensaio de tração. Quanto maior o valor do alongamento, ou da redução de área, maior é a deformação plástica, e maior a ductilidade do material.

Na Figura 5.26 são comparados os valores de alongamento percentual medidos pelo ensaio de tração a temperatura ambiente para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

A menos do valor de alongamento percentual medido no ensaio realizado no material do coletor C-09 na condição revenido, não se pode verificar diferença significativa dessa propriedade entre os outros materiais nas condições usado e tratados termicamente, conforme mostra a Figura 5.26.

Pode-se verificar na Figura 5.26 e Tabela 5.16 que o alongamento medido para o material da curva na condição usado apresenta desvio padrão zero.

Figura 5.26 - Resumo dos resultados de alongamento percentual obtidos nos ensaios de tração à temperatura ambiente (23°C). Para o material dos coletores na condição usado estão apresentados a média e desvio padrão dos valores.

Avaliando-se as propriedades medidas no ensaio de tração apresentadas nas Tabelas 5.13, 5.14, 5.15 e 5.16 para os materiais dos coletores C-09 e C-16, tubo e curva 08, respectivamente, todos na condição usado e as comparando aos valores mínimos das normas correspondentes apresentados na Tabela 2.2, não se evidencia perda de resistência mecânica a temperatura ambiente após cerca de 25 anos de operação a 510°C.

5.3.4 Ensaio de tração a quente

Neste tópico serão apresentados os resultados dos ensaios de tração a temperatura de 510°C realizados no material do coletor C-16 usado e nos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

A temperatura de 510°C é a qual os componentes dessa tubulação de vapor de alta pressão estiveram submetidos por cerca de 25 anos de operação.

Na Tabela 5.17 são apresentados os valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento percentual e redução de área, medidos nos ensaios de tração a 510°C realizados em amostras do coletor C-09 nas condições usado e tratado termicamente.

Tabela 5.17 - Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do coletor C-09 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			Revenido	Normalizado e revenido	
		CP1	CP2	CP3			
Limite de resistência	σ_r	MPa	228	330	342	404	472
Limite de escoamento	σ_y	MPa	221	206	209	234	366
Alongamento		%	3	5	12	31	9,8
Redução de área		%	3	7	11	59	12,5

Na Tabela 5.18 são apresentados os valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento percentual e redução de área, medidos nos ensaios de tração a 510°C realizados em amostras do coletor C-16 na condição usado.

São apresentados na Tabela 5.19 os valores de limite e resistência, limite de escoamento, alongamento percentual e redução de área medidos nos ensaios de tração a 510°C realizados em amostras do tubo nas condições usado e tratado termicamente. De forma similar, na Tabela 5.20 são apresentados os valores dos limites de resistência e escoamento, alongamento percentual e redução de área medidos nos ensaios de tração na mesma temperatura em amostras da curva 08 nas condições usado e tratado termicamente.

Tabela 5.18 - Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do coletor C-16 na condição usado.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			
		CP1	CP2	CP3	
Limite de resistência	σ_r	MPa	386	347	352
Limite de escoamento	σ_y	MPa	240	223	207
Alongamento		%	20	36	35
Redução de área		%	25	52	49

Tabela 5.19 - Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material do tubo na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)		Revenido	Normalizado e revenido	
		Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Longitudinal	
Limite de resistência	σ_r	MPa	313	373	417	441
Limite de escoamento	σ_y	MPa	212	293	265	280
Alongamento		%	28	32	32	29
Redução de área		%	79	78	76	79

Tabela 5.20 - Resultados do ensaio de tração a temperatura de 510°C para o material da curva 08 na condição usado e nas condições após tratamento térmico.

Propriedades	Unid.	Como recebido (usado)			Revenido	Normalizado e revenido	
		CP1	CP2	CP3			
Limite de resistência	σ_r	MPa	288	315	294	402	424
Limite de escoamento	σ_y	MPa	172	173	161	169	226
Alongamento		%	45	44	45	29	28
Redução de área		%	72	73	74	75	75

A Figura 5.27 apresenta um comparativo entre os valores de limite de resistência para o material do coletor C-16 usado e dos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

A linha pontilhada em vermelho no valor de 340 MPa, corresponde ao valor extraído da curva do API 530 (2003) apresentado na Figura A.1 do anexo A. Esse valor é uma média compilada de uma série de dados históricos que serve como referência para projeto de tubos de forno, e que pode ser tomada como referência para comparação.

Observa-se na Figura 5.27 que todos os materiais na condição usado tiveram perda de limite de resistência a 510°C, a menos do coletor C-16, que apresenta valores pouco acima dos 340 MPa. Por outro lado, também se observa melhora dessa propriedade após os tratamentos térmicos de revenido e de normalização seguida de revenido.

Figura 5.27 - Resumo dos resultados do limite de resistência obtidos a 510°C.

Na Figura 5.28 são apresentados os valores de limite de escoamento para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Nota-se na Figura 5.28 que todos os materiais na condição usado estão acima do valor histórico de 140 MPa de limite de escoamento (Figura A.1) para materiais novos apresentado pelo API 530 (2003).

Observam-se também pela Figura 5.28 que os materiais na condição usado do coletor C-09 e curva 08, têm variação no limite de escoamento após tratamento térmico de normalização seguido de revenido, e que o material do tubo usado, na direção longitudinal, apresentou diferença significativa entre ambos os tratamentos térmicos.

Figura 5.28 - Resumo dos resultados do limite de escoamento obtidos a 510°C.

Na Figura 5.29 são apresentados os valores de alongamento percentual para o material do coletor C-16 usado e para os materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08.

Observa-se pela análise dos valores de alongamento percentual apresentados na Figura 5.29 que o material do coletor C-09 na condição revenido com 31% se difere das demais condições. Nota-se pela análise da Figura 5.28 que houve redução significativa de 36% do alongamento percentual após ambos tratamentos térmicos realizados no material da curva 08.

Os tratamentos térmicos aplicados ao material do tubo não levaram a modificações no alongamento percentual medido à temperatura de 510°C (Figura 5.28), mantido em torno do valor médio de 30%.

Figura 5.29 - Resumo dos resultados do alongamento percentual obtidos a 510°C.

De uma forma geral, os melhores resultados de dureza, impacto e tração foram obtidos para as amostras do Coletor C-09 na condição normalizada e revenida. O fenômeno está relacionado ao refino de grão e ausência de carbonetos em alguns grãos, resultante da redissolução e como consequência pelo endurecimento da matriz por solução sólida dos elementos presentes na composição química do material.

5.4 Fractografia e análise por EDS

As imagens de fractografia apresentadas neste item foram obtidas através de microscopia eletrônica de varredura. A menos das imagens identificadas individualmente, todas as outras imagens foram geradas com detector de elétrons secundários.

A Figura 5.30a apresenta o aspecto geral da fratura frágil do corpo de prova CP 3 (energia absorvida de 12 J, Tabela 5.9) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material usado do coletor C-09. A seta indica o final do entalhe. A Figura 5.30b destaca o aspecto frágil observado na Figura 5.30a.

Na Figura 5.30c as setas de número 1 indicam a presença de pequenas regiões com aspecto dútil, enquanto as setas de número 2 indicam os planos de clivagem característicos da fratura frágil.

Figura 5.30 - Coletor C-09 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 12J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 45x; (b) ampliação original 200x; (c) ampliação original 1450x.

A Figura 5.31a apresenta o aspecto geral da fratura frágil do corpo de prova CP 2 (energia absorvida de 12 J, Tabela 5.9) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material revenido do coletor C-09. A seta indica o final do entalhe.

Nas Figuras 5.31b e 5.31c as setas de número 1 indicam a presença de regiões com aspecto dúctil, as setas de número 2 indicam planos de clivagem característicos da fratura frágil e as setas de número 3 apontam inclusões de aspecto alongado presentes no material.

Figura 5.31 - Coletor C-09 revenido. Aparência da fratura do CP 2, energia absorvida de 12J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 55x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 2000x.

A Figura 5.32a apresenta o aspecto geral da fratura do corpo de prova CP 3 (energia absorvida de 37 J, Tabela 5.9) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material normalizado e revenido do coletor C-09. De forma similar, a seta de número 1 indica o final do entalhe, a seta de número 2 aponta para o início da fratura com aspecto dútil e seta de número 3 indica a região de fratura frágil.

Nas Figuras 5.32b e 5.32c as setas de números 1 e 2 indicam a presença de regiões correspondentes a estrutura alveolar e os planos de clivagem característicos de fratura frágil,

respectivamente. As setas de número 3 apontam inclusões de aspecto alongado presentes no material.

Figura 5.32 - Coletor C-09 normalizado e revenido. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 37J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 1000x.

A Figura 5.33a apresenta facetas de clivagem (setas) presentes na frágil fratura do corpo de prova CP 3 (energia absorvida de 5 J, Tabela 5.10) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material usado do coletor C-16.

A Figura 5.33b é uma ampliação da região demarcada na Figura 5.33a, na qual são indicados os pontos onde foram realizadas as análises químicas pontuais semiquantitativas por EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva).

O ponto 1 na Figura 5.33b está sobre uma partícula presente no plano de clivagem da fratura. Conforme destacado na Figura 5.34, da análise por EDS do ponto 1, observa-se a presença mais acentuada de ferro e cromo, indicando ser a mesma um carboneto complexo de ferro e cromo.

O ponto 2 na Figura 5.33b, sobre uma faceta de clivagem, visa avaliar a composição química da matriz avaliada por EDS. Como se observa no espectro da Figura 5.35 ocorre somente a presença de ferro e cromo na matriz, enquanto era esperada também a presença de molibdênio.

Na Figura 5.36, espectro do ponto 3 marcado na Figura 5.33b, verifica-se grande quantidade de cromo e molibdênio nessa partícula. Pode-se remeter a essa composição a um carboneto complexo de ferro, cromo e molibdênio.

Avaliando os espectros das Figuras 5.34, 5.35 e 5.36, pode-se afirmar que o material do coletor C-16 na condição usado apresenta principalmente dois tipos de carbonetos, um rico basicamente em cromo e outro rico em cromo e molibdênio, e que a formação desses carbonetos contribui para o empobrecimento da matriz nesses elementos de liga.

A ausência de molibdênio na matriz (Figura 5.35), resultado da migração desse elemento para a forma de carbonetos (Figura 5.36), nos remete novamente ao fenômeno da fragilização ao revenido (YU, 1989).

Figura 5.33 - Coletor C-16 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 5J. (a) ampliação original 1500x; (b) aproximação na região delimitada em (a). Imagem gerada por elétrons retroespalhados, ampliação original 4000x.

Figura 5.34 - Espectro de EDS do ponto 1 da Figura 5.33(b). Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.

Figura 5.35 - Espectro de EDS do ponto 2 da Figura 5.33(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.

Figura 5.36 - Espectro de EDS do ponto 3 da Figura 5.33(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.

A Figura 5.37a apresenta o aspecto geral da fratura frágil do corpo de prova CP 3 (energia absorvida de 5 J, Tabela 5.10) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material usado do coletor C-16.

A Figura 5.37b se remete a área delimitada na Figura 5.37a, e pretende indicar as regiões onde foram efetuadas análises químicas pontuais semiquantitativas por EDS. Do espectro de EDS obtido da região 1 da Figura 5.37b, apresentado na Figura 5.38, se destacam a presença de ferro e manganês, e também em menor quantidade o cromo.

Figura 5.37 - Coletor C-16 usado. Aparência da fratura do CP 3, energia absorvida de 5J. (a) ampliação original 500x; (b) aproximação na região delimitada em (a). Ampliação original 2000x.

Figura 5.38 - Espectro de EDS da área 1 da Figura 5.37(b) . Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.

O ponto 2, Figura 5.37b, apresenta presença de ferro e cromo como se pode verificar na Figura 5.39, nos remetendo novamente a formação de carboneto rico em cromo.

Figura 5.39 - Espectro de EDS do ponto 2 da Figura 5.37(b). Amostra de material do coletor C-16 na condição usado.

A Figura 5.40a apresenta o aspecto geral da fratura, próxima ao entalhe, do corpo de prova CP 1 (energia absorvida de 57 J, Tabela 5.11) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material usado do tubo. A seta indica o final do entalhe. Na Figura 5.40b, realizada em uma região de fratura com aspecto dúctil, as setas indicam a presença de microcavidades de tamanhos variados. Na Figura 5.40c, realizada em uma região da fratura com aspecto frágil, as setas de número 1 indicam planos de clivagem característicos da fratura frágil e a seta de número 2 aponta uma pequena região com aspecto dúctil.

Figura 5.40 - Tubo usado. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 57J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) região de fratura dútil, ampliação original 500x; (c) região de fratura frágil, ampliação original 500x.

A Figura 5.41a apresenta o aspecto geral da fratura, próxima ao entalhe, do corpo de prova CP 1 (energia absorvida de 75 J, Tabela 5.11) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material revenido do tubo. A seta indica o final do entalhe. A Figura 5.41b mostra uma região de fratura frágil do mesmo corpo-de-prova da Figura 5.41a.

Na Figura 5.41c, realizada em uma região da fratura com aspecto frágil, a seta de número 1 indica um plano de clivagem característico da fratura frágil e a seta de número 2 aponta uma pequena região com aspecto dútil.

Figura 5.41 - Tubo revenido. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 75J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) região de fratura dúctil, ampliação original 500x; (c) região de fratura frágil, ampliação original 2000x.

A Figura 5.42a apresenta o aspecto geral da fratura do corpo de prova CP 1 (energia absorvida de 114 J, Tabela 5.11) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material normalizado e revenido do tubo. A seta indica o final do entalhe. A Figura 5.42b destaca a fratura de aspecto misto do mesmo corpo-de-prova da Figura 5.42a. A seta de número 1 indica a presença de planos de clivagem e a seta de número 2 indica as regiões com aparência dúctil induzida por deformação plástica.

Na Figura 5.42c a seta de número 1 indica um plano de clivagem característico da fratura frágil, a seta de número 2 indica a presença de regiões com aspecto dúctil e as setas de número 3 apontam inclusões com morfologia esférica presentes no material.

Figura 5.42 - Tubo normalizado e revenido. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 114J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 400x; (c) ampliação original 1000x.

A Figura 5.43a apresenta o aspecto geral da fratura do corpo de prova CP 1 (energia absorvida de 39 J, Tabela 5.12) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material usado da curva 08. A seta de número 1 indica o final do entalhe, a seta de número 2 aponta para o início da fratura com aspecto dútil e seta de número 3 indica a região de fratura frágil.

Figura 5.43 - Curva 08 usada. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 39J. (a) próxima ao entalhe, ampliação original 50x; (b) ampliação original 300x; (c) ampliação original 3000x.

Na Figuras 5.43b, se destaca uma região de fratura frágil da Figura 5.43a. As setas indicam planos de clivagem característicos da fratura frágil.

Na Figura 5.43c, ampliação da região delimitada na Figura 5.43b, se destacam os planos de clivagem indicados pelas setas. Neste caso, também é apontada uma partícula na qual se realizou análise química pontual semiquantitativa por EDS. A análise da partícula, conforme Figura 5.44, indica a presença de ferro (componente básico do aço), manganês e enxofre, sugerindo ser uma inclusão de sulfeto de manganês.

Figura 5.44 - Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.43(b). Amostra de material da curva 08 na condição usada.

A Figura 5.45a apresenta uma região de aspecto frágil da fratura do corpo CP 1 (energia absorvida de 115 J, Tabela 5.12) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material revenido da curva 08. Na Figura 5.45b as setas de números 1 e 2 indicam as facetas e região com microcavidades características de fratura dúctil, respectivamente.

Figura 5.45 - Curva 08 revenida. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 115J. (a) ampliação original 50x; (b) ampliação original 300x.

A Figura 5.46a apresenta a topografia da região de fratura do corpo CP 1 (energia absorvida de 108 J, Tabela 5.12) proveniente do ensaio de impacto charpy realizado a temperatura ambiente no material normalizado e revenido da curva 08. Analogamente, as

setas de número 1 indicam os planos de clivagem e as setas de número 2 indicam regiões de fratura dútil.

A análise química pontual semiquantitativa por EDS do ponto marcado na Figura 5.46a é apresentada na Figura 5.47, que indica uma inclusão de sulfeto de manganês.

A Figura 5.46b destaca uma região da fratura do mesmo corpo-de-prova da Figura 5.46a, na qual observam-se microcavidades características de rompimento dútil. No interior dessas microcavidades, como indicado pelas setas, notam-se pequenas partículas de aspecto arredondado, as quais contribuiriam para a formação da estrutura alveolar.

As Figuras 5.46c e 5.46d destacam as partículas de aspecto arredondadas observadas na Figura 5.46b. Os pontos marcados nas Figuras 5.46c e 5.46d são analisados nas Figuras 5.48 e 5.49, respectivamente.

Conforme apresentado no espectro da Figura 5.48, a partícula de aspecto arredondado indicada na Figura 5.46c, se trata de um carboneto rico em cromo. Por outro lado, uma partícula de forma semelhante, indicada na Figura 5.46d, espectro de EDS apresentado na Figura 5.49, trata-se de uma inclusão de sulfeto de manganês.

Figura 5.46 - Curva 08 normalizada e revenida. Aparência da fratura do CP 1, energia absorvida de 108J. (a) região de fratura frágil, ampliação original 1000x; (b) região de fratura dútil, ampliação original 1500x; (c) detalhe da região de fratura dútil, ampliação original 5000x; (d) detalhe da região de fratura dútil, ampliação original 3000x.

Figura 5.47 - Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(a). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.

Figura 5.48 - Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(c). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.

Figura 5.49 - Espectro de EDS do ponto marcado na Figura 5.46(d). Amostra de material da curva 08 na condição normalizado e revenido.

De um modo geral, as fractografias analisadas, mostraram haver concordância entre os valores de energia absorvida no impacto e o aspecto dúctil-frágil das fraturas dos corpos ensaiados do material do coletor C-16 usado e dos materiais usados e tratados termicamente do coletor C-09, tubo e curva 08. Observa-se através das fractografias apresentadas neste tópico e dos valores de energia absorvida no ensaio de impacto charpy a temperatura ambiente compilados na Figura 5.23, que os materiais do coletor C-09, coletor C-16, tubo e curva 08 apresentaram melhora na tenacidade após os tratamentos térmicos, ficando mais evidente que o tratamento térmico de normalização e revenido tem maior eficiência na melhora dessa propriedade.

5.5 Análise de tensões

Considerando o ciclo térmico entre a temperatura ambiente (23°C) e a temperatura de projeto (530°C), pode-se obter na norma ASME II, parte D, subparte 1 (ASME II, 2004), os valores de $S_{c, \text{ambiente}} = 117,9 \text{ MPa}$ e $S_{h, 530^{\circ}\text{C}} = 49,2 \text{ MPa}$. Da Tabela 4.3, para um ciclo térmico por ano, durante 21 anos, tem-se $f = 0,8$.

Aplicando-se esses valores na equação 4.1, obtém-se uma tensão térmica máxima de projeto, devido a ciclos térmicos, de 128 MPa.

Mesmo sendo executado um projeto adequado, pode ocorrer em algum ponto valores mais altos que o máximo estipulado pela norma de 128 MPa, isso no caso de falha de alguma suportação durante a operação (VERGES, 2005) ou pela ocorrência de gradientes térmicos (VISWANATHAN, 1989) no caso de falha localizada de isolamento térmico. Levando-se em consideração a redução de tenacidade à temperatura ambiente medida nos materiais usados do coletor C-09, coletor C-16 e curva 08 (Figura 5.23), tensões elevadas localizadas durante o processo de parada ou partida, quando o material se encontra próximo à temperatura ambiente, podem contribuir para o crescimento instável (API RP 579, 2000) de trincas originadas do processo de fluência. Esse fato está de acordo com o observado por Sander (1984)⁴, citado por Neubauer e Wedel (1983), de que plantas que operam com picos de pressão e temperatura apresentam danos por fluência mais cedo que plantas, com projeto semelhante, que operam de forma estável.

Outro fator que deve ser elevado em conta é a realização de teste hidrostático. Durante o teste hidrostático, o material é submetido a tensões elevadas na temperatura ambiente, que associada à redução da tenacidade leva a progressão instável da trinca (API RP 579, 2000).

Considerando a falha do coletor C-03 como um processo de fluência pura após 183.960 horas a 510°C, utilizando então os dados da Figura A.1, de PLM (Parâmetro de Larson-Miller) e valores históricos médios de tempo e tensão de ruptura, pode-se estimar uma tensão a qual o coletor esteve submetido localmente próxima a 92 MPa.

Os valores históricos apresentados na Figura A.1, adaptada do API 530 (2003), representam a média histórica de três aços 1,25Cr-0,5Mo, dois tubos de troca térmica ASTM A200 T11 e ASTM A213 T11, e tubo de condução de produto ASTM A335 P11. Dessa forma, pode-se esperar um erro considerável no cálculo de tensão pelos dados do API 530 (2003), sendo o valor de 92 MPa apenas uma referência.

Mesmo para a condição de operação limitada a 9,8 MPa (100 Kgf/cm²), Barbosa (2010) estima tensões concentradas de 134 MPa.

Os vazios decorrentes do fenômeno da fluência encontrados no material do coletor C-03 usado (Figura 5.12), coletor C-09 usado (Figura 5.13) e curva 08 usada (Figura 5.21) estão de acordo com as análises realizadas por White, Schneibel e Padgett (1983) para materiais submetidos a valores baixos de tensão.

Os valores de tensão concentradas nos coletores calculados por Barbosa (2010) estão próximos aos valores medidos de limite de escoamento a 510°C para os materiais na condição

⁴ SANDER, M. *Zum Zeitstandverhalten warmfester Stähle unter veränderlicher Belastung und Temperatur*, Diss. Darmstadt-D 17., 1974. *apud* NEUBAUER e WEDEL (1983).

usado dos coletores, tubo e curva 08 (Figura 5.28). Considerando então tensões elevadas como as próximas ao limite de escoamento do material na temperatura de operação e o tipo de vazios de fluência encontrados, pode-se afirmar que a tensão estimada por Barbosa (2010) está superestimada.

6 CONCLUSÕES

- 6.1 A microestrutura dos materiais analisados neste trabalho encontra-se degradada após cerca de 25 anos de operação submetidos a temperatura de 510°C e pressão interna de vapor de 10 MPa. Os componentes fabricados em aço forjado apresentam estágio mais avançado de degradação microestrutural.
- 6.2 Os danos por fluência nos coletores, mesmo nas regiões isentas de defeitos macroscópicos, se apresentam em estágio avançado. Foram observados vazios decorrentes do fenômeno de fluência em estado inicial no material da curva, não sendo os mesmos encontrados no material do tubo.
- 6.3 Os vazios decorrentes do fenômeno de fluência encontrados nos materiais estudados remetem ao processo governado por baixas tensões e elevadas temperaturas, indicando que as análises de tensões realizadas estão superestimadas.
- 6.4 Foi encontrada grande quantidade de inclusões, preferencialmente sulfeto de manganês, nos componentes fabricados por forjamento. Através de microscopia eletrônica de varredura foi possível também observar a presença de microcavidades, ou falta de coesão, na borda dessas inclusões. A falta de coesão das inclusões com a matriz promove a nucleação de trincas, confirmada pelas fractografias realizadas nos corpos de prova do ensaio charpy.
- 6.5 Nos materiais usados, foi observada formação de carbonetos ricos em cromo e carbonetos ricos em cromo e molibdênio, além do empobrecimento da matriz nesses elementos de liga, o que diminui a resistência à fluência e aumenta a fragilização ao revenido.
- 6.6 Apesar da perda de tenacidade dos materiais usados, medida nos ensaios charpy a temperatura ambiente, estar relacionada aos maiores valores do fator J dos componentes forjados, não se pode correlacionar o fato da perda de tenacidade ao fenômeno da fragilização ao revenido, isso devido à característica puramente transgranular da fratura frágil.
- 6.7 Não houve perda de resistência mecânica ou ductilidade, medidas pelo ensaio de dureza ou pelo ensaio de tração, nos materiais usados, que pudesse ser relacionada ao envelhecimento do aço após longo período exposto a temperatura elevada, visto que a dureza se assemelha aos valores de materiais novos, e o limite de escoamento, o limite de resistência e o alongamento percentual atendem aos valores mínimos especificados por norma.

- 6.8 Os tratamentos térmicos aplicados aos materiais usados foram responsáveis por mudanças microestruturais que elevaram a tenacidade, medida através dos ensaios de impacto charpy e confirmada nas fractografias pela maior quantidade de fratura de aspecto dúctil.
- 6.9 A presença de uma camada de óxido, com características de formação a elevada temperatura, no interior da trinca do coletor C-03 que falhou em operação, demonstra a baixa velocidade de progressão das mesmas. Desse modo, se confirma a capacidade do ensaio de ultrassom na identificação precoce de trincas originárias do processo de fluência em componentes de tubulações de vapor de alta pressão.
- 6.10 Deve ser evitada a aplicação de tensões elevadas no sistema de tubulação de vapor de alta pressão, quando o mesmo estiver a temperaturas próximas à ambiente, sejam elas devido a gradientes térmicos causados por isolamento inadequado, falha de suportaço, reposicionamento de tubulações em suportes ou mesmo testes hidrostáticos.

REFERÊNCIAS

ABE, F.; KERN, T. U.; VISWANATHAN, R. **Creep-resistant steels**. Cambridge: Woodhead, 2008.

API - American Petroleum Institute 530. **Calculation of Heater-Tube Thickness in Petroleum Refineries**. 5° ed., Washington, January 2003.

API - American Petroleum Institute RP 571. **Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in the Refining Industry**. Washington, December 2003.

API - American Petroleum Institute RP 579. **Fitness for Service. Section 9: Assessment of Crack-Like Flaws**. Washington, January 2000.

ARAÚJO ENGENHARIA. **Relatório de Réplicas Metalográficas**. Vinhedo: Araújo Engenharia e Integridade de Equipamentos Ltda, 2011. RM_BRVAP_V102UN264_001_11.

ASM - American Society for Metals HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10th Edition. Metals Park: American Society for Metals, 1990. v.1

ASME - The American Society for Mechanical Engineers B31.1a-2005. **Power Piping**. New York, 2006.

ASME - The American Society for Mechanical Engineers B31.3-2008. **Process Piping**. New York, 2008.

ASME - The American Society for Mechanical Engineers II. **Materials. Part D: Properties. Subpart 1: Stress tables**. New York, 2004.

ASTM - American Society for Testing and Materials A182. **Specification for forged or rolled alloy-steel pipe flanges, forged fittings, and valves and parts for high-temperature service**. West Conshohocken, 1999.

ASTM - American Society for Testing and Materials A234. **Specification for Piping Fittings of Wrought Carbon Steel and Alloy Steel for Moderate and High-Temperature Service**. West Conshohocken, 1997.

ASTM - American Society for Testing and Materials A335. **Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service**. West Conshohocken, 1999.

ASTM - American Society for Testing and Materials A370. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. West Conshohocken, 2009.

ASTM - American Society for Testing and Materials A387. **Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Chromium-Molybdenum**. West Conshohocken, 1999.

ASTM - American Society for Testing and Materials E140. **Standard Hardness Conversion Tables for Metals: Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness**. West Conshohocken, 2007.

BAIRD, J.D.; et al., Strengthening Mechanisms in Ferritic Creep Resistant Steels. In: CREEP STRENGTH IN STEEL AND HIGH TEMPERATURE ALLOYS, 1974. **Proceedings...** The Metals Society, 1974, p. 207-216.

BAKER, R. G., NUTTING, J. **The tempering of 2,25%Cr-1%Mo steel after quenching and normalizing**. Journal of Iron and Steel Institute, v. 202, p. 257-269, July 1959.

BARBOSA, T. M. Z. **Análise de Tensões por Elementos Finitos e Vida em Fluência para Componente de Tubulação de Vapor de Alta Pressão**. Guaratinguetá: UNESP, 2010. Trabalho de Graduação.

BOYER, H. E. (Ed.). Atlas of stress-strain curves. Metals Park: American Society for Metals, 1987.

CEMEF ENGENHARIA. **Análise de Tensões do Sistema de Tubulações de Alta Pressão da REVAP**. São José dos Campos, 2006. Relatório C185-06.

EVANS, R. W.; WILSHIRE, B. **Creep of metals and alloys**. London: The Institute of Metals, 1985.

FURTADO, H. C. **Avaliação de danos em aços ferríticos Cr-Mo operando em regime de fluência**. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 2004.

GOPE, N.; MUKHERJEE, T.; SARMA, D. S. Influence of Long-Term Aging at 520°C and 560°C and the Superimposed Creep Stress on the Microstructure of 1.25Cr-0.5Mo Steel. **Metallurgical Transactions**, v. 23A, p. 221-235, January 1992.

HIPPERT JUNIOR, E.; TEIXEIRA, J. C. G.; DONATO, G. V. P. **Estimativa de Vida Residual da Bota do Coletor de Vapor de Alta REVAP**. Rio de Janeiro: CENPES, 2005. CT TMEC n°20/2005.

LABMETAL. **Relatório de Ensaio: 8231/11**. São José dos Campos, 2011.

LUNDIN, C. D.; LIU, P.; CUI, Y. A literature review on characteristics of high temperature ferritic Cr-Mo steels and weldments. **WRC Bulletin**, v. 454, august 2000.

MOSS, C. J.; KELLY, P. M. The mechanisms and detection of embrittlement in Cr-Mo pressure vessel steels. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.**, v.17, no. 3, p. 369-380, 1994.

MUKHERJEE, A. K. **Treatise on Materials Science and Technology**. [S.L.]: Academic Press, 1984, v.6, p.163.

NEUBAUER, B.; WEDEL, U. Restlife estimation of creeping components by means of replicas. In: ASME CONFERENCE ON ADVANCES IN LIFE PREDICTION MODELS, 1983, New York. **Proceedings...** New York, 1983, p. 307-313.

NORTON, F. H. **The creep of steel at high temperature**. New York: McGraw-Hill, 1929.

PUCCA, P. T. P. **Avaliação botas coletoras de condensado na linha principal de V102, dentro do LB U220**. São José dos Campos, REVAP, 2003. Documento Interno.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2ª ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

SILVA TELLES, P. C. **Materiais para equipamentos de processo**. 6ª ed. Rio de Janeiro: Interciência, 2003.

TOFT, L. H.; MARSDEN, R. A. The structure and properties of 1%Cr-0,5%Mo steel after service CEGB power stations. In: SYMPOSIUM OF STRUCTURAL PROCESS IN CREEP: SPECIAL REPORT N° 70, 1961 London. **Proceedings...** London: Iron and Steel Institute and Institute of Metals, 1961, p. 276-294.

VARIN, R. A.; HAFTEK, J. **Structural changes in ferritic heat-resistant steel after long-term service**. Materials Science and Engineering, n. 62. Sequoia, 1984, p. 129-136.

VERGES, A. S. **Estudo específico 32/2005: Avaliação dos Danos de Fluência no Coletor Geral de Vapor da REVAP**. São José dos Campos: REVAP, 2005. Documento Interno.

VERGES, A. S.; COSTA, C. R. **Estudo Específico 054/2006: Avaliação do Coletor V-102 - Trecho da U-220 - Análise Metalográfica e Ensaio de Dureza de Campo**. São José dos Campos: REVAP, 2006. Documento Interno.

VERGES, A. S.; COSTA, C. R. Inspeção de Tubulação de Vapor de Alta Pressão. In: CONGRESSO DE CONFIABILIDADE, INSPEÇÃO E MANUTENÇÃO DA PETROBRAS, 2., 2008, Rio de Janeiro.

VERGES, A. S.; GOMES, G. M. S. **Relatório de Inspeção nº 005/02 do TU-2204K Sistema de Vapor de Alta**. São José dos Campos: REVAP, 2002. Documento Interno.

VERGES, A. S.; KAWASAKI, C. H. **Relatório de Inspeção nº 007/03 do TU-2204K Sistema de Vapor de Alta**. São José dos Campos: REVAP, 2003a. Documento Interno.

VERGES, A. S.; KAWASAKI, C. H. **Relatório de Inspeção nº 008/03 do TU-2204K Sistema de Vapor de Alta**. São José dos Campos: REVAP, 2003b. Documento Interno.

VERGES, A. S.; VENÂNCIO, L. A. **Relatório de Inspeção nº 006/03 do TU-2204K Sistema de Vapor de Alta**. São José dos Campos: REVAP, 2003. Documento Interno.

VISWANATHAN, R. **Damage mechanisms and life assessment of high-temperature components**. Metals Park: ASM International, 1989.

WHITE, C.L., SCHNEIBEL, J.H., PADGETT, R.A. High temperature embrittlement of Ni and Ni-Cr alloys by trace elements. **Metallurgical Transactions A**, v.14, p.595-610, 1983.

YAEDU, A. E.; COSTA, C. R. **Relatório de Inspeção nº 011/06 do TU-2204K Sistema de Vapor de Alta**. São José dos Campos: REVAP, 2006. Documento Interno.

YU, J. Carbide stability diagrams in 2.25Cr-1Mo steels. **Metallurgical Transactions**, v. 20A, P. 1561-1564, August 1989.

ANEXOS

ANEXO - Propriedades a quente de aços Cr-Mo

As Figuras A.1 e A.2 apresentam as curvas de tensão para os aços 1,25%Cr-0,5%Mo e 2,25%Cr-1,0%Mo, respectivamente.

Para essas Figuras deve ser utilizada a seguinte legenda:

- 1 - Limite de resistência mínimo especificado;
- 2 - Limite de resistência;
- 3 - Limite de escoamento mínimo especificado;
- 4 - Limite de escoamento;
- 5 - Tensão elástica, admissível;
- 6 - Tensão de ruptura, admissível;
- 7 - Temperatura de metal limite de projeto;
- 8 - Tensão de ruptura, mínima;
- 9 - Tensão de ruptura, média;
- 10 - Projeto elástico aplicável acima dessa tensão;
- 11 - Tensão elástica, admissível (somente para ASTM A200).

Para o aço ASTM A200, o limite de escoamento é de 83% do apresentado nas Figuras.

Figura A.1 - Curvas de tensão para ASTM A200 T11, ASTM A213 T11 e ASTM A335 P11, aços 1,25%Cr-0,5%Mo (adaptado de API 530, 2003).

Figura A.2 - Curvas de tensão para ASTM A200 T22, ASTM A213 T22 e ASTM A335 P22, aços 2,25%Cr-1,0%Mo (adaptado de API 530, 2003).