



**SNPTEE  
SEMINÁRIO NACIONAL  
DE PRODUÇÃO E  
TRANSMISSÃO DE  
ENERGIA ELÉTRICA**

GPT - 06  
16 a 21 Outubro de 2005  
Curitiba - Paraná

**GRUPO II  
GRUPO DE ESTUDO DE PRODUÇÃO TÉRMICA E FONTES NÃO CONVENCIONAIS - GPT**

**METODOLOGIA PARA CÁLCULO DA VIDA REMANESCENTE DE COMPONENTES EM USINAS  
TERMELÉTRICAS DE GRANDE PORTE**

**Heloísa Cunha Furtado (\*)  
CEPEL**

**Iain Le May  
MCS**

**RESUMO**

O presente artigo propõe uma nova metodologia simples e precisa, que busca atender os requisitos para o cálculo da vida remanescente de componentes de Usinas Termelétricas. Esta nova metodologia tem como vantagens: unir critérios já consagrados pela comunidade científica; tomar como base dados resultantes da inspeção de campo e registros de operação, buscando assim reduzir de maneira acentuada o conservadorismo dos critérios adotados nos códigos de projeto; ser aplicável em condições de operação cíclica, em diferentes pressões e temperaturas, por ser este o regime de operação predominante no parque termelétrico brasileiro. No artigo são apresentados, ainda, exemplos práticos de aplicação em casos reais.

**PALAVRAS-CHAVE:**

Avaliação de Integridade Estrutural, Usinas Termelétricas, Vida Remanescente

**1.0 - INTRODUÇÃO**

O EPRI (1) desenvolveu um método para avaliação de integridade estrutural baseados em 3 níveis de aprofundamento para inspeção e avaliação de cada componente de uma usina termelétrica. O Nível 1 permite conclusões baseadas, apenas, em desenhos, históricos e registros obtidos durante a operação da usina. O Nível 2 pressupõe a parada da unidade com a realização de ensaios não destrutivos do componente e, finalmente, o Nível 3 envolve cálculos computacionais e tecnologias avançadas. Segundo a regra do EPRI, o nível subsequente só é realizado, quando esgotados todos os recursos do item anterior sem que seja possível um laudo seguro sobre a integridade do componente.

Os primeiros estudos de avaliação de integridade estrutural no Brasil partiram da iniciativa das próprias equipes de manutenção das empresas, tendo como pioneira a Petrobrás. Nesta época, ainda não havia uma cultura de registro e armazenamento dos históricos dos componentes, razão pela qual a etapa do Nível 1 era transposta. Assim, havia uma ênfase exagerada no Nível 2 e um recuo ao se constatar a necessidade de uma análise de Nível 3, que implicava na contratação de empresas especializadas, com altos custos para a geradora. Este quadro mudou progressivamente, em função das políticas de qualidade e segurança, que viabilizaram investimentos em monitoração permanente dos equipamentos, arquivos de registros e históricos.

Após a adoção do Método dos Três Níveis elaborado e divulgado pelo EPRI pelas empresas geradoras, permaneceu a discussão de quais critérios de aceitação adotar em cada nível. No caso da análise de Nível 1, utilizam-se os critérios previstos no código de projeto (exemplo o código ASME I (2)) adotado para o equipamento em questão. Obviamente, estes critérios são extremamente conservativos. Nas análises de Nível 3, se concentra a maioria dos desenvolvimentos acadêmicos, envolvendo sofisticados programas, nos quais a questão objetividade, tempo e recursos financeiros assumem um segundo plano em relação a precisão dos resultados. Resta o Nível 2, em uma complexa posição híbrida. Nesta etapa se espera critérios práticos, rápidos, de aplicação simples, mas com uma precisão que garanta decisões gerenciais, com relação à troca ou reparo de componentes, adequadas do ponto de vista financeiro e de segurança.

O presente artigo propõe uma metodologia que busca atender os requisitos da avaliação de Nível 2, de forma a ser aplicada, inclusive, pelo próprio pessoal da usina em momentos de tomada de decisão.

## 2.0 – NOMENCLATURA

$e$  = espessura (mm);  $t$  = tempo (h);  $t_R$  = tempo de ruptura (h);  $y$  = coeficiente dependente do material e da temperatura;  $D$  = diâmetro (mm);  $E$  = eficiência = 1,00 para cilindros soldados ou sem costura;  $P$  = pressão ( $\text{kgf/cm}^2$ );  $P_{LM}$  = Parâmetro de Larson-Miller;  $S$  = tensão ( $\text{kgf/mm}^2$ );  $T$  = temperatura (K).

## 3.0 - METODOLOGIA DESENVOLVIDA

Para calcular a vida remanescente em componentes pressurizados em caldeiras, é necessário estimar a extensão dos danos promovidos pelo efeito conjugado do tempo, tensão e temperatura. A tensão promovida apenas pela tensão interna é facilmente calculada, contudo tensões adicionais (secundárias) causadas pelo diferencial da expansão térmica, pelo peso dos tubos e coletores, pelos suportes de maneira localizada e mudanças nas seções dos componentes (exemplo: ovalização) não são calculadas com facilidade.

Os efeitos diretos das tensões induzidas pelo tempo/temperatura/pressão podem ser contabilizados considerando os dados de projeto para tensão, temperatura e tempo de ruptura. Estimativas dos danos adicionais podem ser baseadas na degradação microestrutural em bases mais qualitativas.

As etapas da metodologia desenvolvida são apresentadas a seguir:

- 1) Determinar a correspondência entre tensão, temperatura de operação e vida do material especificado para confecção do componente a ser avaliado. Para tal, toma-se como base os valores da tensão de projeto, estabelecidos pelo código de projeto da unidade geradora, para a liga em questão. As tensões de projeto especificadas pelo código ASME I (2) são baseadas em 67% da tensão média para falha em 100.000 h ou 80% da tensão mínima para falha em 100.000h. Estes valores da tensão no código ASME são derivados da extrapolação a partir de dados experimentais de curta duração, geralmente utilizando o procedimento de extrapolação de Larson-Miller (3). Portanto, o traçado da curva mestra de Larson-Miller, tanto para a tensão média de ruptura como para a tensão mínima de ruptura, pode ser derivado dos dados de projeto apresentados no código ASME.
- 2) Determinar a tensão real de operação, ao invés da tensão de projeto, a partir da a pressão real de operação e da espessura de parede medida em campo para um componente específico.
- 3) Baseados nos valores das tensões, os valores apropriados para os parâmetros de Larson-Miller (3) podem ser obtidos a partir da curva mestra. As curvas mestras de relevância são consideradas aquelas para os dados de projeto, isto é, para os componentes como projetados e construídos e aquelas para os valores mínimos da tensão de ruptura em 100.000 horas.
- 4) A partir dos valores obtidos para o parâmetro de Larson-Miller, o tempo de ruptura estimado para a temperatura de interesse é obtido a partir da relação:

$$P_{LM} = T [20 + \log(t_R)] \quad (\text{Equação 1})$$

- 5) Para as variações nas condições de operação, a regra de Robinson (4) é aplicada na forma:

$$\frac{t_1}{t_{R1}} + \frac{t_2}{t_{R2}} = 1 \quad (\text{Equação 2})$$

na fratura, onde  $t_1$  e  $t_2$  são os tempos nas temperaturas  $T_1$  e  $T_2$ , respectivamente, e  $t_{R1}$  e  $t_{R2}$  são os tempos de ruptura estimados nestas condições. Então, a fração da vida consumida pode ser estimada e a vida remanescente calculada, levando em conta a provável continuação na mesma proporção das diferentes temperaturas de operação envolvidas.

- 6) Finalmente, o dano microestrutural deve ser revisto. Caso o dano seja severo, a vida remanescente deve ser alterada de maneira a refletir este fator como se segue:

A degradação microestrutural vem sendo avaliada por vários métodos. Um das primeiras aproximações foi desenvolvida por Neubauer (6), que mediu os danos de maneira semi-quantitativa em termos de distribuição de vazios e microtrincas. O processo incluía polimentos e ataques químicos repetidos para revelar os vazios de fluência e as microtrincas. Com o objetivo de se obter resultados quantitativos, foi desenvolvido o Método do Parâmetro A (7, 8) no qual as medições de danos era baseada na fração dos contornos de grão nos quais uma ou mais indicações de estruturas de pré-trincas (vazios e microtrincas) eram visíveis durante a observação com microscópio de luz visível. A fração é o Parâmetro A e a vida residual é estimada com base em um modelo particular para falhas de fluência.

Anos mais tarde, da Silveira e Le May (9) e Samuels et al.(10) demonstraram que as revelações de vazios nos aços Cr-Mo estão relacionadas com ataques locais nos carbonetos dos contornos de grão e a extração destes carbonetos durante seqüências repetidas de polimento e ataque. Foi demonstrado que os vazios de fluência se desenvolvem apenas no último estágio da fratura, exceto nos casos de soldas, nas quais os vazios podem se desenvolver em um estágio anterior. A conclusão que vazios não se formam em regiões distantes da solda durante a deformação por fluência foi confirmada por Prager (11) o qual, se baseou em um grande número de ensaios de fluência em aços previamente danificados em caldeiras de geração termelétrica e demonstrou claramente a ausência de vazios. Samuels et al.(10) observou a previsão da vida residual se baseia na taxa de crescimento de vazios pré-existentes e notou que esta hipótese não é válida quando as estruturas com pré-trincas são na verdade decoesão de cavidades, indicando que o Método de Previsão de Vida do Parâmetro A não se aplica, pelo menos no caso dos aços Cr-Mo.

Devido às incertezas envolvendo os vazios de fluência, associado ao fato que mesmo nas regiões adjacentes a ruptura por fluência, pode-se não detectar vazios, é preferível não usar o critério de distribuição de vazios como uma ferramenta de avaliação de danos. Ao invés disto, prefere-se utilizar o critério de Toft e Marsden (5) baseado em danos microestruturais que variam do estágio A ao F. Se a esferoidização dos carbonetos na perlita ou bainita dos aços operando sobre condições de fluência se apresenta no estágio F, pode-se considerar que o material se encontra no final de sua vida útil. Resultados de medições de dureza fornecem um complemento muito útil para dar suporte a estas observações, onde baixos valores de dureza indicam esferoidização de carbonetos e perda da resistência à fluência. Se forem observados vazios de fluência, o que não é uma situação comum em aços de plantas termelétricas, conforme previamente mencionado, chega-se a mesma conclusão. Portanto, a observação do estado microestrutural é um fator importante no processo de avaliação de vida residual.

#### 4.0 – EXEMPLOS PRÁTICOS

Nesta seção, serão apresentados dois exemplos práticos de aplicação da metodologia proposta no presente trabalho. Os componentes selecionados são de uma mesma caldeira aquotubular com pressão nominal de projeto de 165kgf/cm<sup>2</sup> e tempo de operação de 184.000h.

##### 4.1 Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas

O Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas opera a uma temperatura nominal de projeto de 490°C. A Figura 1 apresenta um desenho esquemático do componente. A temperatura de operação do Coletor variou na prática de 468 a 521°C, com 10-20% do tempo de operação a 521°C. Nos tubos e “stubs” deste Coletor, as temperaturas de projeto vapor/metálico são apresentadas como 490/572°C. O Coletor é confeccionado com um aço de especificação italiana 14CrMo3 e os tubos e “stubs” com o aço 12CrMo910.

O componente em questão foi inspecionado em campo apresentando corrosão superficial generalizada com alguns pites grandes e rasos, como podem ser vistos na Figura 2. Em decorrência da corrosão observada foram realizadas medidas de espessura e diâmetro, conforme resultados apresentados na Tabela 1.

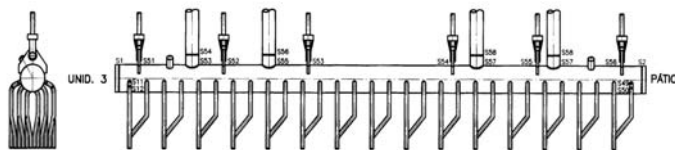


FIGURA 1 - Desenho esquemático do Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas



FIGURA 2: Detalhe da superfície do Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas.

Além desses, foram realizados ensaios de dureza e réplicas metalográficas no componente. Tanto o Coletor como os tubos e “stubs” apresentam a mesma microestrutura, constituída de ferrita e carbonetos esferoidizados no estágio C de degradação, segundo a classificação de Toft e Marsden (5), conforme mostra a Figura 3. Os resultados de dureza são apresentados na Tabela 2, estando acima do valor mínimo previsto para o material.



FIGURA 3 - Estrutura metalográfica do Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas, apresentando ferrita e carbonetos esferoidizados no estágio C de degradação. Ataque: Nital 1%. Aumento: 480X.

TABELA 1 – Espessuras e Diâmetros do Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas

| Componente |         | Coletor (mm) | Tubos/ "stubs" (mm) |
|------------|---------|--------------|---------------------|
| Espesura   | Nominal | 32           | 8.2                 |
|            | Medida  | Intervalo    | 28,66-33,45         |
|            |         | Média        | 31,83               |
| Diâmetro   | Nominal | 323,9        | 38                  |
|            | Medida  | Intervalo    | 323,0-325,1         |
|            |         | Médio        | 324                 |

TABELA 2 - Resultados dos Ensaios de Dureza

| Componente | Material  | Dureza Nominal Mínima (HV) | Dureza medida (HV) |
|------------|-----------|----------------------------|--------------------|
| Coletor    | 14CrMo3   | 127                        | 142 ± 8            |
| "Stub"     | 12CrMo910 | 127                        | 149 ± 6            |
| Tubo       | 12CrMo910 | 127                        | 150 ± 7            |

O primeiro passo para aplicação da metodologia proposta é determinar a correspondência entre tensão, temperatura e vida da liga especificada. Para tal, tomou-se como base os valores da tensão de projeto estabelecidos pelo código ASME I (2) para as ligas ASTM mais próximas da liga italiana especificada em projeto. Assim, o aço com nomenclatura italiana 14CrMo3 equivale ao ASTM A 213 T12 e o aço 12CrMo910 equivale ao ASTM A 213 T22. Os valores da tensão no código ASME para estes materiais são derivados da extrapolação a partir de dados experimentais de curta duração, geralmente utilizando o procedimento de extrapolação de Larson-Miller. Portanto, os traçados das curvas mestras de Larson-Miller tanto para a tensão média de ruptura como para a tensão mínima de ruptura pode ser derivada dos dados de projeto do código ASME, conforme mostra a Figura 4.

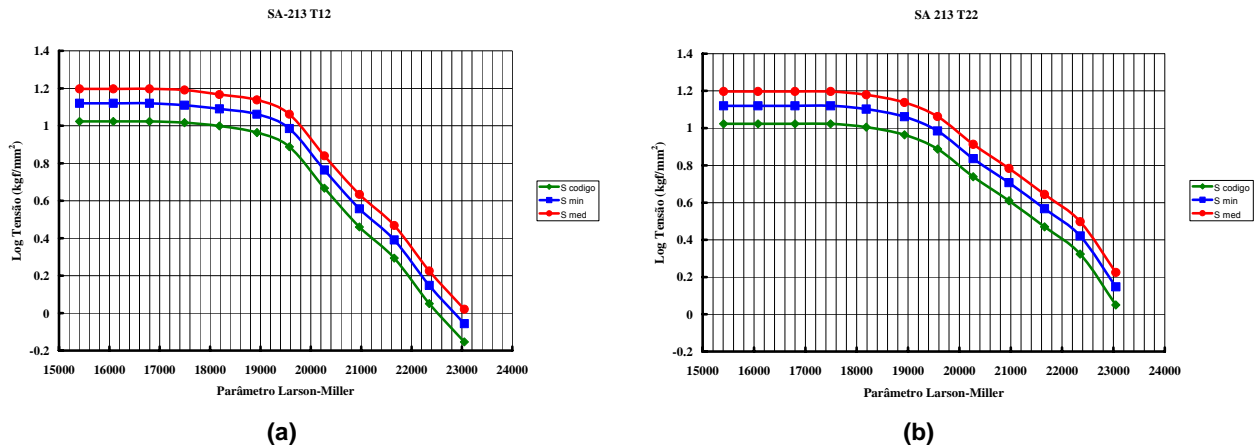


FIGURA 4 - Curvas mestra do parâmetro de Larson-Miller para os aços SA 213 T12 (a) e SA 213 T22 (b), baseada no código ASME, incluindo também as curvas de tensão mínima e média para ruptura em 100.000h.

#### 4.1.1 Análise Nível 1

Seguindo o procedimento do EPRI (1), deve-se iniciar a análise pelo Nível 1, onde são considerados os valores nominais de projeto de pressão, temperatura, espessura e diâmetro. Assim, as espessuras mínimas de parede são calculadas segundo a fórmula de projeto do código ASME I (2), apresentada na equação 3 para o coletor e na equação 4 para os tubos e "stubs".

Para o Coletor a espessura mínima admissível é:

$$e = \frac{PD}{2SE + 2Sy} \quad (\text{Equação 3})$$

onde o diâmetro nominal = 323,9mm, a pressão máxima de trabalho = 1,65kgf/mm<sup>2</sup>,  $E = 1$  e  $y = 0,4$  para aços ferríticos à temperatura de 415°C. Então:

$$e = 28.98 \text{ mm}$$

O material empregado no Coletor apresenta, segundo o código ASME, um valor de tensão admissível à 490 °C de 8,56kgf/mm<sup>2</sup>. Baseado nestes dados, o Parâmetro de Larson-Miller, obtido da Figura 4, é aproximadamente 19.250. A partir deste valor foi estimado o tempo para falha do componente (Equação. 1)  $P_{LM} = T [20 + \log(t_R)]$ . Então  $t_R \approx 170.000\text{h}$ .

A fração de danos acumulados =  $t/t_R = 184.000/170.000 = 1,08$ . Logo, o componente ultrapassou o limite da vida prevista segundo as condições de projeto. Indicando a necessidade de uma análise Nível 2, de acordo com os critérios do EPRI.

Para tubos e "stubs":

$$e = \frac{PD}{2S + P} + 0.005D \quad (\text{Equação 4})$$

onde o diâmetro nominal = 38mm; a pressão máxima de trabalho = 1,65kgf/mm<sup>2</sup>; e a tensão máxima de trabalho, retirada do código ASME I (2) para o aço ASTM A213 T22 na temperatura de 572°C = 3,84kg/mm<sup>2</sup>.

Então:  $e = 6.72\text{mm}$ .

O Parâmetro de Larson-Miller baseado nesta tensão obtido da Figura 4, é aproximadamente 21.100. A partir deste valor foi obtido o tempo estimado para falha com a utilização da Equação 1, a temperatura de 845K é de  $t_R \approx 93.000\text{h}$  e a fração de danos acumulados =  $t/t_R = 184.000/93.000 = 2$ . Logo, o tempo de vida estimado pelo critério de projeto se encontra ultrapassado.

Tanto para o Coletor como para os tubos, os valores medidos encontram-se abaixo do valor nominal de projeto, sendo que no caso do Coletor estão abaixo do mínimo exigido pelo código ASME. Como os resultados da análise de Nível 1 estão muito próximos do limite aceitável, partiu-se para análise de Nível 2, de acordo com o EPRI (1).

#### 4.1.2 Análise Nível 2

Neste caso são consideradas as condições reais de operação, ou seja, pressão de operação de 147 kgf/cm<sup>2</sup>, temperatura de operação de 80% do tempo a 468°C e 20% do tempo a 521°C e dimensões médias medidas em campo e apresentadas na Tabela 1.

As tensões calculadas segundo as condições reais de operação para o Coletor, utilizando a equação 3 com  $e = 31,83 \text{ mm}$ ,  $D = 324 \text{ mm}$  obtém-se  $S = 6,89 \text{ kg/mm}^2$  e para tubos e "stubs", utilizando a equação 4 com  $e = 7,92 \text{ mm}$  e  $D = 45,15 \text{ mm}$ , obtém-se  $S = 3,45 \text{ kgf/mm}^2$ .

Entrando nos gráficos da Figura 4, obtém-se a partir destas tensões, os valores do Parâmetro de Larson-Miller de 19.750 para o Coletor (Figura 4a) e 21.350 para os tubos e "stubs" (Figura 4b), baseando-se no traçado da curvas mestra dos parâmetros de Larson-Miller para valores de tensão previstos no código ASME. Os tempos de vida estimados em horas para as temperaturas de operação são calculados a partir da equação 1 e apresentados na Tabela 3.

TABELA 3 – Tempos de vida estimados a partir das curvas mestras de Larson - Miller para tensões previstas no código ASME.

| Componente    | Temperatura (°C) | Tempo de vida estimado, $t_R$ (h) |
|---------------|------------------|-----------------------------------|
| Coletor       | 468              | 4.500.000                         |
|               | 521              | 74.800                            |
| Tubos/"Stubs" | 490              | 96.000.000                        |
|               | 572              | 185.000                           |

Para o Coletor com 20% de tempo de operação à 521°C e 80% de tempo de operação à 468°C, a fração de danos estimada é de  $0,2 \times (184.000)/(74.000) + 0,8 \times (184.000)/4.500.000 = 0,5 + 0,03 = 0,53$ . Com base neste fator o tempo de vida remanescente do Coletor é de aproximadamente  $0,47 \times 74.800/0,2 = 175.700\text{h}$ .

Para os tubos e “stubs” com 20% de tempo de operação à 572°C e 80% de tempo de operação à 490°C, a fração de danos estimada é de  $0,2 \times (184.000)/(185.000) + 0,8 \times (184.000)/(96.000.000) = 0,2 + 0,001 \approx 0,2$ . O nível de danos nos tubos e “stubs” não é significativo.

#### 4.2 Tubulação de Vapor Principal do Superaquecedor na Saída da Caldeira para Turbina de Alta Pressão

A Tubulação de Vapor Principal do Superaquecedor na Saída da Caldeira para Turbina de Alta Pressão é confeccionada com aço 12CrMo910. A temperatura de projeto é de 540°C. A pressão de projeto é de 165kgf/cm<sup>2</sup>, e a pressão de operação é de 147kg/cm<sup>2</sup>. A Figura 5 apresenta um desenho esquemático da Tubulação de Vapor do Superaquecedor.

A Tubulação de Vapor do Superaquecedor apresenta suave corrosão superficial generalizada e com poucos pites, conforme mostra a Figura 6. Também foram realizadas medições de espessuras e diâmetros, mostradas na Tabela 4.

TABELA 4 – Espessuras e Diâmetros do Coletor de Saída do Superaquecedor de Placas

| Componente     |         | Tubulação |             |
|----------------|---------|-----------|-------------|
| Espessura (mm) | Nominal | 26        |             |
|                | Medida  | Intervalo | 25,25-29,22 |
|                |         | Média     | 22,5        |
| Diâmetro (mm)  | Nominal | 220       |             |
|                | Medida  | Intervalo | 220,3-226,9 |
|                |         | Médio     | 223,4       |

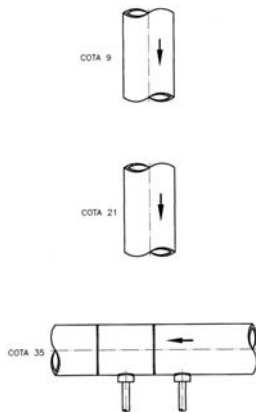


FIGURA 5 - Desenho esquemático da Tubulação de Vapor do Superaquecedor.



FIGURA 6 - Vista geral da Tubulação de Vapor do Superaquecedor.

Este componente foi inspecionado por líquido penetrante e ultra-som nas soldas do Coletor, sendo que não foram detectadas não conformidades ao longo da espessura do material.

A Figura 7 apresenta os resultados da avaliação microestrutural através de réplicas metalográficas, obedecendo à classificação de Toft e Marsden (5). A estrutura apresenta ferrita e carbeto esferoidizados no estágio E de degradação. Portanto, a estrutura encontra-se bastante degradada. Os resultados de dureza variam na faixa de 174 a 177HV, maiores portanto que o valor mínimo aceito para o aço em questão de 127HV.

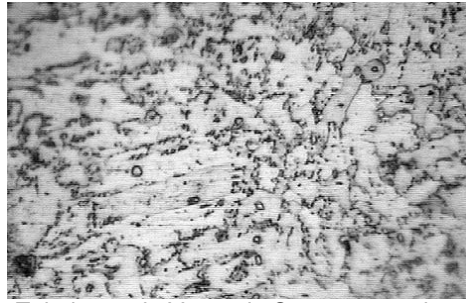


FIGURA 7 - Estrutura metalográfica da Tubulação de Vapor do Superaquecedor, apresentando ferrita e carbonetos esferoidizados no estágio E de degradação. Ataque: Nital 1%. Aumento: 480 x

#### 4.2.1 Análise Nível 1

Seguindo a metodologia do EPRI (1) realizou-se a avaliação de Nível 1. O valor de espessura mínima calculada segundo requisitos de pressão e temperatura de projeto, conforme o código ASME I (2), é de 27,7mm, a qual é superior à prevista no projeto, conforme mostra cálculo que se segue:

$$e = \frac{PD}{2SE + 2Py}, \text{ onde}$$

$e$  = Espessura mínima espessura;  $D$  = diâmetro nominal = 220 mm;  $P$  = pressão máxima de trabalho = 1,65kg/mm<sup>2</sup>;  $S$  = tensão máxima de trabalho, retirada do código ASME I (2) para o aço ASTM A213 T22 na temperatura de 540°C = 5,4kg/mm<sup>2</sup>;  $E$  = 1;  $\gamma$  = 0,7 para aços ferríticos à temperatura acima 415°C.

$$e = \frac{1,65 \times 220}{2 \times 5,49 + 2 \times 1,65 \times 0,7} = 27,7$$

O valor da espessura mínima é um pouco maior que a espessura nominal.

#### 4.2.2 Análise Nível 2

Partiu-se, então para a avaliação de Nível 2. Nesta avaliação emprega-se os valores reais de tensão no componente obtidos a partir das dimensões medidas durante a inspeção e as temperaturas e pressões de operação, ou seja 147kg/cm<sup>2</sup>. A tensão calculada a partir das condições de operação e dimensões reais ( $e = 22,5$ mm,  $D = 223,4$  mm) é de 6,27kgf/mm<sup>2</sup>. O Parâmetro de Larson-Miller, retirado da Figura 4 correspondente a tensão calculada é de 20.000, que equivale a um tempo de vida até a ruptura em condições de temperatura de operação de 540°C de 39.830h.

Com um tempo de operação total do componente de 184.433h, o dado obtido anteriormente indica que o limite de vida segura já se encontra ultrapassado. Entretanto, pode-se notar na curva mestra de tensão versus o Parâmetro de Larson-Miller (Figura 4) que, para um tempo mínimo de ruptura de 100.000h o parâmetro de Larson-Miller (Figura 4b) tem o valor de 20.450. De acordo com a Equação 1, para uma temperatura de 540°C, o tempo de operação até a ruptura é de 142.400h. Mesmo neste cálculo estimado, a fração de danos é superior a 1, indicando que a vida segura de operação está exaurida.

Como a vida de projeto já havia sido efetivamente eliminada, tanto em termos do dano calculado com base nos dados de projeto como em termos das evidências metalográficas, recomendou-se a substituição da Tubulação de Vapor do Superaquecedor o mais breve possível.

## 5.0 – CONCLUSÕES

A metodologia apresentada para cálculo de vida remanescente de componentes de usinas termelétricas tem como vantagens:

- Unir critérios já consagrados e aceitos pela comunidade científica;
- Tomar como base dados resultantes da inspeção de campo e registros de operação, buscando assim reduzir de maneira acentuada o conservadorismo dos critérios adotados nos códigos de projeto.
- Ser aplicável em condições de operação cíclica, em diferentes pressões e temperaturas, que é o regime de operação predominante no parque termelétrico brasileiro.

## 6.0 – BIBLIOGRAFIA

- (1) EPRI. Generic Guidelines for the Life Extension of Fossil Fired Power Plants; November; 1986.
- (2) ASME I. Rules for Construction of Power Boilers; Section I; 1997.
- (3) LARSON F.R., MILLER, J. A Time Temperature Relationship for Rupture and Creep Stress; Trans. ASME; v.74; pp. 765; 1952.
- (4) ROBINSON, E.L. Effect of Temperature variation on the long time Rupture Stress of Steel; Trans ASME 74; pp 777-781; 1952.
- (5) TOFT, L.H, MARSDEN, R.A. Structural Processes in Creep: Special Report N<sup>o</sup>. 70; Iron & Steel Institute; pp. 238-244; London; 1961.
- (6) NEUBAUER, B., WEDEL, V. Restlife Estimation of Creeping Components by Means of Replicas; Int. Conf. on Advances in Life Prediction; ASME; New York; pp. 307-313; 1983.
- (7) CANE B.J. Interrelationship between Creep Deformation and Creep Rupture in 2.25 CrMo Steel; Metal Science; v. 10; p. 287; 1979.
- (8) CANE, B.J., SHAMMAS, M.S. A Method for Remanent Life Estimation by Quantitative Assessment of Creep avitation on Plant; CEGB; Leatherhead; 1984.
- (9) SILVEIRA, T.L., LE MAY, I. Effects of Metallographic Preparation Procedures on Creep Damage Assessment; Materials Characterization; v. 28; pp. 75-85; 1992.
- (10) SAMUELS, L.M., COADE, R.W., MANN, S.D. Precracking Structures in a Creep-Ruptured Low-Carbon Cr-Mo Steel; Materials Characterization; v. 29; pp. 343-363; 1992.
- (11) PRAGER, M. The Omega Method – An Engineering Approach to Life Assessment; J. Pres. Ves. Tech.,v. 122; pp. 273-280; 2000.