

unesp  **UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA**
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

PAULO ALEXANDRE DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DOS DANOS POR FLUÊNCIA DA SERPENTINA DA
CALDEIRA DA REVAP**

Guaratinguetá
2012

PAULO ALEXANDRE DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DOS DANOS POR FLUÊNCIA DA SERPENTINA DA
CALDEIRA DA REVAP**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para a obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Elias Tomazini

Guaratinguetá
2012

S237a Santos, Paulo Alexandre dos
Avaliação dos danos por fluência da serpentina da caldeira da REVAP
/ Paulo Alexandre dos Santos – Guaratinguetá : [s.n], 2012.
57 f : il.
Bibliografia: f. 56-57

Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade
Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012.
Orientador: Prof. Dr. José Elias Tomazini

1. Caldeiras 2. Microestrurura I. Título

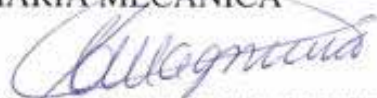
CDU 621.18

**AVALIAÇÃO DOS DANOS POR FLUÊNCIA DA SERPENTINA DA
CALDEIRA DA REVAP**

PAULO ALEXANDRE DOS SANTOS


ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA



Prof. Dr. ANTONIO WAGNER FORTI
Coordenador


BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. JOSÉ ELIAS TOMAZINI
Orientador/UNESP-FEG



Prof. Dr. JOSÉ GERALDO TRANI BRANDÃO
UNESP-FEG



Prof. Dr. MAURO HUGO MATHIAS
UNESP-FEG

DADOS CURRICULARES
PAULO ALEXANDRE DOS SANTOS

NASCIMENTO	03/06/1977 – SÃO JOSÉ DOS CAMPOS / SP
FILIAÇÃO	Paulo Leite dos Santos Luzia Antônia dos Santos
1999/2002	Curso de Técnico em Mecânica Escola técnica “Prof. Everardo Passo”
2004/2012	Curso de Graduação Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá Da Universidade Estadual Paulista.

Dedico este trabalho a minha família,
por toda a dedicação, apoio e compreensão,
principalmente nos momentos difíceis. Sem
ela nada disso seria possível.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, agradeço a minha família, Rafaella, Luzia, João, Graciela e João Victor pela compreensão, incentivo e principalmente pela formação educacional e do meu caráter.

À Petrobras, em particular a equipe da Inspeção de Equipamentos da REVAP por todo apoio e ajuda não só durante este trabalho, mas durante minha formação profissional. Agradecimentos especiais aos Engenheiros Adriano Eidi Yaedu e Afonso Santos Verges e ao Técnico de Inspeção de Equipamentos Gustavo Spera Alves que contribuíram diretamente para a realização deste trabalho.

Ao meu orientador Prof. Dr. José Elias Tomazini pela ajuda, apoio e orientação neste trabalho.

“O sucesso é um professor perverso. Ele seduz as pessoas inteligentes e as faz pensar que jamais vão cair.”
Bill Gates

“Procure ser um homem de valor, em vez de ser um homem de sucesso.”
Albert Einstein

SANTOS, P. A. dos. **Avaliação dos danos por fluência da serpentina da caldeira da REVAP.** 2012. 57 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

A determinação da vida remanescente de equipamentos que operam a altas temperaturas tem sido um grande desafio para seus proprietários. A utilização de fatores de segurança, muitas vezes conservadores, faz com que a substituição dos equipamentos ou de seus componentes no final da vida de projeto seja financeiramente inviável. Este trabalho teve como objetivo estimar a vida residual da serpentina do superaquecedor secundário de uma das caldeiras da REVAP (Refinaria Henrique Lage), através de ensaio acelerado de fluência e comparar os resultados com as técnicas baseadas na microestrutura e na dureza. Ao realizar uma avaliação adequada é possível aumentar a confiabilidade do equipamento, garantindo a continuidade operacional e a integridade física. Os ensaios realizados apresentaram uma vida residual mínima de 12,7 anos (111.252 horas), tempo maior que a vida de projeto (100.000 horas), mesmo após um período de operação de aproximadamente 250.000 horas, confirmando o conservadorismo do projeto. As técnicas baseadas na microestrutura e na dureza não apresentaram boa correlação com o ensaio de fluência, diminuindo a confiabilidade destas técnicas na determinação da vida residual.

PALAVRAS-CHAVE: Caldeira, superaquecedor, alta temperatura, fluência, vida residual, microestrutura, dureza.

SANTOS, P. A. dos. **Evaluation of creep damage of serpentine of the REVAP's boiler.** 2012. 57 f. Monograph (Undergraduate Work in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

The determination of the remaining life of equipment operating at high temperatures has been a great challenge for their owners. The use of safety factors, often conservative, makes the replacement of equipment or of its components at the end of the life of design gets financially unviable. This study aimed to estimate the remaining life of the serpentine of the secondary superheater of one of REVAP's boilers (Henrique Lage Refinery), through accelerated creep tests and comparison of the results with the techniques based on microstructure and hardness. When conducting a proper assessment it's possible to increase the equipment reliability, ensuring operational continuity and physical integrity. The tests showed a minimal residual life of 12.7 years (111,252 hours), longer than the design life (100,000 hours), even after a period of operation of approximately 250,000 hours, confirming the conservatism of the project. The techniques based on microstructure and hardness did not show good correlation with the creep test, decreasing the reliability of these techniques in determining the residual life.

KEYWORDS: Boiler, superheater, high temperature, creep, residual life, microstructure, hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Representação esquemática de uma caldeira flamotubular. (CLUBE DO VAPOR, 2010).	16
Figura 2 – Representação esquemática de uma caldeira aquatubular. (PELEGRINI, 2010).	16
Figura 3 – Detalhes típicos de uma caldeira. (KITTO e STULTZ, 2005, p. 1-15).	18
Figura 4 – Instalação de um superaquecedor. (KITTO e STULTZ, 2005, p. 19-22).	19
Figura 5 – Equipamento para realização de ensaio de fluência. (CROCOLI, 2009).	21
Figura 6 – Curva típica de deformação por fluência versus tempo, para carregamento e temperatura constante. (CALLISTER, 2002).	22
Figura 7 – Representação do efeito da tensão e da temperatura nas curvas de fluência. (VISWANATHAN, 1989).	22
Figura 8 – Curva mestra do Aço 2 ¼ Cr ½ Mo. (BSI PD 6525, 1990).	24
Figura 9 – Curvas de tensão do Aço 2 ¼ Cr ½ Mo correlacionando tensão, tempo, temperatura e parâmetro de Larson-Miller. (API STANDARD 530, 2008).	24
Figura 10 – Variação da tensão de ruptura para o Aço 2¼Cr½Mo para diferentes tratamentos térmicos utilizando o parâmetro de Larson-Miller. (VISWANATHAN, 1989).	26
Figura 11 – Linhas de isotensão no gráfico log t _r versus 1/T segundo parâmetro de Larson-Miller para C = 20. (MORETO, 2008).	27
Figura 12 – Metalografia mostrando os estágios de esferoidização encontrada por Toft e Mardsen (1961) no início de seu experimento.	29
Figura 13 – Resultado dos ensaios de ruptura por fluência encontrados por Toft e Mardsen (1961) para tubos de caldeira de 1Cr½Mo para diferentes estágios da microestrutura.	29
Figura 14 – Classificação dos danos de fluência através de metalografia e ações sugeridas para cada tipo de dano. (NEUBAUER e WENDEL, 1983).	30
Figura 15 – Diagrama esquemático mostrando a correlação entre a dureza (H) e o parâmetro de Larson-Miller (P). (VISWANATHAN, 1989).	31
Figura 16 – Correlação entre (σ/H) e o parâmetro de Larson-Miller (LMP) para o aço 2.25Cr-1Mo. (FUJIBAYASHI, ISHIKAWA, ARAKAWA, 2006).	32
Figura 17 – Croqui indicando a localização das amostras A2, J3 e T1.	33
Figura 18 – Corpos de prova das amostras A2, J3 e T1 para os ensaios de fluência.	35
Figura 19 – Máquinas utilizadas para a realização dos ensaios acelerados de fluência.	35
Figura 20 – Curva mestra das amostras A2, J3 e T1 para C = 20.	39

Figura 21 – Curva mestra das amostras A2, J3 e T1 para C = 15,96.	40
Figura 22 – Microscopia ótica da amostra A2. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: Aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.	43
Figura 23 – Microscopia ótica da amostra J3. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.	44
Figura 24 – Microscopia ótica da amostra T1. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.	45
Figura 25 – Microscopia ótica da amostra T1 com a técnica de contraste diferencial por interferência circular (C-DIC). Em cima: aumento de 500X. Em baixo: aumento de 1600X. Ataque: Nital 5%.....	46
Figura 26 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra A2. Em cima: aumento de 2500X. Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.	48
Figura 27 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra J3. Em cima: aumento de 2500X (à esquerda imagem de elétrons retroespalhados e a direita imagem de elétrons secundários). Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.	49
Figura 28 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra T1. Em cima: aumento de 2500X. Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.	50
Figura 29 – Imagem do MEV indicando a região analisada (inclusão), juntamente com o espectro de EDS. À esquerda: amostra J3. À direita: amostra T1.	51
Figura 30 – Imagem do MEV indicando a região analisada (carboneto), juntamente com o espectro de EDS. À esquerda: amostra A2. À direita: amostra T1.	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do A-213 T22. ASTM A-213 (1966).....	34
Tabela 2 – Propriedades do A-213 T22. ASTM A-213 (1966).....	34
Tabela 3 – Resultados obtidos no ensaio de fluência.....	37
Tabela 4 – Valores obtidos para o cálculo da constante C otimizado.....	38
Tabela 5 – Resultados obtidos no ensaio de fluência.....	38
Tabela 6 – Cálculos da vida residual das amostras A2, J3 e T1 para $C = 20$	41
Tabela 7 – Cálculos da vida residual das amostras A2, J3 e T1 para $C = 15,96$	41
Tabela 8 – Resultado do ensaio de EDS para as inclusões nas amostras J3 e T1.....	51
Tabela 9 – Resultado do ensaio de EDS para os carbonetos nas amostras A2 e T1.....	52
Tabela 10 – Resultado dos ensaios de dureza.....	53
Tabela 11 – Cálculo da vida remanescente através da dureza convencional.....	53
Tabela 12 – Cálculo da vida remanescente através da dureza realizada pelo durômetro portátil.....	53

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	14
2 OBJETIVO.....	15
3 DESENVOLVIMENTO TEÓRICO	15
3.1 Gerador de vapor ou caldeira	15
3.1.1 Superaquecedor	18
3.2 Fluência.....	19
3.2.1 Ensaio de fluência	20
3.2.2 Parâmetro de Larson-Miller	23
3.2.3 Técnicas de avaliação de dados de fluência baseada na microestrutura.....	27
3.2.4 Técnicas de avaliação de dados de fluência baseada na dureza	31
4 MATERIAL E MÉTODOS	33
4.1 Material	33
4.2 Ensaio de fluência.....	34
4.3 Ensaio metalográfico.....	36
4.4 Ensaio de dureza	36
5 RESULTADOS E ANÁLISE DOS DADOS.....	37
5.1 Ensaio de fluência.....	37
5.2 Ensaio metalográfico.....	42
5.2.1 Microscopia ótica.....	42
5.2.2 Microscopia eletrônica de varredura e análise por dispersão de energia de raios-x (EDS)	47
5.3 Ensaio de dureza	53
6 CONCLUSÃO	54
7 REFERÊNCIAS	56

1 INTRODUÇÃO

Devido ao grande número de variáveis que influenciam a vida de um equipamento num projeto, seus cálculos são necessariamente aproximados e muitas vezes conservadores. Um exemplo claro disto é a serpentina do superaquecedor secundário da caldeira que será estudada neste trabalho. Esta caldeira é do tipo aquatubular e sua vida de projeto é de 100.000 horas, aproximadamente 11 anos e encontra-se atualmente com o tempo de operação de 31 anos.

Sendo assim, o ganho econômico mantendo-se em funcionamento um equipamento após a vida nominal de projeto é muito grande, porém é importante uma boa avaliação da integridade física do equipamento a fim de evitar falhas e conseqüentemente paradas não programadas da planta industrial, aumentando assim a confiabilidade e rentabilidade do processo.

O plano de inspeção da caldeira prevê inspeção interna a cada 40 meses, por ser classificada como especial conforme determinado pela Norma Regulamentadora nº 13 – Caldeiras e Vasos de Pressão. Nestas inspeções são realizados vários ensaios, como inspeção visual, medição de espessura, partícula magnética, líquido penetrante e teste hidrostático. Porém estes ensaios são específicos para identificar descontinuidades (trincas e poros) e determinar a perda de espessura devido à corrosão, não sendo apropriados à avaliação dos danos por fluência.

A fluência é um mecanismo de dano que é ativado termicamente, no qual o material sofre uma deformação permanente, sendo esta deformação lenta e contínua, mesmo abaixo do limite de escoamento do material e sobre tensão constante. Sendo assim, a fluência é um fenômeno que ocorre em todos os materiais e que depende da temperatura, do tempo e da tensão a que o material está submetido.

A determinação dos danos causados pela fluência não é trivial, sendo o ensaio de fluência o mais apropriado. Devido ao fato deste ensaio ser um ensaio destrutivo e de longa duração, muitas vezes sua realização torna-se inviável. Ensaio metalográfico tem sido muito utilizado nestas condições, porém apresentam limitações.

Durante a parada da caldeira em 2009 foi retirado um dos 72 tubos da serpentina do superaquecedor secundário da caldeira, e nesta ocasião a inspeção de equipamentos da REVAP solicitou que fosse guardado parte da serpentina para realização de um ensaio acelerado de fluência com o objetivo de determinar a vida consumida do equipamento.

Os componentes da caldeira não apresentam histórico de falha por fluência, porém a avaliação da serpentina do superaquecedor secundário é justificada pelas condições de trabalho que este componente está submetido, temperatura de 510°C, pressão de 104 kgf/cm² e tempo de operação de 29 anos.

Foi realizado ensaio acelerado de fluência, ensaio metalográfico e ensaio de dureza com o objetivo de comparar as técnicas que avaliam os danos por fluência, além de obter mais informações sobre o componente que auxiliaram na determinação da provável vida do equipamento.

2 OBJETIVO

Familiarização com a literatura e técnicas da engenharia para cálculo da fração de vida de um equipamento sujeito a trabalho sobre alta temperatura e pressão.

Comparar as técnicas que estimam os danos por fluência, visto que a técnica mais recomendada pela literatura é de difícil execução.

Estimar o fim da vida do equipamento através de técnicas já consagradas de maneira que seja possível realizar a substituição do componente de maneira programada, rentável e com baixo risco de falha.

Determinar se o mesmo encontra-se apto a operar, se as condições operacionais podem ser mantidas e o prazo para a próxima avaliação.

3 DESENVOLVIMENTO TEÓRICO

3.1 Gerador de vapor ou caldeira

Gerador de vapor, ou caldeira, é o equipamento que usa o calor para converter água em vapor para uma variedade de aplicações. As principais aplicações são a geração de energia elétrica e aquecimento de processos industriais. O vapor é um recurso fundamental por causa de sua ampla disponibilidade, propriedades vantajosas e natureza não tóxica. (KITTO e STULTZ, 2005, p. 1-1).

As caldeiras, devido a suas características construtivas, são classificadas em:

- Flamotubular: os gases de combustão passam por dentro do tubo, enquanto a água a ser aquecida passa por fora; (Figura 1)
- Aquatubular: a água a ser aquecida passa no interior dos tubos que, por sua vez, são envolvidos pelos gases de combustão da fornalha. (Figura 2)

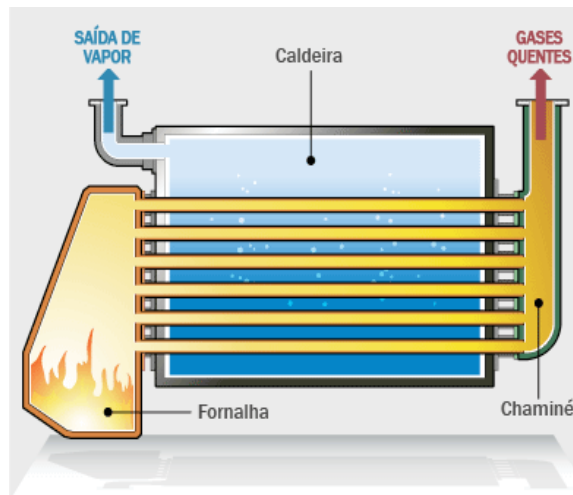


Figura 1 – Representação esquemática de uma caldeira flamotubular. (CLUBE DO VAPOR, 2010).

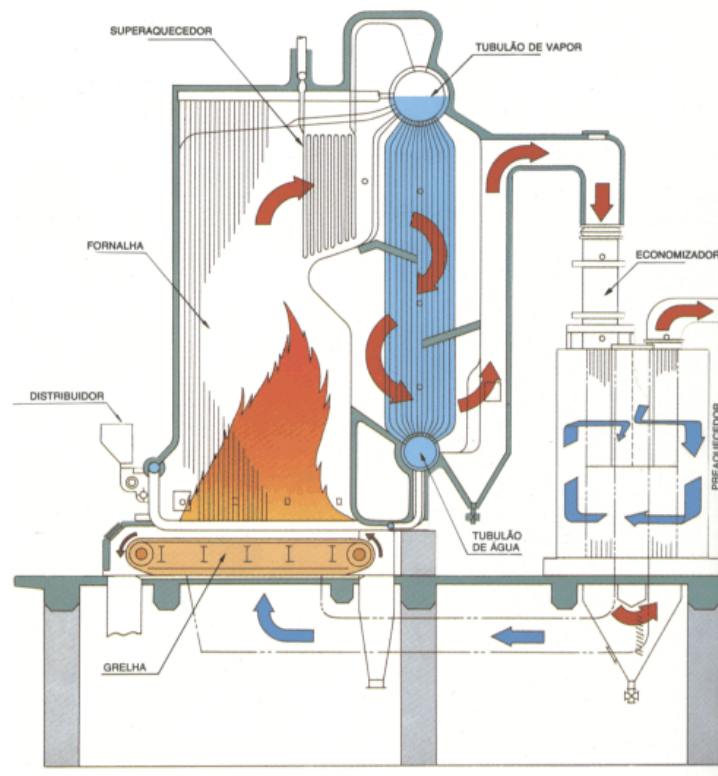


Figura 2 – Representação esquemática de uma caldeira aquatubular. (PELEGRINI, 2010).

No Brasil os proprietários de caldeiras devem cumprir as determinações da NR-13, norma regulamentadora do Ministério do Trabalho que trata dos requisitos e dos cuidados para estabelecimentos que possuem caldeiras e vasos de pressão. Isso inclui: os requisitos para instalações, documentação e instrumentação; institui o Serviço Próprio de Inspeção de Equipamentos (SPIE); estabelece requisitos mínimos de treinamento (currículo, tempo de treinamento) para os operadores e para os inspetores de equipamentos. Além disso, são definidos os períodos máximos que se devem executar inspeções periódicas externas, internas e teste hidrostático nos equipamentos, em função da sua classificação de risco.

As caldeiras são classificadas em 3 categorias pela NR-13, conforme segue:

- a) categoria A são aquelas cuja pressão de operação é igual ou superior a 1960 kPa;
- b) categoria “C” são aquelas cuja pressão de operação é igual ou inferior a 588 KPa e o volume interno é igual ou inferior a 100 litros;
- c) categoria “B” são todas as caldeiras que não se enquadram nas categorias anteriores. (NR-13, 2008, p. 2).

As caldeiras podem ainda ser classificadas como especiais. As caldeiras que operam de forma contínua e que utilizam gases ou resíduos das unidades de processo, como combustível principal para aproveitamento de calor ou para fins de controle ambiental podem ser consideradas especiais quando todas as condições seguintes forem satisfeitas:

- a) estiverem instaladas em estabelecimentos que possuam "Serviço Próprio de Inspeção de Equipamentos”;
- b) tenham testados a cada 12 (doze) meses o sistema de intertravamento e a pressão de abertura de cada válvula de segurança;
- c) não apresentem variações inesperadas na temperatura de saída dos gases e do vapor durante a operação;
- d) exista análise e controle periódico da qualidade da água;
- e) exista controle de deterioração dos materiais que compõem as principais partes da caldeira;
- f) seja homologada como classe especial mediante:
 - acordo entre a representação sindical da categoria profissional predominante no estabelecimento e o empregador;
 - intermediação do órgão regional do MTb, solicitada por qualquer uma das partes quando não houver acordo;
 - decisão do órgão regional do MTb quando persistir o impasse. (NR-13, 2008, p. 6).

3.1.1 Superaquecedor

Segundo Langemann e Salles¹ (2006 apud WINCK, 2009, p. 9-10) superaquecedores são componentes tubulares sob a forma de serpentinas, com o objetivo de criar grandes superfícies de troca térmica para elevar o grau de superaquecimento do vapor. Normalmente, estão localizados na zona de radiação, ou onde o fluxo dos gases é mais quente. São constituídos de dois coletores, um na entrada que recebe o vapor saturado e um na saída que coleta o vapor superaquecido. Em alguns projetos, o superaquecedor pode estar dividido em dois ou mais estágios, neste caso entre os estágios é inserido o dessuperaquecedor intermediário. Por circular apenas vapor no interior do superaquecedor, sua temperatura atinge valores extremamente elevados e por isso são projetados por critérios de fluência utilizando-se na sua fabricação aços carbono-molibdênio ou cromo-molibdênio.

O superaquecedor deve elevar a temperatura do vapor saturado sem aumentar, no entanto sua pressão. A Figura 3 ilustra detalhes típicos de uma caldeira aquatubular, onde os tubos do Bank e do superaquecedor encontram-se em corte. Enquanto a Figura 4 mostra a instalação dos tubos de um superaquecedor.

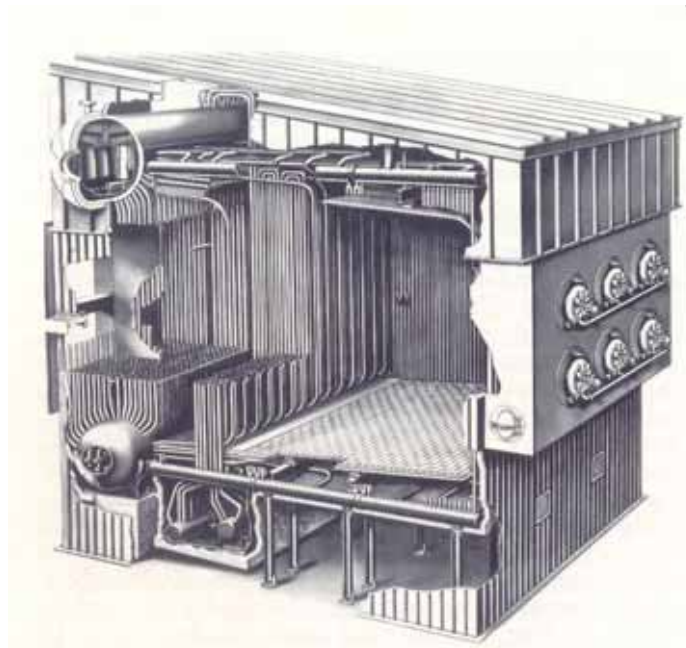


Figura 3 – Detalhes típicos de uma caldeira. (KITTO e STULTZ, 2005, p. 1-15)

¹ LAGEMANN, V.; SALLES, M. **Inspeção de caldeiras**. Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás, São Paulo, Brasil. 2006.

WINCK, J. C. **Avaliação dos Danos por Fluência no Superaquecedor da Caldeira de CO da REFAP S/A Segundo API STD 530**. Dissertação (Mestre em Engenharia). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2009.

Em refinarias o vapor é utilizado tanto para aplicação direta no processo, aquecimento, purga e acionamento de máquinas. Os equipamentos de acionamento a vapor são projetados para operar com vapor superaquecido.

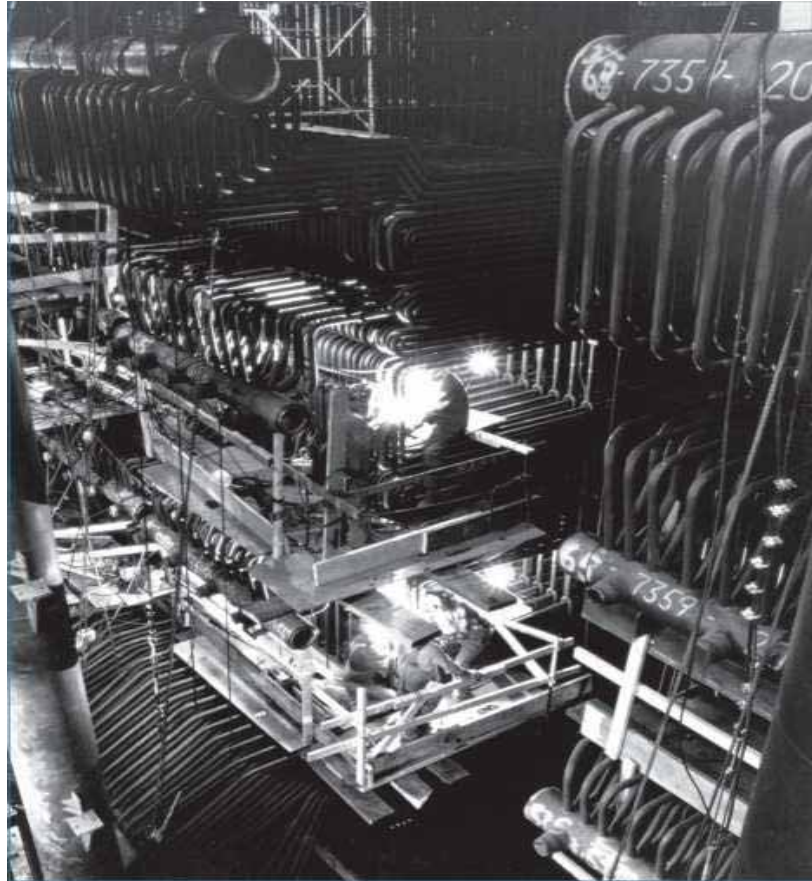


Figura 4 – Instalação de um superaquecedor. (KITTO e STULTZ, 2005, p. 19-22)

3.2 Fluência

Um dos fatores mais importantes que determinam a integridade dos componentes sujeitos à elevada temperatura é o seu comportamento de fluência. Devido à ativação térmica, os materiais podem lentamente e continuamente deformar mesmo sob carga constante (tensão) e eventualmente falhar. A deformação permanente, dependente do tempo e da temperatura, de materiais quando submetidos a uma carga ou tensão constante é conhecida como fluência. Como consequência de tal deformação as alterações dimensionais inaceitáveis e distorções, bem como ruptura final do componente podem ocorrer. Dependendo do componente, a falha final pode ser limitada por deformação ou fratura. Embora a fluência possa ocorrer em qualquer temperatura acima do zero absoluto, geralmente nos metais este fenômeno só se torna relevante a temperaturas acima de 40% da sua temperatura absoluta de fusão. (VISWANATHAN, 1989, p. 59 e 63).

3.2.1 Ensaio de fluência

Propriedades de fluência são geralmente determinadas por meio de um teste, que pode ser realizado de duas maneiras: a carga uniaxial constante ou a tensão constante. A tensão resultante no ensaio é registrada como uma função do tempo. (VISWANATHAN, 1989, p. 59).

Em princípio, um ensaio a tensão constante poderia ser muito mais significativo do que um ensaio a carga constante. A principal limitação do ensaio a tensão constante, no entanto, é que, em tais testes, é difícil reduzir a carga correspondente à taxa de deformação. Desta forma ensaios a tensão constante são mais difíceis de realizar. Conseqüentemente, para quase todas as aplicações de engenharia, ensaios de fluência a carga e temperatura constante são considerados mais adequados por causa da conveniência. (VISWANATHAN, 1989, p. 60 e 61).

A Figura 5 mostra um equipamento para realização de ensaio de fluência com seus principais componentes.

Os resultados dos ensaios de fluência normalmente são plotados em um gráfico deformação por fluência em função do tempo, sendo que através destes resultados é possível traçar uma curva de tendência, a este tipo de curva dá-se o nome de curva de fluência (Figura 6).

Normalmente esta curva possui três regiões bem distintas, que se caracterizam pela taxa de deformação, estas regiões são definidas como:

- Estágio Primário: decréscimo contínuo da taxa de fluência.
- Estágio Secundário: taxa de fluência constante.
- Estágio Terciário: aceleração da taxa de fluência, que culmina com a ruptura do corpo-de-prova.

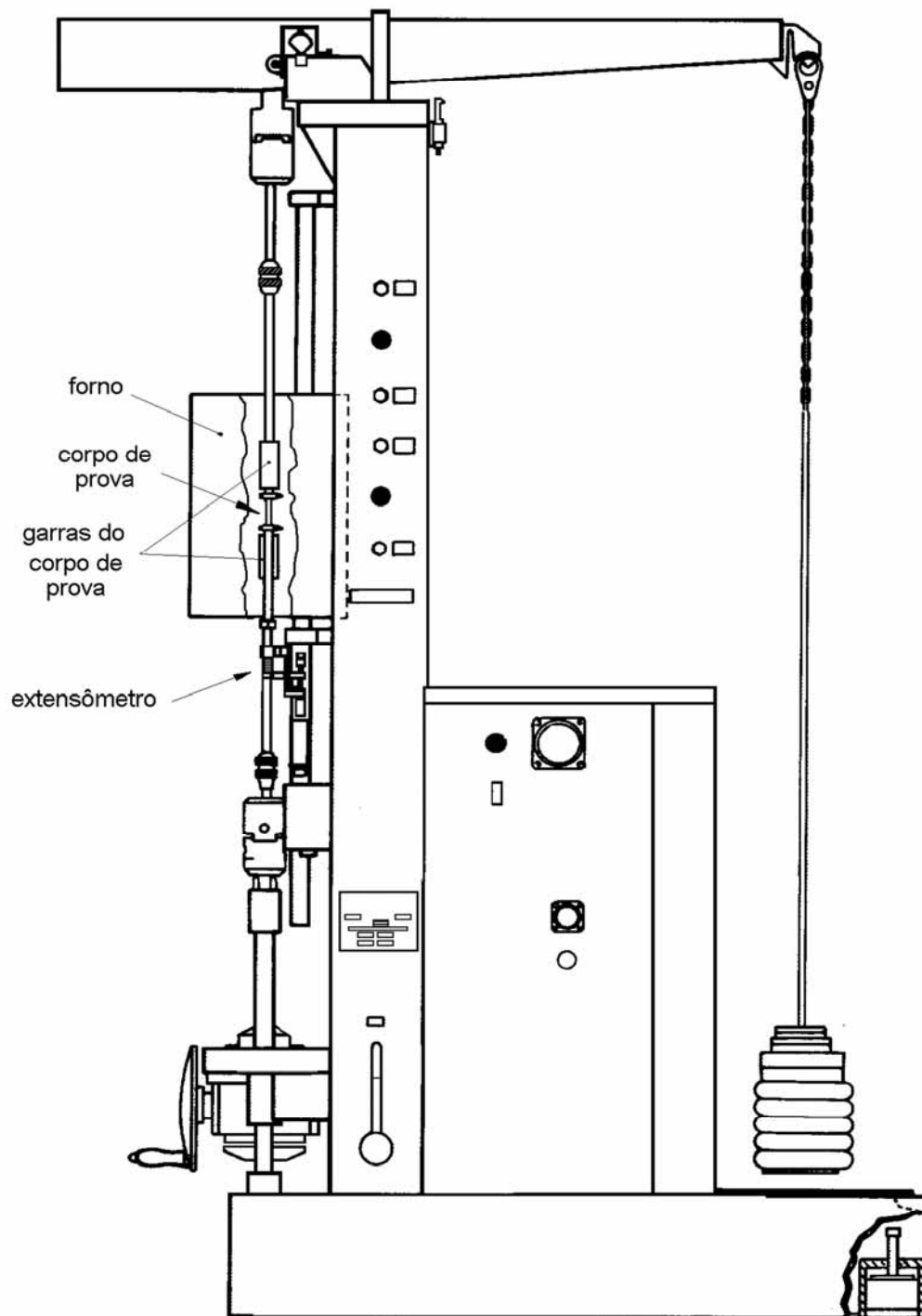


Figura 5 – Equipamento para realização de ensaio de fluência. (CROCOLI, 2009)

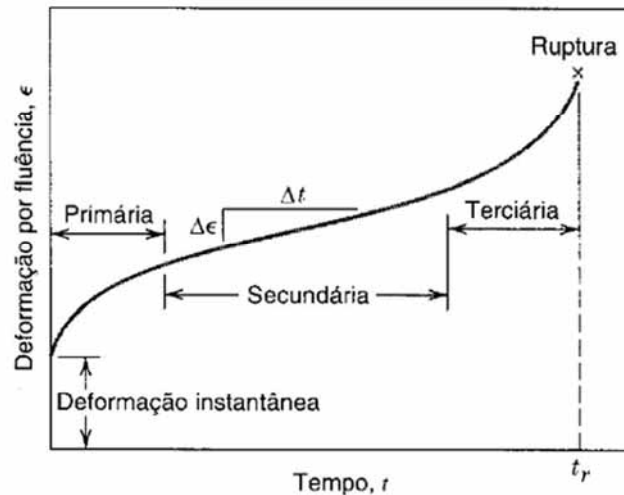


Figura 6 – Curva típica deformação por fluência versus tempo, para carregamento e temperatura constante. (CALLISTER, 2002).

Segundo Viswanathan (1989, p. 59 e 60) a forma da curva de fluência é influenciada por vários mecanismos, incluindo encruamento, movimentação de discordâncias, recristalização, precipitação e difusão. Sendo assim, o tamanho e a forma dos três estágios de deformação por fluência pode variar dependendo das condições de carregamento e temperatura a que o material foi submetido. Com o aumento da temperatura e da tensão ocorre a diminuição do estágio secundário, ou seja, o estágio terciário é atingido mais rapidamente e conseqüentemente o tempo para ruptura é menor.

A Figura 7 mostra o comportamento da curva de fluência ao aumentar a temperatura e a tensão.

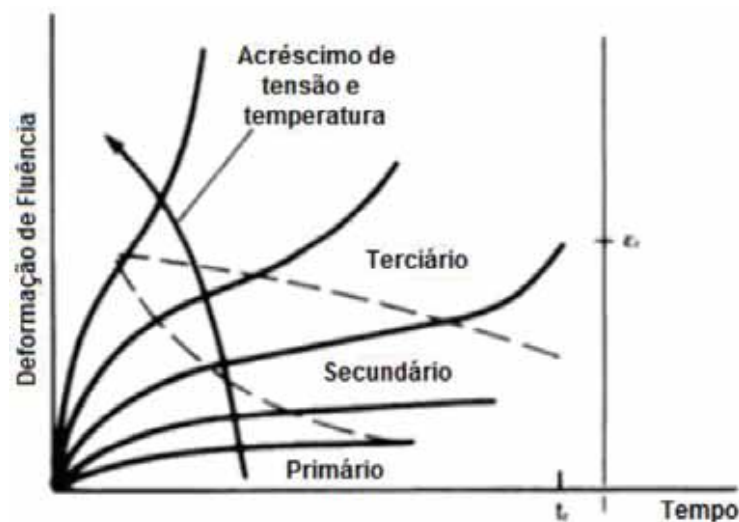


Figura 7 – Representação do efeito da tensão e da temperatura nas curvas de fluência. (VISWANATHAN, 1989).

3.2.2 Parâmetro de Larson-Miller

Segundo Viswanathan (1989, p. 64) como os componentes de usinas e indústrias de processo são projetados para operar por mais de 100.000 h, a extrapolação de dados laboratoriais de fluência e de ruptura para as condições atuais é inevitável. Mesmo que os dados de ensaios de longa duração de um determinado material estejam disponíveis, fazem-se necessárias novas avaliações devido às variações nas propriedades do material e as variações nas condições operacionais a que o componente foi submetido. Maior dificuldade encontrada em estimar a vida residual dos componentes submetidos a regime de fluência na indústria é que as decisões devem ser tomadas em curto prazo. Desta forma faz-se necessário a realização de ensaios de curta duração (geralmente menor que 1000h) e a partir destes dados a utilização de técnicas de extrapolação. Assim, a utilização dos ensaios de curta duração é muito importante para o projeto, controle de qualidade e para a avaliação das plantas de processos. Basicamente, as técnicas de extrapolação consistem em associar tensão, tempo e temperatura em uma única expressão. Os testes são realizados em condições mais severas que as condições de operação do material (temperatura e/ou tensões maiores) sendo estes dados utilizados para plotar uma única “curva mestra”, sendo possível ler diretamente na curva o ponto de operação através das condições de serviço do equipamento.

Segundo Viswanathan (1989, p. 69) historicamente várias técnicas de extrapolação foram propostas, porém somente alguns parâmetros são amplamente aceitos. O parâmetro de Larson-Miller é o parâmetro mais utilizado pela engenharia, devido ao fato de estar consolidado há um longo período de tempo, ser de fácil compreensão e utilização, e por ser pelo menos tão preciso quanto (se não mais preciso do que) qualquer um dos outros parâmetros.

Larson e Miller (1952, p. 765) introduziram o conceito de um agrupamento de tempo-temperatura na forma de $T (C + \log t)$, baseado na expressão de Hollomon-Jaffee (1945, p. 22), utilizada para determinar o tempo necessário para atingir uma determinada dureza nos aços revenidos. Para um dado material, em um gráfico tensão versus o parâmetro proposto resultou em uma única curva, dentro do limite de dispersão, independente da combinação de tempo-temperatura utilizado para gerar o parâmetro. Um valor de $C = 20$ foi inicialmente proposto, mas posteriormente verificou-se que valores entre 10 e 40 eram apropriados, dependendo do material.

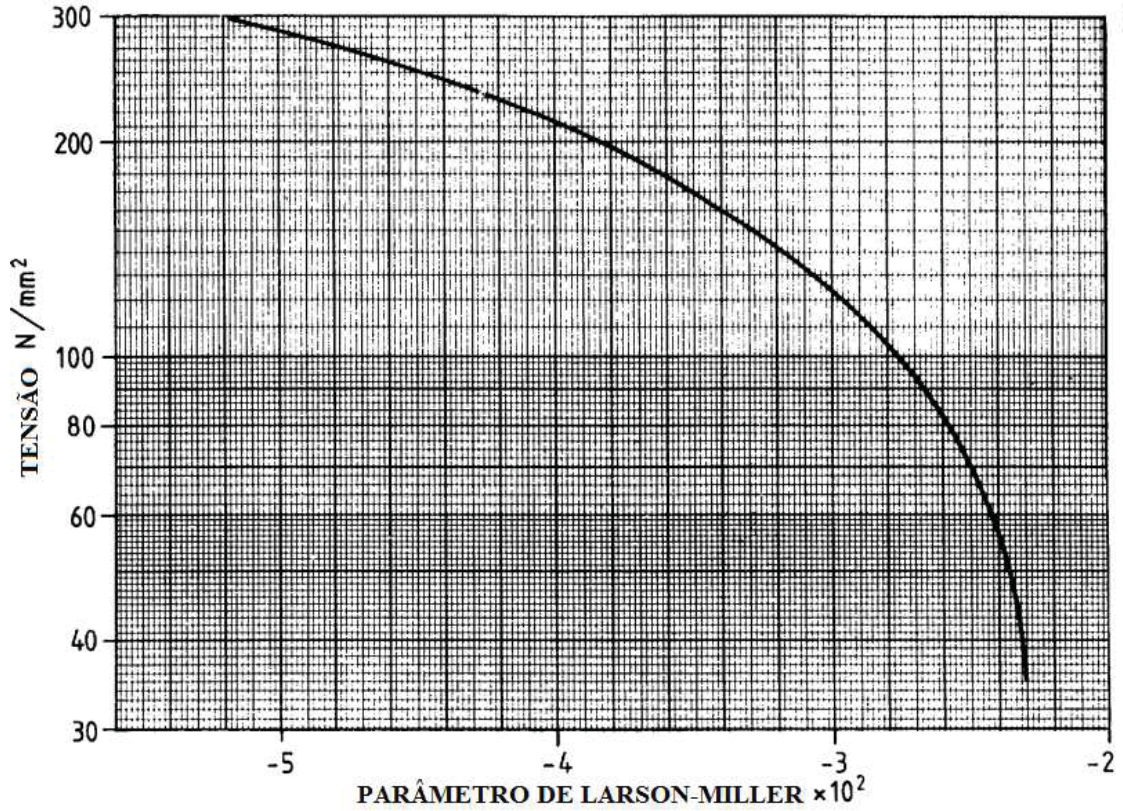


Figura 8 – Curva mestra do Aço 2 ¼ Cr ½ Mo. (BSI PD 6525, 1990)

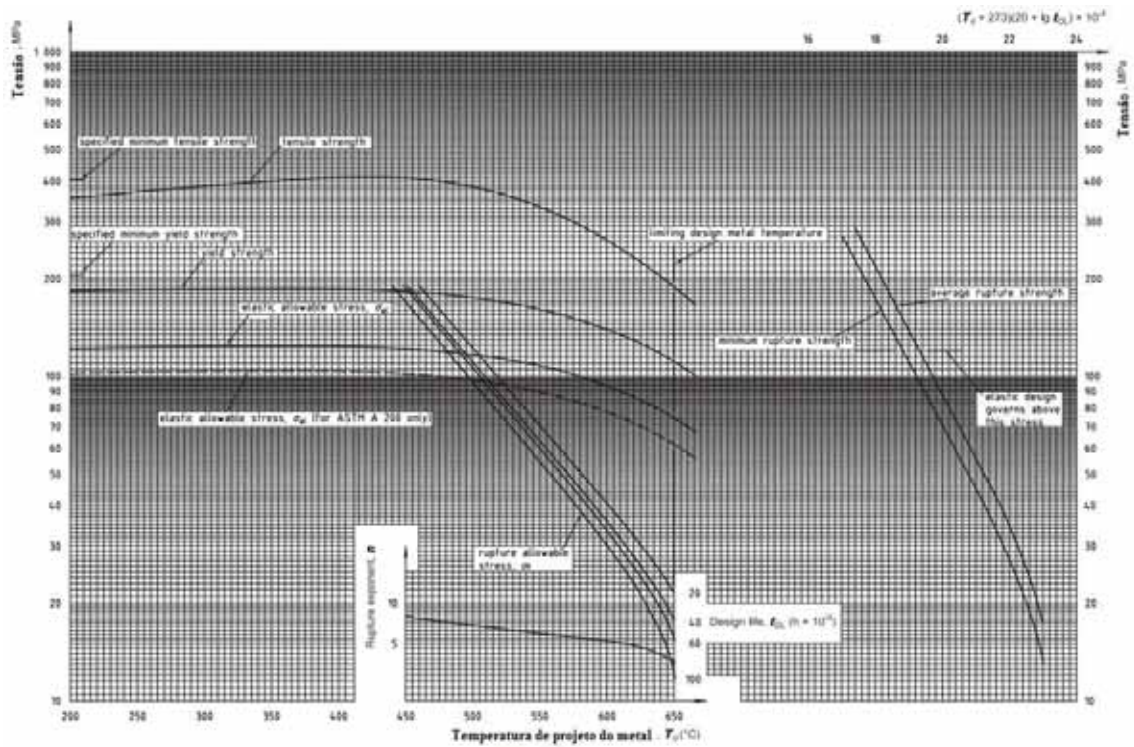


Figura 9 – Curvas de tensão do Aço 2 ¼ Cr ½ Mo correlacionando tensão, tempo, temperatura e parâmetro de Larson-Miller. (API STANDARD 530, 2008)

O parâmetro desenvolvido por Larson-Miller pode ser derivado da dependência do tempo para ruptura (t_r) em relação à tensão e temperatura. Obtida a partir de dados de ensaios, a equação do tempo de ruptura pode ser descrita como:

$$t_r = A_2 \exp\left(\frac{B_2}{T}\right) \quad (1)$$

onde:

t_r : tempo de ruptura, em horas

A_2 : valor obtido a partir do ensaio

B_2 : valor obtido a partir do ensaio

T : temperatura absoluta

Utilizando logaritmo, temos:

$$\log t_r = \log A_2 + \left(\frac{B_2}{2,3xT}\right) \quad (2)$$

Considerando que $\log A_2$ é uma constante verdadeira e que apenas B_2 varie com a tensão, a equação pode ser rearranjada como se segue:

$$\frac{B_2}{2,3} = T(\log t_r + \log A_2) \quad (3)$$

ou

$$LMP = f(\sigma) = T(\log t_r + C) \quad (4)$$

onde:

LMP: parâmetro de Larson-Miller

C: constante que depende do material

A Figura 10 mostra as curvas encontradas por Larson e Miller para o aço 2 ¼ Cr ½ Mo com diferentes tratamentos térmicos.

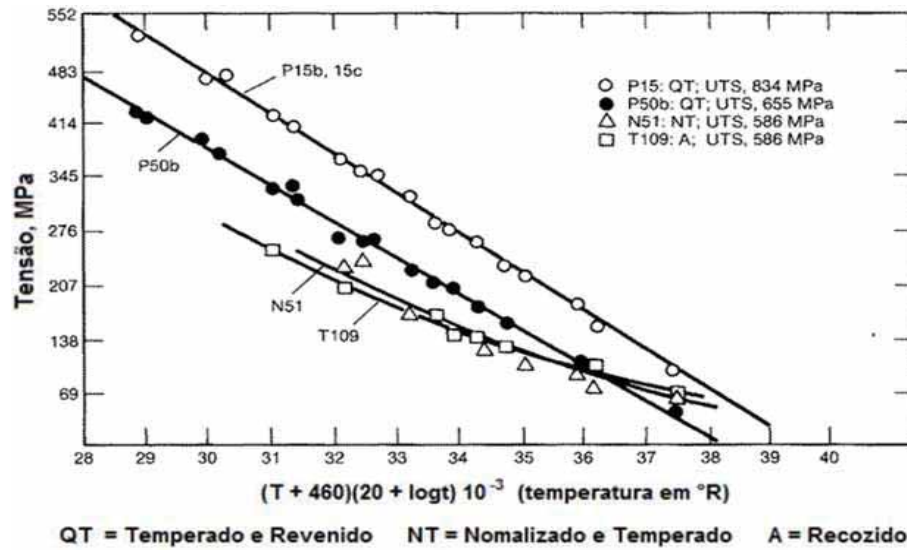


Figura 10 – Variação da tensão de ruptura para o Aço 2¼Cr½Mo para diferentes tratamentos térmicos utilizando o parâmetro de Larson-Miller. (VISWANATHAN, 1989).

O parâmetro de Larson-Miller é baseado em linhas retas de isotensão devendo ocorrer uma convergência entre as linhas de isotensão em um gráfico na escala logarítmica do tempo de ruptura versus o inverso da temperatura. Para a determinação do ponto de convergência (referente a constante C de LMP) Manson e Mendelson (1959, p. 3-5) desenvolveu um método matemático utilizando o método dos mínimos quadrados. O método desenvolvido por Manson e Mendelson está descrito abaixo:

$$C = - \frac{\sum_{i=1}^n y_i - \sum_{j=1}^p \frac{A_j C_j}{B_j}}{n - \sum_{j=1}^p \frac{A_j^2}{B_j}} \quad (5)$$

onde A_j , B_j e C_j são constantes definido por:

$$A_j = \sum_{i=1}^{n_j} \Gamma_i^j \quad (6)$$

$$B_j = \sum_{i=1}^{n_j} [\Gamma_i^j]^2 \quad (7)$$

$$C_j = \sum_{i=1}^{n_j} y_i^j \Gamma_i^j \quad (8)$$

Sendo Γ é o inverso da temperatura absoluta, n é o número total de dados, y é o log do tempo de ruptura e p é o número total de linhas de isotensão. A Figura 11 o comportamento das linhas de isotensão no gráfico $\log t_r$ versus $1/T$ para um mesma constante C e um mesmo parâmetro de Larson-Miller.

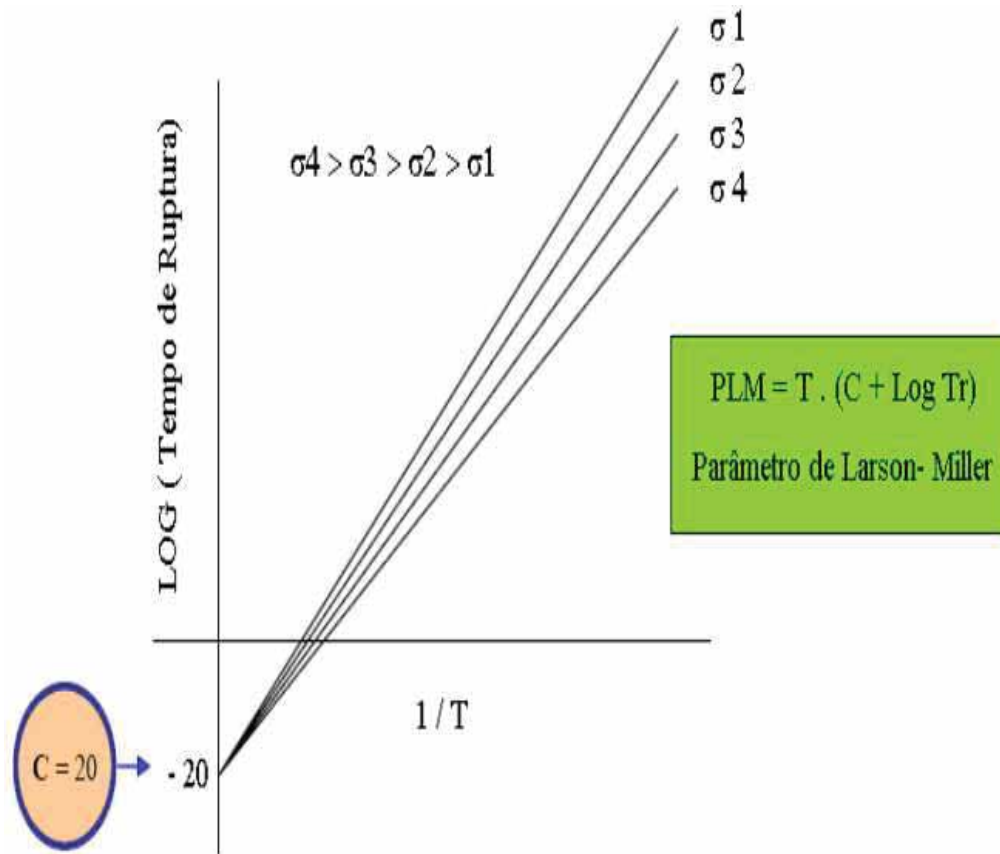


Figura 11 – Linhas de isotensão no gráfico $\log t_r$ versus $1/T$ segundo parâmetro de Larson-Miller para $C = 20$. (MORETO, 2008)

3.2.3 Técnicas de avaliação de dados de fluência baseada na microestrutura

Devido à complexidade da realização de ensaios de fluência, várias outras técnicas para determinar os danos de fluência vêm sendo propostas ao longo da história. As técnicas utilizando metalografia é uma destas técnicas. As suas principais vantagens são a realização em um curto prazo e ser realizada de forma não destrutiva (réplica metalográfica) ou ser realizada com uma pequena amostra do componente no caso de se optar por ensaio destrutivo. Em contrapartida este tipo de técnica é limitado por ser um ensaio qualitativo e pela avaliação depender da preparação realizada na amostra e muitas vezes da experiência do avaliador.

Uma das primeiras abordagens para a estimativa da vida residual foi sugerida por Toft e Mardsen (1961, p. 238-244). Eles obtiveram amostras de tubos de 1 Cr ½ Mo de uma caldeira em serviço contendo uma variedade de microestruturas e as testaram para determinar a vida remanescente.

Os resultados mostraram uma correlação clara entre a tensão de ruptura e grau de esferoidização dos carbonetos. Eles propuseram a divisão das microestruturas em seis categorias, com base nas suas características. As características de cada categoria encontram-se descritas no quadro 1.

A correlação entre as microestruturas e as categorias propostas por Toft e Mardsen está ilustrada na Figura 12. Na Figura 13 mostra os dados dos ensaios realizados por eles plotados em um gráfico tensão versus tempo.

Segundo Viswanathan (1989, p. 225) os dados obtidos por Toft e Mardsen podem ser extrapolados para as condições de serviço e uma previsão da vida residual de fluência pode ser feita para cada categoria microestrutural. Na prática é apenas necessário classificar a microestrutura do componente em serviço a uma das categorias, comparando as microestruturas, e então estimar a extensão do dano e a vida remanescente nas condições de operação.

Quadro 1 – Classificação proposta por Toft e Mardsen (1961)

CATEGORIA	ESFEROIDIZAÇÃO	PRECIPITAÇÃO
A	Típica estrutura de tubo novo, consistida de ferrita e perlita muito fina.	Carbonetos do tipo Fe_3C na perlita. Evidência de precipitação de carbonetos do tipo Mo_2C de até $0,1 \mu m$ no interior as ferrita.
B	Primeiro estágio de esferoidização dos carbonetos, normalmente acompanhada de precipitação de pequenas partículas no contorno de grão.	Pequenas partículas de Cr_7C_3 e Mo_2C de carbonetos de até $0,2 \mu m$ na ferrita. Provável presença de Cr_7C_3 no contorno do grão.
C	Estágio intermediário de esferoidização, mostrando mais sinais distintos de esferoidização na área perlítica, mas algumas lamelas ainda estão evidente. Ocorre o aumento da precipitação de carbonetos na ferrita e no contorno do grão.	Ocorre o crescimento dos carbonetos de Cr_7C_3 e Mo_2C presentes na ferrita de até $0,5 \mu m$.
D	Esferoidização dos carbonetos está virtualmente completa, mas os carbonetos ainda estão agrupados na matriz perlítica original.	Na perlita algumas partículas de Fe_3C transformam-se em Cr_7C_3 e Mo_2C . Na ferrita os carbonetos continuam crescendo até $1 \mu m$.
E	Esferoidização está completa e os carbonetos estão dispersos, com pequenos traços das áreas perlíticas originais.	Há uma dispersão das partículas na área perlítica e as partículas de Fe_3C estão completamente transformadas em Cr_7C_3 e Mo_2C . Os carbonetos continuam crescendo até $1,5 \mu m$ na área ferrítica.
F	Há um aumento acentuado no tamanho de algumas das partículas de carboneto, devido à coalescência.	As áreas perlíticas estão completamente dispersa. Ocorre a diminuição da presença de Fe_3C e a precipitação considerável de carbonetos complexos do tipo M_6C , ricos em molibdênio, mas contendo Cr e Fe. Alguns novos grãos de ferrita serão formados.

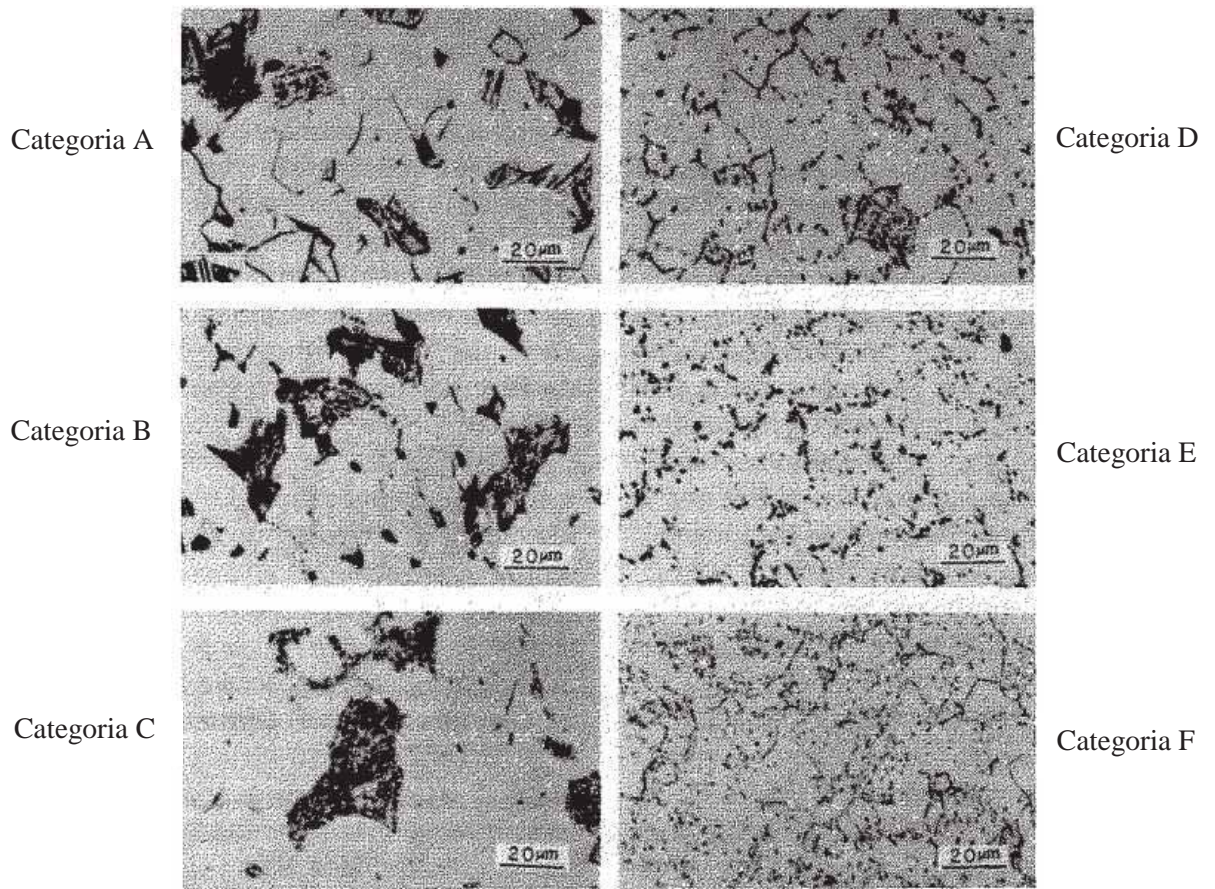


Figura 12 – Metalografia mostrando os estágios de esferoidização encontrada por Toft e Mardsen (1961) no início de seu experimento.

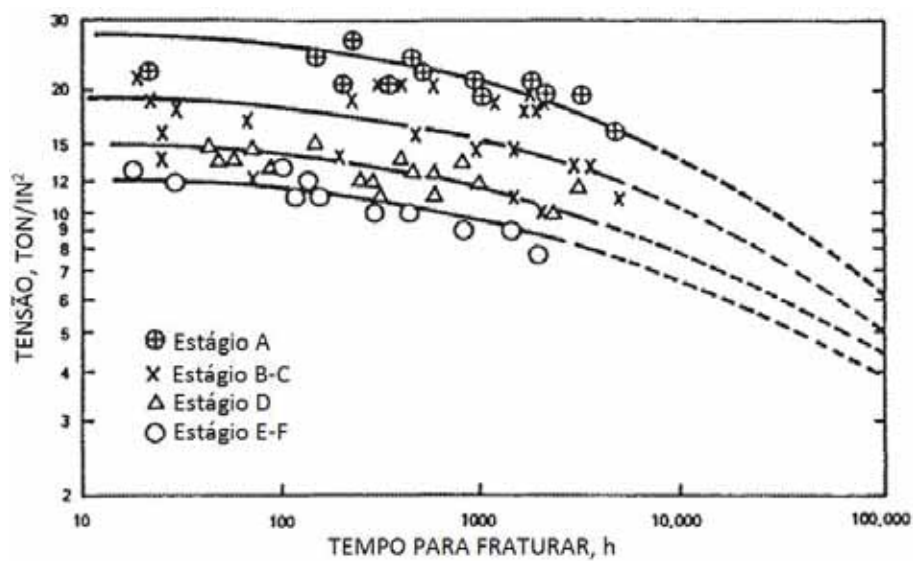


Figura 13 – Resultado dos ensaios de ruptura por fluência encontrados por Toft e Mardsen (1961) para tubos de caldeira de 1Cr $\frac{1}{2}$ Mo para diferentes estágios da microestrutura.

Posteriormente Neubauer e Wedel (1983, p. 307-313) propuseram uma metodologia de avaliação dos danos de fluência. A metodologia consiste em avaliar os danos de fluência com base no grau de vazios de fluência e/ou microtrincas. Eles relacionaram os danos de fluência com a microestrutura do material do componente ensaiado, indicando aproximadamente na curva de deformação de fluência versus tempo (Figura 14).

Neubauer e Wendel estipularam quatro tipos de classificação e sugeriram as ações que deveriam ser tomadas para a continuidade operacional do equipamento.

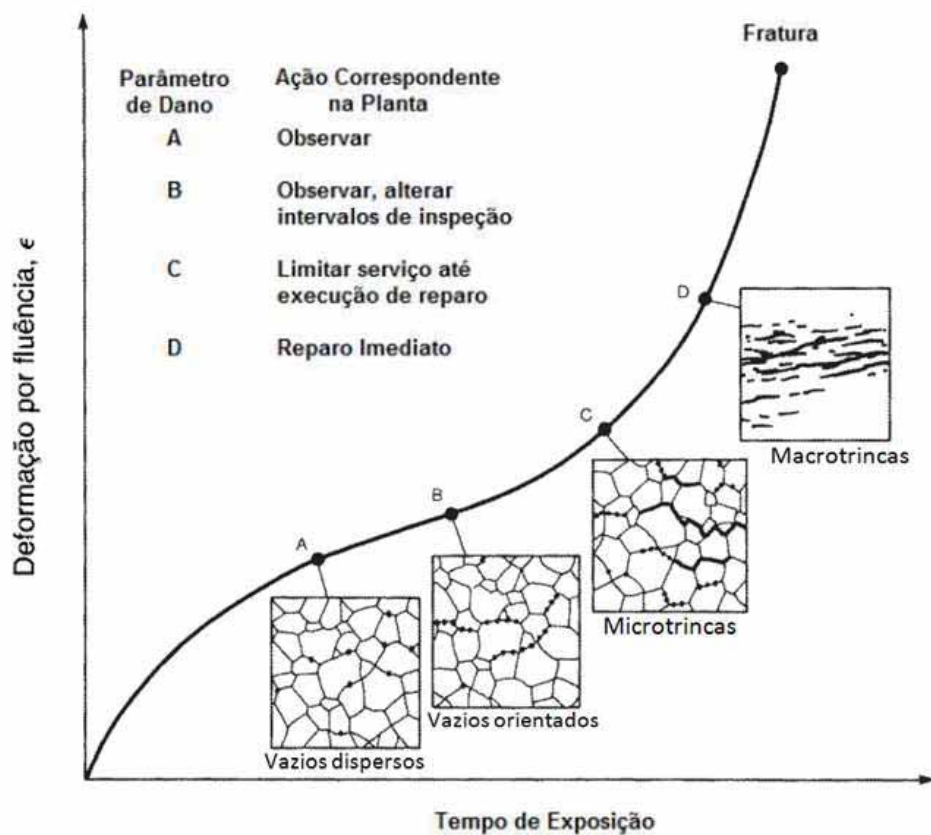


Figura 14 – Classificação dos danos de fluência através de metalografia e ações sugeridas para cada tipo de dano. (NEUBAUER e WENDEL, 1983).

Segundo Viswanathan (1988, p. 132) esta abordagem de Neubauer e Wedel é uma abordagem prática baseada em observações empíricas feitas em componentes de serviços cujo local de histórias operacionais não estão bem caracterizadas. Uma vez que o procedimento não é quantitativo, o grau de conservadorismo embutido não é claro. Seu objetivo é, principalmente, definir a condição atual do componente e recomendar medidas corretivas ao invés de avaliar a sua manutenção a longo prazo.

3.2.4 Técnicas de avaliação de dados de fluência baseada na dureza

Segundo Viswanathan (1989, p. 237) a resistência mecânica dos aços de baixa liga muda com a exposição em serviço devido à dependência do tempo e da temperatura. Assim, qualquer medida da mudança na resistência mecânica (alteração na dureza, por exemplo) pode ser utilizada para uma estimativa dos danos de fluência. Particularmente esta abordagem é adequada, visto que as alterações de resistência em serviço ocorrem, principalmente, como resultado da precipitação e crescimento dos carbonetos e a deformação induzida de amolecimento pode ser desprezada. O revenimento dos aços a temperaturas típicas de serviço são evidenciados pelas alterações de dureza, influenciadas pelo tempo (t) e pela temperatura (T) de exposição, e muitas vezes encontram-se descritos pelo parâmetro Larson-Miller. A correlação entre a dureza H e parâmetro de Larson-Miller pode ser obtida por envelhecimento de um dado material com dureza inicial H_0 (em $t = 0$) à temperatura T , e medindo a variação de dureza em função do tempo t . A relação resultante é $H = f(P)$, onde H é a dureza do material no tempo t . Esta relação, no entanto, é única para as condições iniciais do material representado pela dureza inicial H_0 .

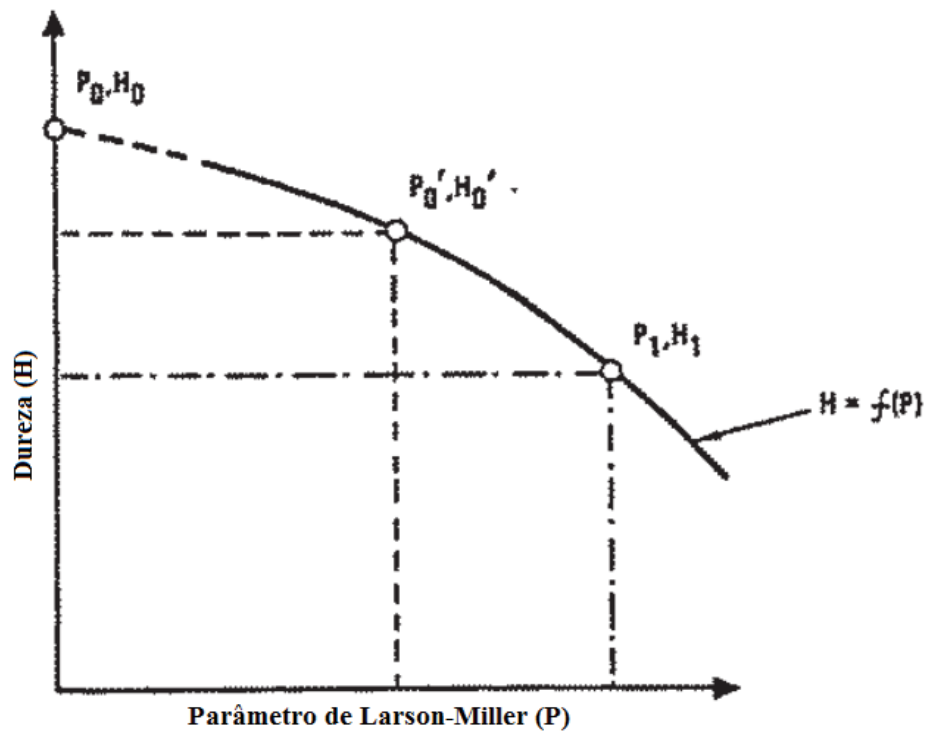


Figura 15 – Diagrama esquemático mostrando a correlação entre a dureza (H) e o parâmetro de Larson-Miller (P). (VISWANATHAN, 1989).

Segundo Fujibayashi, Ishikawa e Arakawa (2006) foi possível chegar a uma boa correlação entre a resistência à deformação e a dureza, em estudos realizados a partir de tubos de caldeiras em serviço de aço 2 ¼ Cr-1Mo, desde que a correlação não seja estendida para materiais endurecidos, pois foi verificado que o trabalho a frio antes do teste de fluência notavelmente diminui o tempo de ruptura apesar dos valores elevados de dureza. Para determinação do tempo de ruptura a partir da medição de dureza foi obtida a seguinte equação:

$$LMP = 18858 - 6183 \log\left(\frac{\sigma}{H}\right) - 1807 \log^2\left(\frac{\sigma}{H}\right) \quad (9)$$

Onde:

LMP: parâmetro de Larson-Miller (equação 4), com $C = 20$.

σ : tensão no material.

H: dureza em Vickers.

Fujibayashi, Ishikawa e Arakawa ressaltam que os ensaios de fluência foram realizados no vácuo, e que dependendo da seção do corpo de prova e das condições do ensaio, a oxidação pode influenciar o resultado.

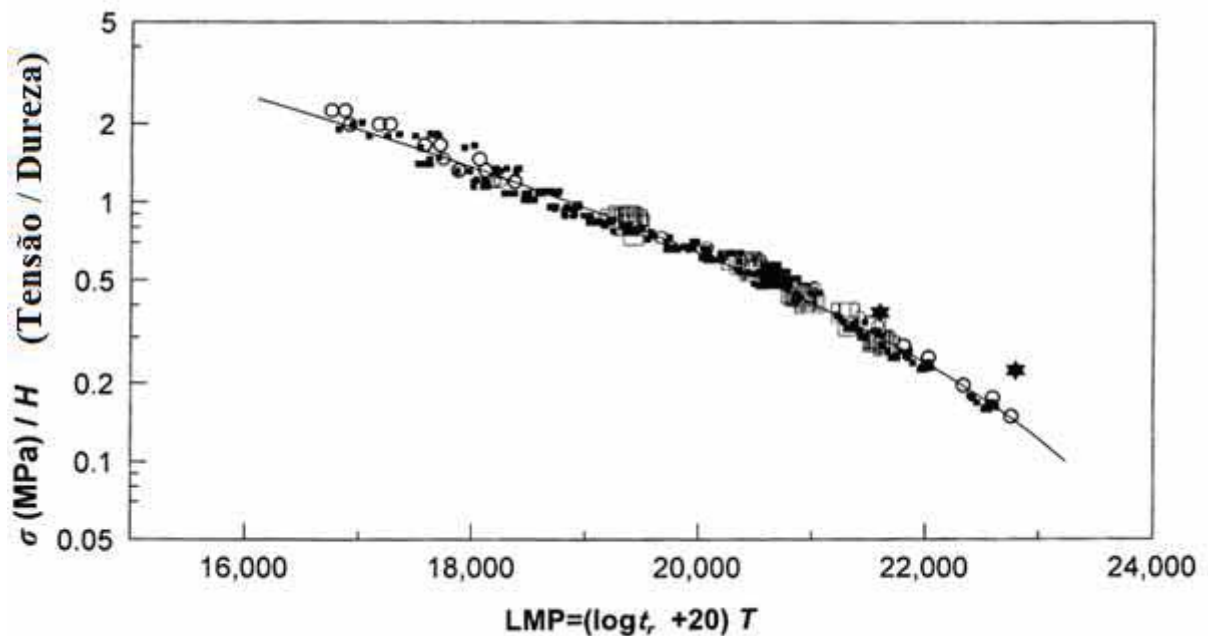


Figura 16 – Correlação entre (σ/H) e o parâmetro de Larson-Miller (LMP) para o aço 2.25Cr-1Mo. (FUJIBAYASHI, ISHIKAWA, ARAKAWA, 2006).

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

O superaquecedor da caldeira é composto por 72 serpentinas em tubos de aço A-213 T22. A composição química e propriedades deste material encontram-se nas tabelas 1 e 2 respectivamente. O diâmetro externo das serpentinas é de 50,8 mm (2"). A espessura da serpentina do superaquecedor varia de acordo com a região, sendo que para este estudo foram removidas três amostra A2, J3 e T1. A amostra A2 está localizada na região de entrada do superaquecedor secundário e a sua espessura é 5,2 mm. A amostra J3 está localizada na região intermediária e a sua espessura é de 6,0 mm. A amostra T1 está localizada na região de saída e a sua espessura é de 8,0 mm.

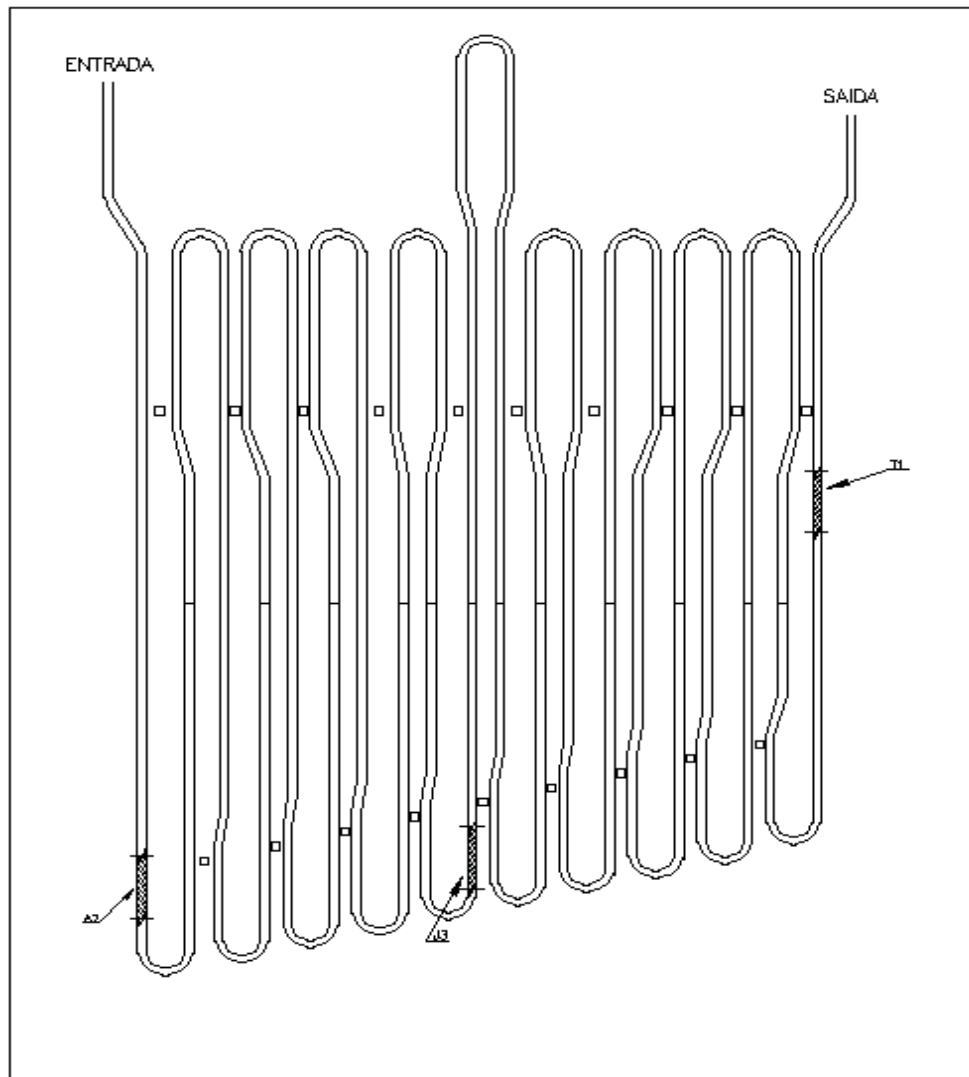


Figura 17 – Croqui indicando a localização das amostras A2, J3 e T1.

Tabela 1 – Composição química do A-213 T22. ASTM A-213 (1966)

GRAU	Composição em %						
	Carbono	Manganês	Fósforo	Enxofre	Sílica	Cromo	Molibdênio
T22	0,05-0,15	0,30-0,60	0,025	0,025	0,5	1,90-2,60	0,87-1,13

Tabela 2 – Propriedades do A-213 T22. ASTM A-213 (1966)

GRAU	σ_{rup} (MPa)	σ_{esc} (MPa)	Dureza (HV)	Temperatura Subcrítica (C °)
T22	415	205	170 Máx.	648,9

A caldeira foi projetada utilizando o código ASME edição de 1974, seção I, e suas principais características encontra-se descritas no quadro 2.

Quadro 2 – Especificação da caldeira.

Modelo	VU-60X
Pressão de projeto	122,6 Kg/cm ² g
Pressão de operação	104,0 Kg/cm ² g
Temperatura de operação do vapor superaquecido	510 °C
Temperatura de parede do tubo da amostra A2	525 °C
Temperatura de parede do tubo da amostra J3	535 °C
Temperatura de parede do tubo da amostra T1	570 °C
Combustível	Gás CO, Gás combustível e Óleo combustível
Início de operação	23/06/1981

A caldeira encontra-se em operação nos dias atuais, porém as amostras foram retiradas na parada programada de 2009. Esta caldeira foi classificada como especial, atendendo os requisitos previstos na NR-13 e por isso suas paradas programadas são de 40 meses.

4.2 Ensaio de fluência

Os ensaios de fluência foram realizados a temperatura e carga constante. Os corpos de prova possuíam as seguintes dimensões: $D_0 = 4$ mm, $L_0 = 16$ mm e rosca = M6x0,8, onde D_0 é o diâmetro útil do corpo de prova e L_0 é o comprimento inicial do corpo de prova. Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM E139 (2011). A Figura 18 mostra os corpos de prova ensaiados neste trabalho. A Figura 19 mostra as máquinas de fluência utilizadas.



Figura 18 – Corpos de prova das amostras A2, J3 e T1 para os ensaios de fluência.



Figura 19 – Máquinas utilizadas para a realização dos ensaios acelerados de fluência.

4.3 Ensaios metalográficos

Foram realizadas nas três amostras ensaios de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura com o objetivo caracterizar a microestrutura e identificar possíveis vazios de fluência. As amostras foram submetidas a processo de desbaste por lixa, conforme procedimento convencional de preparação para metalografia. Em seguida as amostras foram submetidas ao processo de polimento utilizando solução de diamante de 9 μm , 3 μm e 1 μm . Em seguida as amostras foram atacadas com Nital 5%.

Para a realização as análises por microscopia ótica foram utilizadas o microscópio ótico da marca Olympus, modelo GX71, e o microscópio da marca Zeiss, modelo Axio Imager Z2m com aumento de 50X, 500X, 1000X e 1600X.

A microscopia eletrônica de varredura foi utilizada de maneira complementar a microscopia ótica para observar os carbonetos e os vazios de fluência. Para o ensaio de microscopia eletrônica de varredura foi utilizado o equipamento da marca Zeiss, modelo EVO LS-15, usamos os detectores de elétrons secundários (SE1) e retroespalhados (BSE) com aumento de 2500X, 5000X e 15000X.

Como o objetivo de identificar a composição química dos carbonetos e de algumas inclusões detectadas na microscopia foi realizado uma microanálise por energia dispersiva de raios-X (EDS), utilizando o equipamento da marca Oxford, modelo Inca x-act, com o software Oxford Inca Suite 4.15, compondo o sistema Oxford Inca Energy 250 (software, detector e sistema de aquisição).

4.4 Ensaios de dureza

Foram realizados dois tipos de ensaio de dureza, o ensaio convencional e o ensaio de dureza com aparelho portátil, ambos na escala de dureza Vickers e na seção transversal dos tubos.

No ensaio convencional foi utilizada carga de 10 kg, no equipamento da marca Otto Wolpert-Werke, modelo Dia Testor 2RC obedecendo às condições solicitadas na norma ASTM E92 (DIN-50133). Já na medição com aparelho portátil foi utilizado o aparelho da marca GE, modelo MIC 10, para carga de 10 kg, que utiliza o método UCI (do inglês *Ultrasonic Contact Impedance*, impedância de contato ultrassônico), padronizado conforme as normas ASTM A956 e DIN 50156.

5 RESULTADOS E ANÁLISE DOS DADOS

5.1 Ensaio de fluência

Foram realizados ensaio acelerado de fluência em 04 corpos de prova da amostra A2 e em 06 corpos de prova das amostras J3 e T1. Os resultados estão indicados na tabela 3. A partir dos dados recebidos foram calculados os parâmetros de Larson-Miller para cada corpo de prova. Em seguida foi criado um gráfico tensão versus LMP para cada amostra e determinado o LPM para as condições de projeto.

Tabela 3 – Resultados obtidos no ensaio de fluência.

CP. N°.	T (°C)	σ (MPa)	t_{rup} (h)
A2/09	700	30	453,68
A2/10	600	75	692,28
A2/12	600	90	256,06
A2/14	700	40	170,15
J3/08	500	150	314,94
J3/10	700	30	460,50
J3/12	600	90	164,48
J3/13	500	170	110,63
J3/14	500	190	23,46
J3/15	700	40	266,89
T1/07	500	150	569,78
T1/08	600	75	171,19
T1/09	700	30	262,91
T1/10	500	170	84,60
T1/11	600	90	99,97
T1/15	700	40	87,00

Inicialmente, foi calculado o parâmetro C otimizado conforme equações (5), (6), (7) e (8), o valor de C encontrado foi de 15,96. Os valores encontrados estão indicados na tabela 4.

Tabela 4 – Valores obtidos para o cálculo da constante C otimizado.

A	1,84E-02	B	2,13E-05	C	4,10E-02	Y	3,66E+01	C OTIM.	15,96
---	----------	---	----------	---	----------	---	----------	---------	-------

A partir dos dados obtidos foram calculados os LMP para cada corpo de prova ensaiado conforme equação (4). Os parâmetros foram calculados utilizando $C = 20$ e $C = 15,96$. Os valores calculados encontram-se na tabela 5.

Tabela 5 – Resultados obtidos para o parâmetro de Larson-Miller com C igual a 20 e C igual a 15,96.

CP. N°.	Log σ (MPa)	LMP (C = 20)	LMP (C = 15,96)
A2/09	1,477	22045,0	18114,1
A2/10	1,875	19939,6	16412,6
A2/12	1,954	19562,5	16035,6
A2/14	1,602	21630,6	17699,7
J3/08	2,176	17391,1	14268,2
J3/10	1,477	22051,3	18120,4
J3/12	1,954	19394,7	15867,7
J3/13	2,230	17039,9	13917,0
J3/14	2,279	16519,3	13396,3
J3/15	1,602	21820,8	17889,9
T1/07	2,176	17590,2	14467,2
T1/08	1,875	19409,8	15882,9
T1/09	1,477	21814,5	17883,6
T1/10	2,230	16949,9	13826,9
T1/11	1,954	19205,9	15679,0
T1/15	1,602	21347,2	17416,2

Em seguida foi definida a curva mestra para cada amostra. As equações das curvas mestras foram utilizadas para determinar o LMP para a condição de projeto da caldeira. Com o LMP definido foi calculada a vida residual de cada região da serpentina da caldeira utilizando a equação (4). As Figuras 20 e 21 ilustram as curvas mestras para as três amostras, sendo que na Figura 20 a curva mestra de cada amostra foi calculada com a constante C igual a 20, conforme proposto por Larson e Miller (1952) e na Figura 21 as curvas mestras foram calculadas com a constante C igual a 15,96, conforme proposto por Manson e Mendelson (1959).

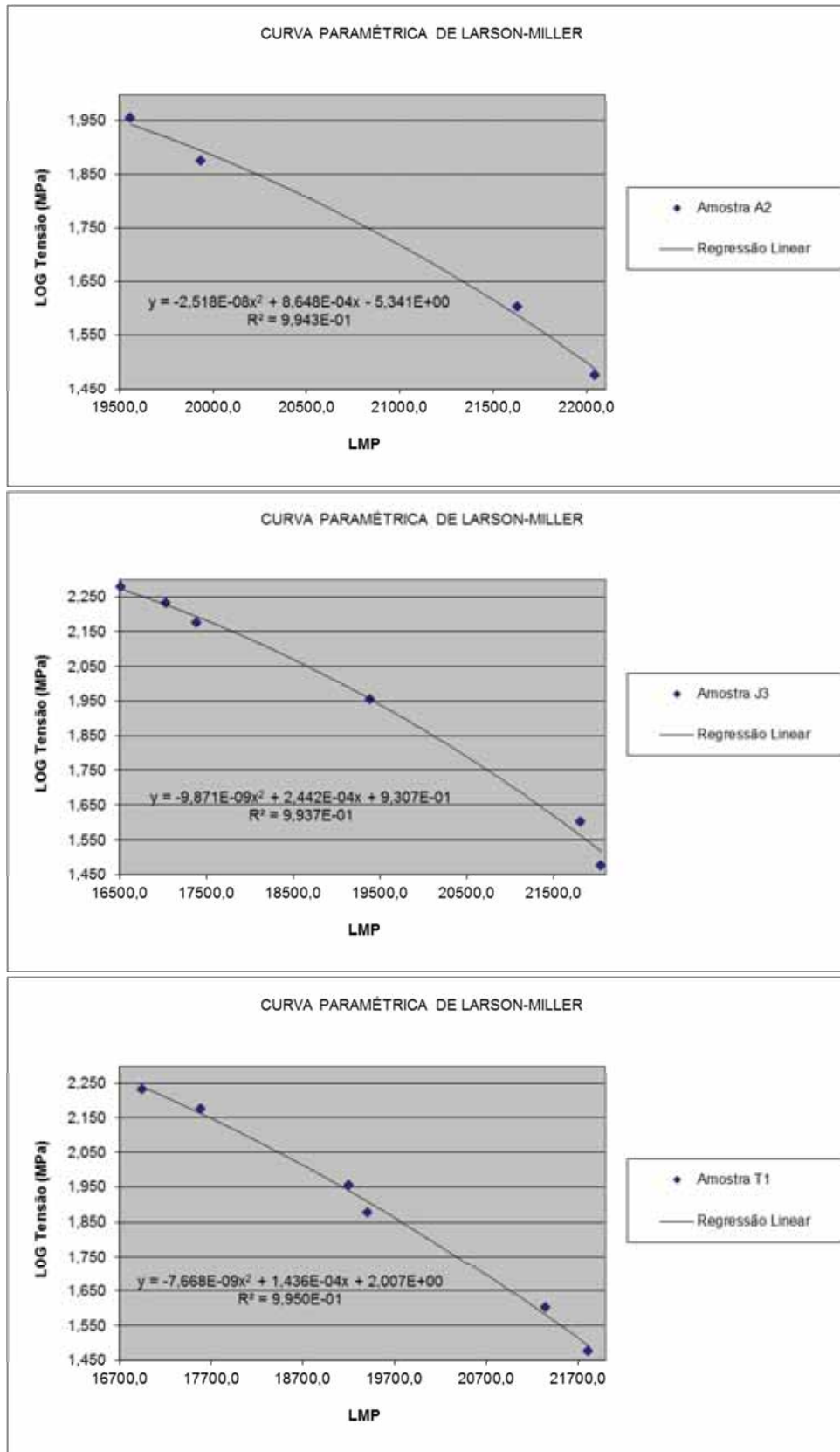


Figura 20 – Curva mestra das amostras A2, J3 e T1 para C = 20.

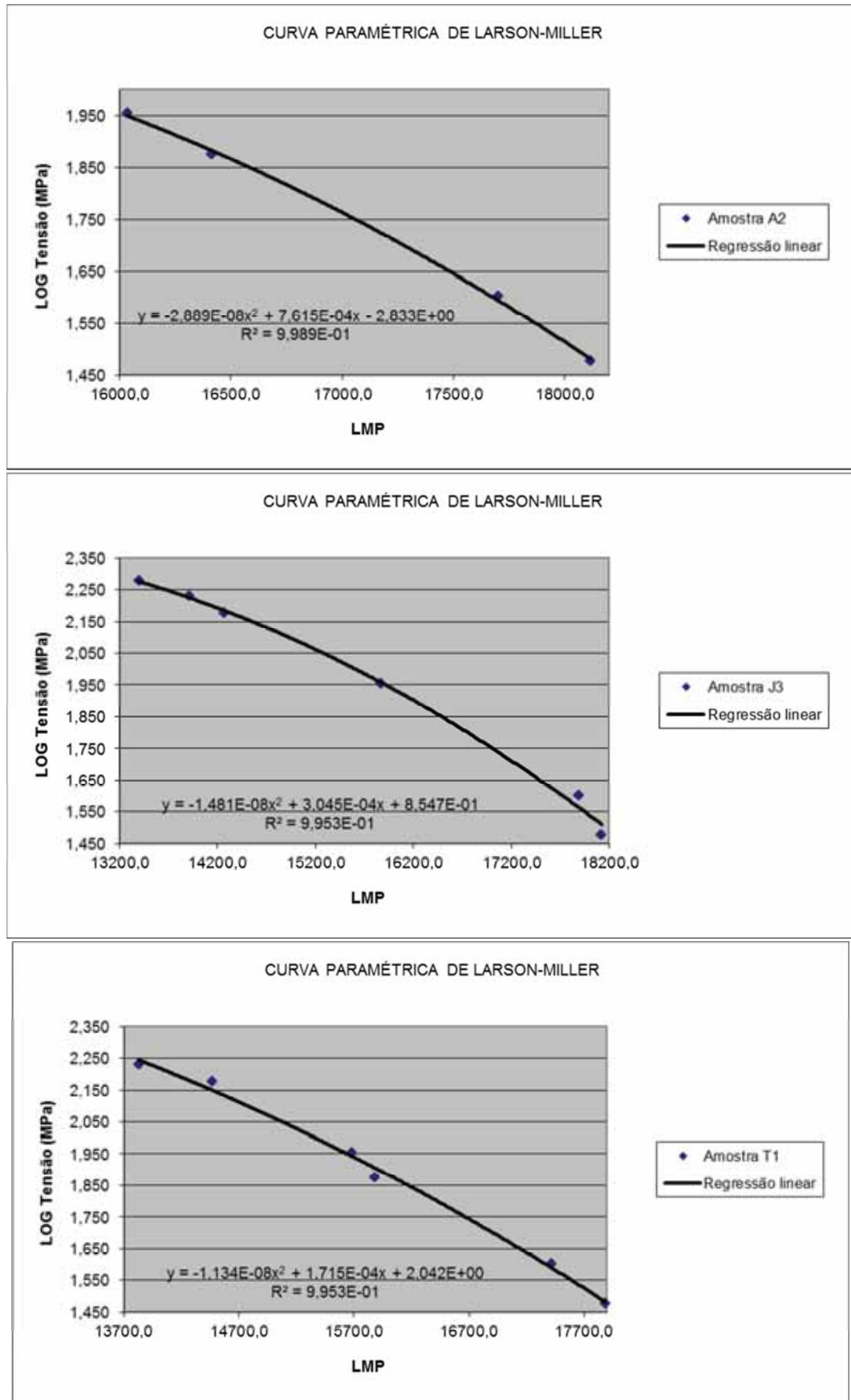


Figura 21 – Curva mestra das amostras A2, J3 e T1 para C = 15,96.

O próximo passo realizado foi a determinação da tensão para cada trecho da serpentina. Segundo Shigley (1984), para tubo que possua a razão entre a espessura e o raio maior que um décimo, deve ser considerada tubo de parede grossa, tendo a seguinte equação para determinação da sua tensão:

$$\sigma = \frac{p(b^2+a^2)}{(b^2-a^2)} \quad (10)$$

De posse das equações das curvas mestras e dos dados de projeto da caldeira foi determinado o tempo de ruptura do material para as condições de projeto. A menor vida encontrada foi de 12,7 anos. Os valores utilizados e obtidos estão indicados nas tabelas 6 e 7.

Tabela 6 – Cálculos da vida residual das amostras A2, J3 e T1 para C = 20.

Amostra A2		Amostra J3		Amostra T1	
Tensão (Pa) =	53401753	Tensão (Pa) =	45690978	Tensão (Pa) =	33285170
Raio externo (m) =	0,0508	Raio externo (m) =	0,0508	Raio externo (m) =	0,0508
Raio interno (m) =	0,0404	Raio interno (m) =	0,0388	Raio interno (m) =	0,0348
Pressão (Pa)=	12023000	Pressão (Pa)=	12023000	Pressão (Pa)=	12023000
T de parede (C°) =	525	T de parede (C°) =	535	T de parede (C°) =	570
Log tensão (Mpa) =	1,72756	Log tensão (Mpa) =	1,65983	Log tensão (Mpa) =	1,52225
LMP =	20945	LMP =	21267	LMP =	21653,12
y =	1,72756	y =	1,65983	y =	1,52225
t de ruptura (h) =	1744008	t de ruptura (h) =	2066468	t de ruptura (h) =	479982
t de ruptura (anos) =	199,1	t de ruptura (anos) =	235,9	t de ruptura (anos) =	54,8

Tabela 7 – Cálculos da vida residual das amostras A2, J3 e T1 para C = 15,96.

Amostra A2		Amostra J3		Amostra T1	
Tensão (Pa) =	53401753	Tensão (Pa) =	45690978	Tensão (Pa) =	33285170
Raio externo (m) =	0,0508	Raio externo (m) =	0,0508	Raio externo (m) =	0,0508
Raio interno (m) =	0,0404	Raio interno (m) =	0,0388	Raio interno (m) =	0,0348
Pressão (Pa)=	12023000	Pressão (Pa)=	12023000	Pressão (Pa)=	12023000
T de parede (C°) =	525	T de parede (C°) =	535	T de parede (C°) =	570
Log tensão (Mpa) =	1,72756	Log tensão (Mpa) =	1,65983	Log tensão (Mpa) =	1,52225
LMP =	17158,60	LMP =	17449,12	LMP =	17711,62
y =	1,72756	y =	1,65983	y =	1,52225
t de ruptura (h) =	345114	t de ruptura (h) =	427994	t de ruptura (h) =	111299
t de ruptura (anos) =	39,4	t de ruptura (anos) =	48,9	t de ruptura (anos) =	12,7

5.2 Ensaios metalográficos

5.2.1 Microscopia ótica

As Figuras 22, 23 e 24 apresentam a micrografia ótica das amostras A2, J3 e T1, respectivamente. A Figura 25 apresenta a micrografia ótica da amostra T1 com a técnica de contraste diferencial por interferência circular (C-DIC). Nesta técnica o contraste é ajustado para dar a impressão de imagem tridimensional.

Foi observado que a perlita encontra-se totalmente esferoidizada, ou seja, não foram encontradas regiões com microestrutura lamelar. Devido à degradação da microestrutura do material é difícil identificar as regiões de ferrita e de perlita, porém foram observadas regiões que possuem maior concentração de carbonetos. Deste modo acredita-se que os grãos que possuem maior concentração de carbonetos representam a matriz perlítica.

Comparando as microestruturas das amostras com a escala proposta por Toft e Mardsen (1961) classifica-se o material da serpentina na categoria D de degradação.

Nas três amostras foi observado um grande número de inclusões, sendo que estas inclusões ficaram mais evidentes na amostra T1.

Nas imagens obtidas não foi possível observar a presença de vazios de fluência, impossibilitando a avaliação pelo critério proposto por Neubauer e Wedel (1983).

Segundo Silveira e Le May (1992) a visualização dos vazios de fluência é influenciada significativamente pelos procedimentos de polimento mecânico utilizados, podendo os vazios de fluência não ser evidenciados na microscopia ótica. Em seus estudos eles verificaram que ciclos de polimento e ataque evidenciavam os vazios de fluência e recomendavam que este ciclo fosse de no mínimo três vezes.

Ao realizar o procedimento proposto por Silveira e Le May as inclusões das amostras A2, J3 e T1 acabavam sendo arrancadas e a cada ciclo os vazios deixados pelas inclusões aumentavam, dificultando a avaliação da microestrutura do material. O procedimento proposto por Silveira e Le May foi abandonado e optou-se pela realização de microscopia eletrônica de varredura.

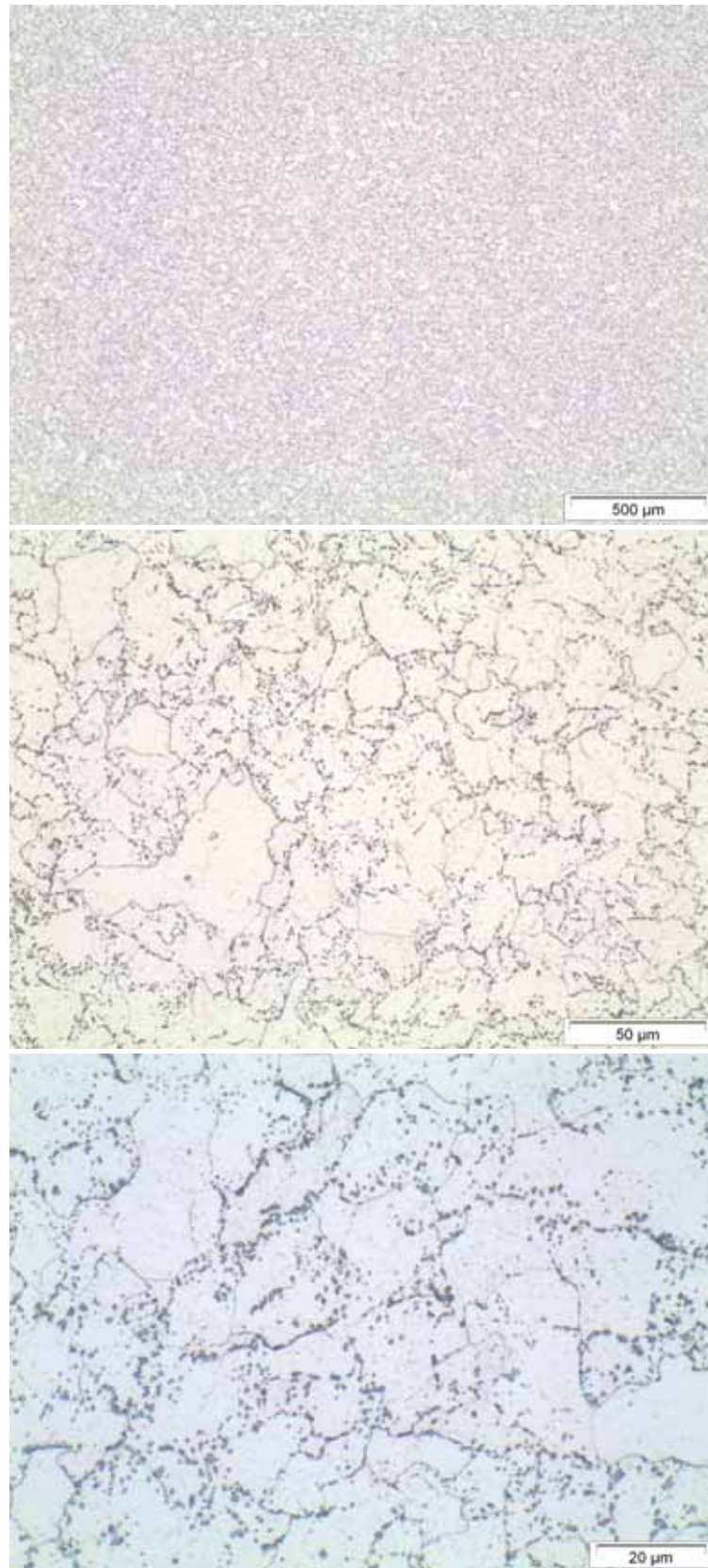


Figura 22 – Microscopia ótica da amostra A2. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: Aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.

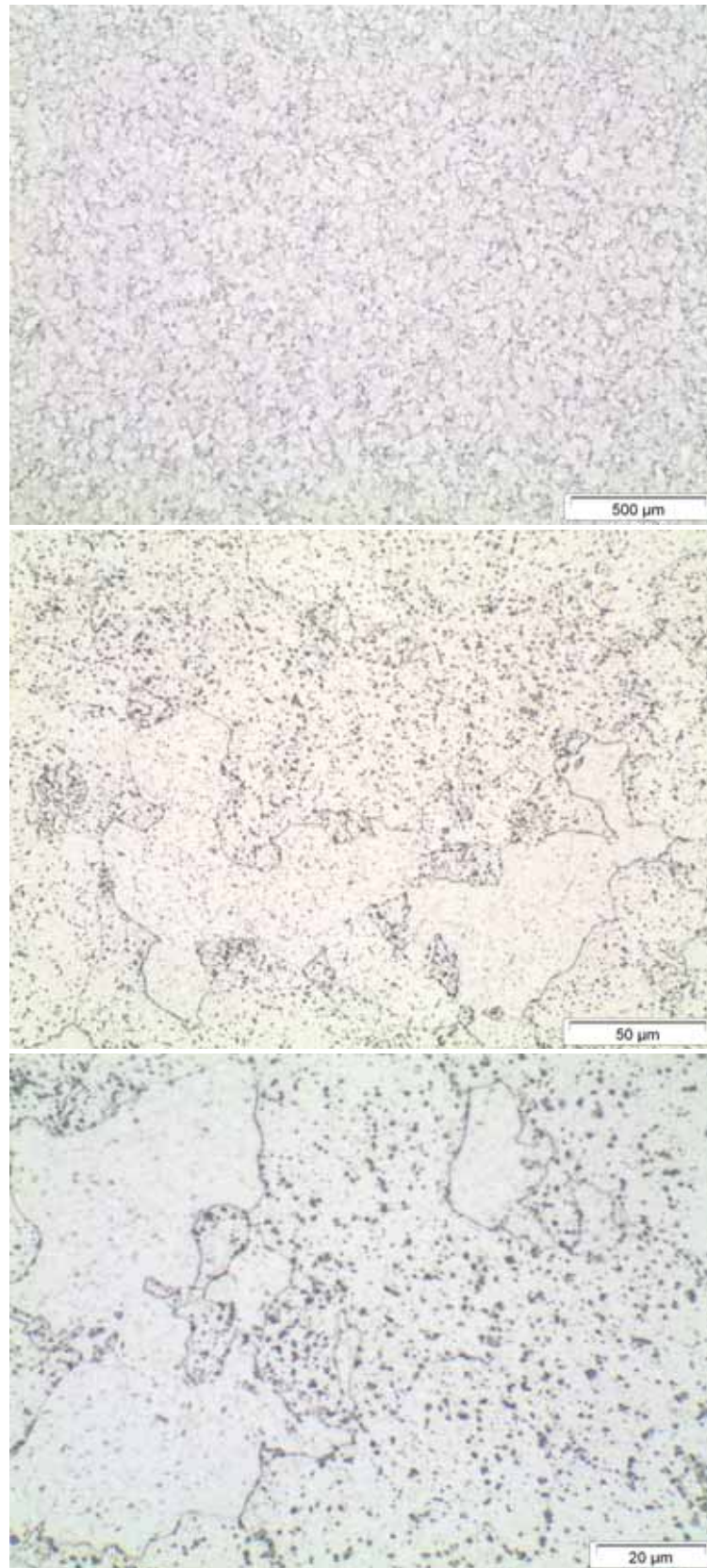


Figura 23 – Microscopia ótica da amostra J3. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.

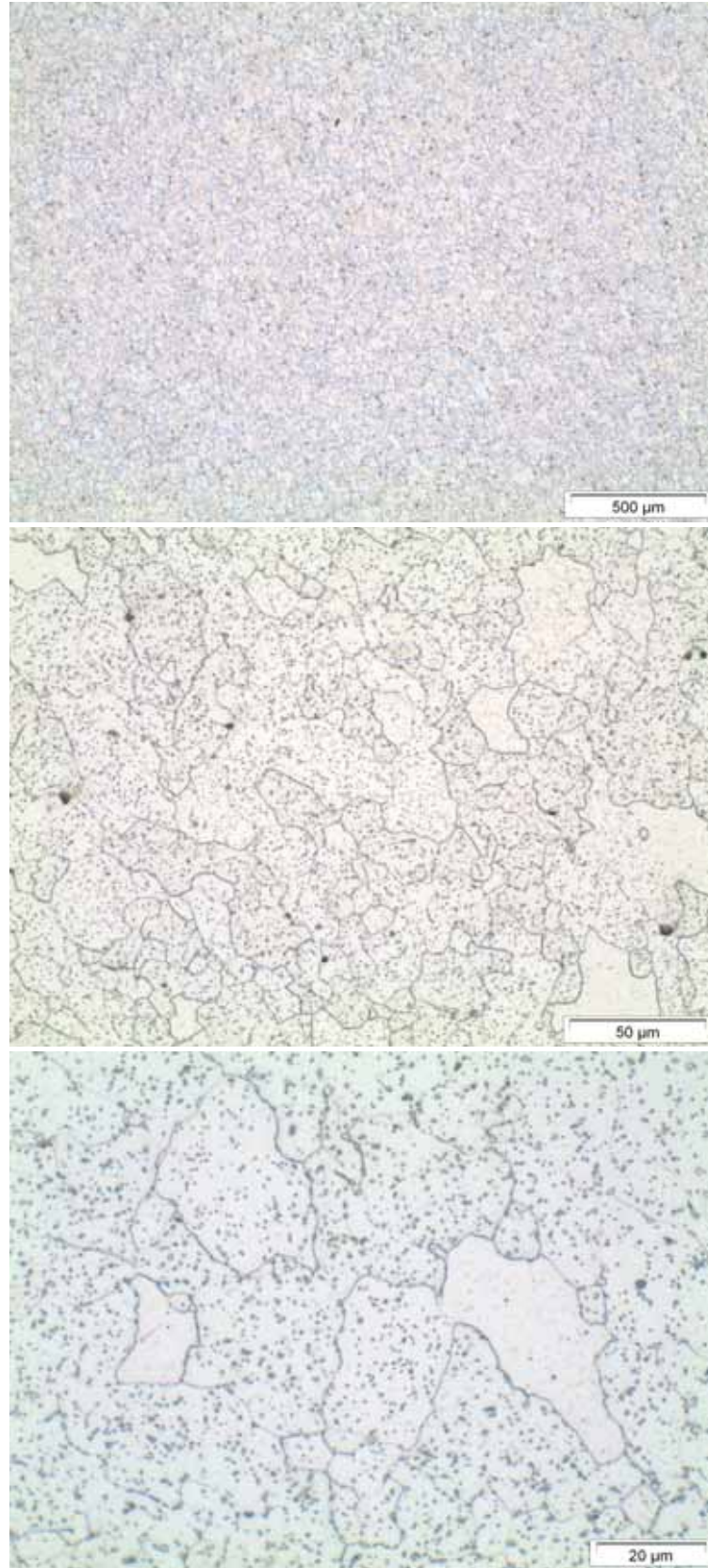


Figura 24 – Microscopia ótica da amostra T1. Topo: aumento de 50X. Meio: aumento de 500X. Inferior: aumento de 1000X. Ataque: Nital 5%.

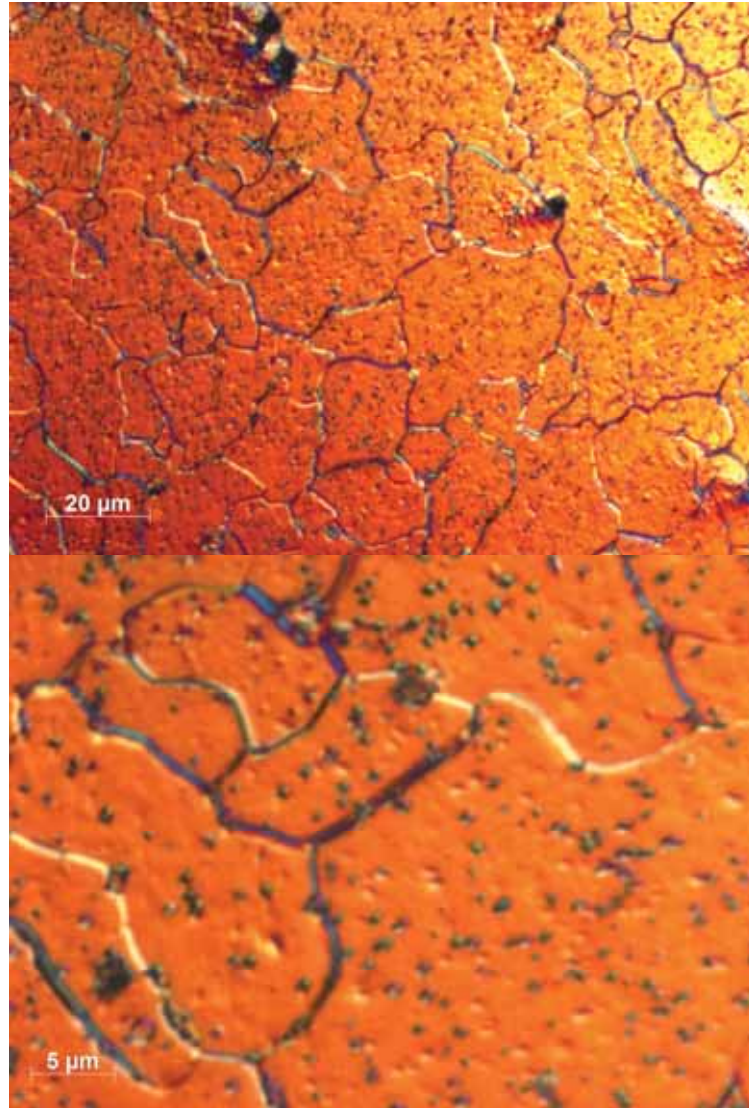


Figura 25 – Microscopia ótica da amostra T1 com a técnica de contraste diferencial por interferência circular (C-DIC). Em cima: aumento de 500X. Em baixo: aumento de 1600X. Ataque: Nital 5%.

5.2.2 Microscopia eletrônica de varredura e análise por dispersão de energia de raios-x (EDS)

As Figuras 26, 27 e 28 apresentam a micrografia eletrônica de varredura das amostras A2, J3 e T1, respectivamente. A análise no MEV confirmou a ausência de lamelas e vazios de fluência. Como não foi evidenciada a presença de vazios de fluência a avaliação do material pelo critério proposto por Neubauer e Wedel (1983) fica inviabilizada. A microestrutura também foi classificada no estágio D, segundo escala proposta por Toft e Mardsen (1961), confirmando a avaliação realizada durante a microscopia ótica.

Com o objetivo de obter uma avaliação mais detalhada das microestruturas encontradas, realizou-se uma análise no MEV por dispersão de energia de raios-x (EDS). Os ensaios indicaram uma grande quantidade de manganês e enxofre nos componentes mais escuros, assim evidenciando que estas indicações são inclusões e que estas foram geradas durante o processo de fabricação e possui uma quantidade relevante de sulfeto de manganês, e confirmando que as mesmas não são vazios de fluência. Nos carbonetos ficou evidente o aumento da concentração de molibdênio e cromo, o que era esperado já que os carbonetos deste material são formados basicamente de carbonetos de molibdênio e de cromo. Foi observado ainda que a amostra T1 apresentou uma concentração significativamente maior de cromo e molibdênio em relação à amostra A2, provavelmente devido ao fato de que a amostra T1 encontra-se em um grau de deterioração maior, já que a temperatura de trabalho é maior. No material base não foi observado nenhuma discrepância relevante em relação às especificações previstas na ASTM A-213 (1966).

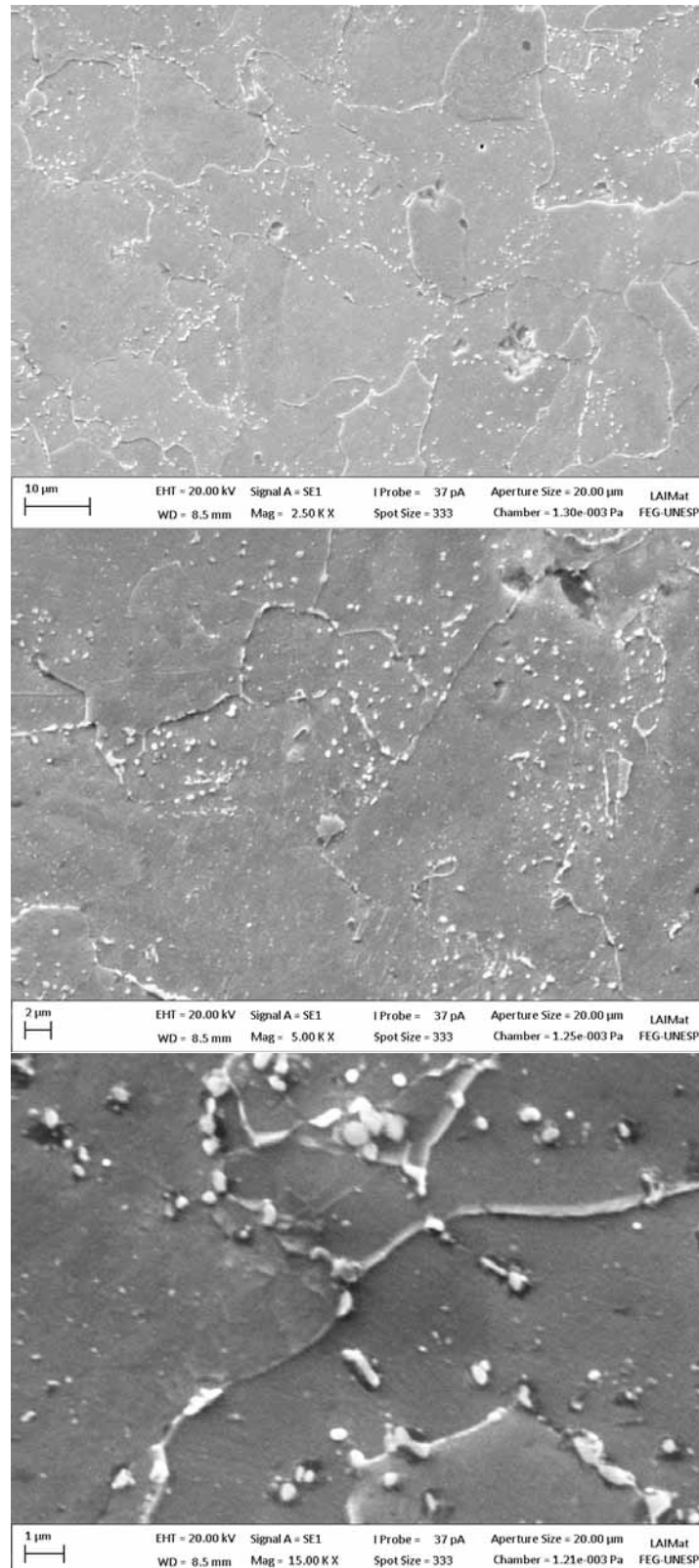


Figura 26 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra A2. Em cima: aumento de 2500X. Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.

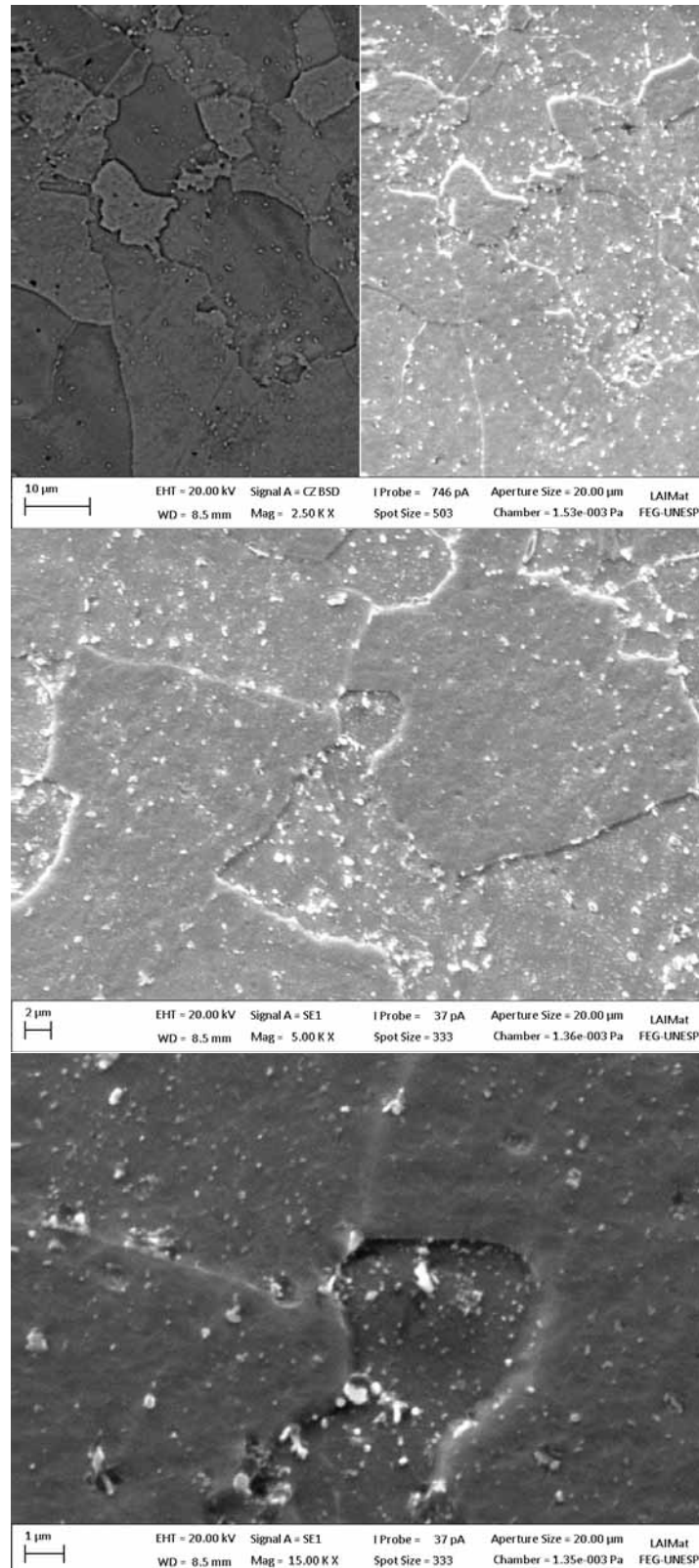


Figura 27 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra J3. Em cima: aumento de 2500X (à esquerda imagem de elétrons retroespalhados e a direita imagem de elétrons secundários). Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.

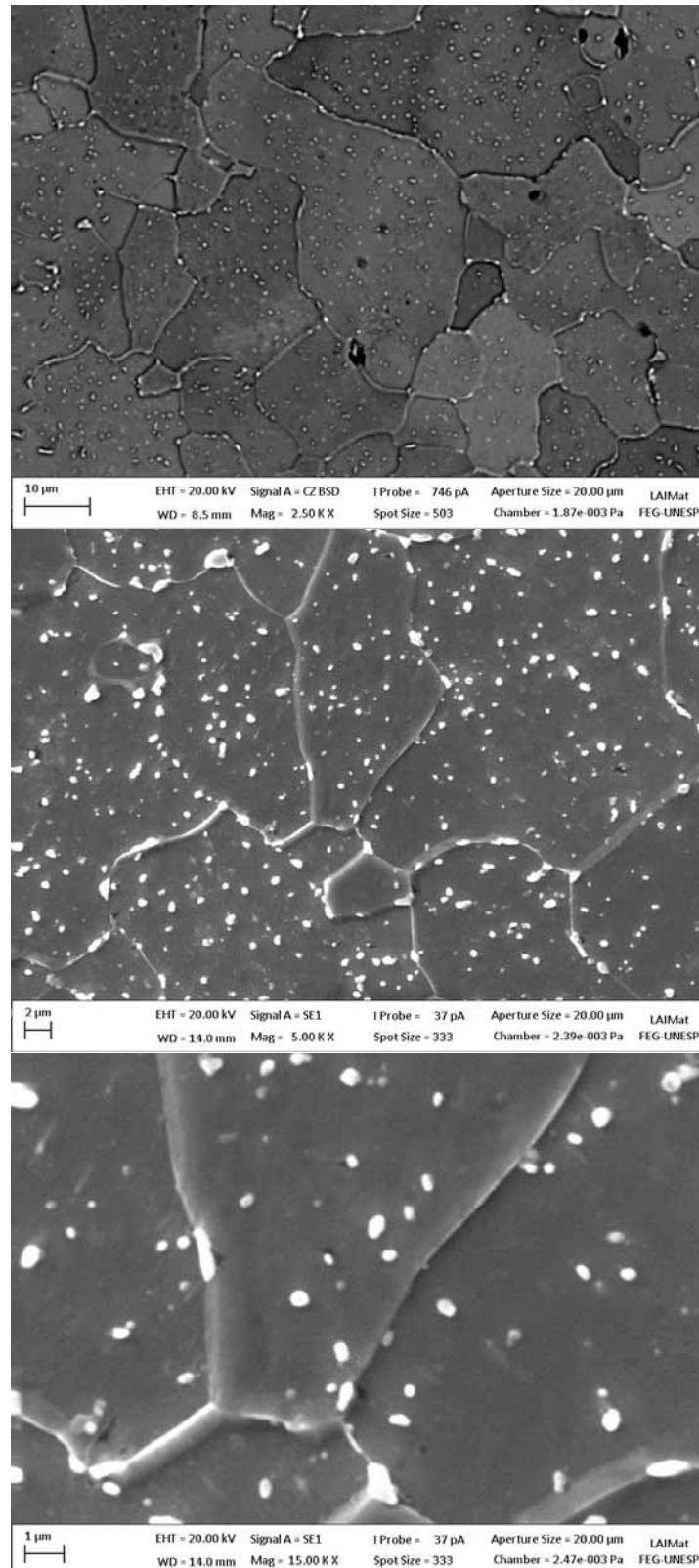


Figura 28 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra T1. Em cima: aumento de 2500X. Meio: aumento de 5000X. Em baixo: 15000X. Ataque: Nital 5%.

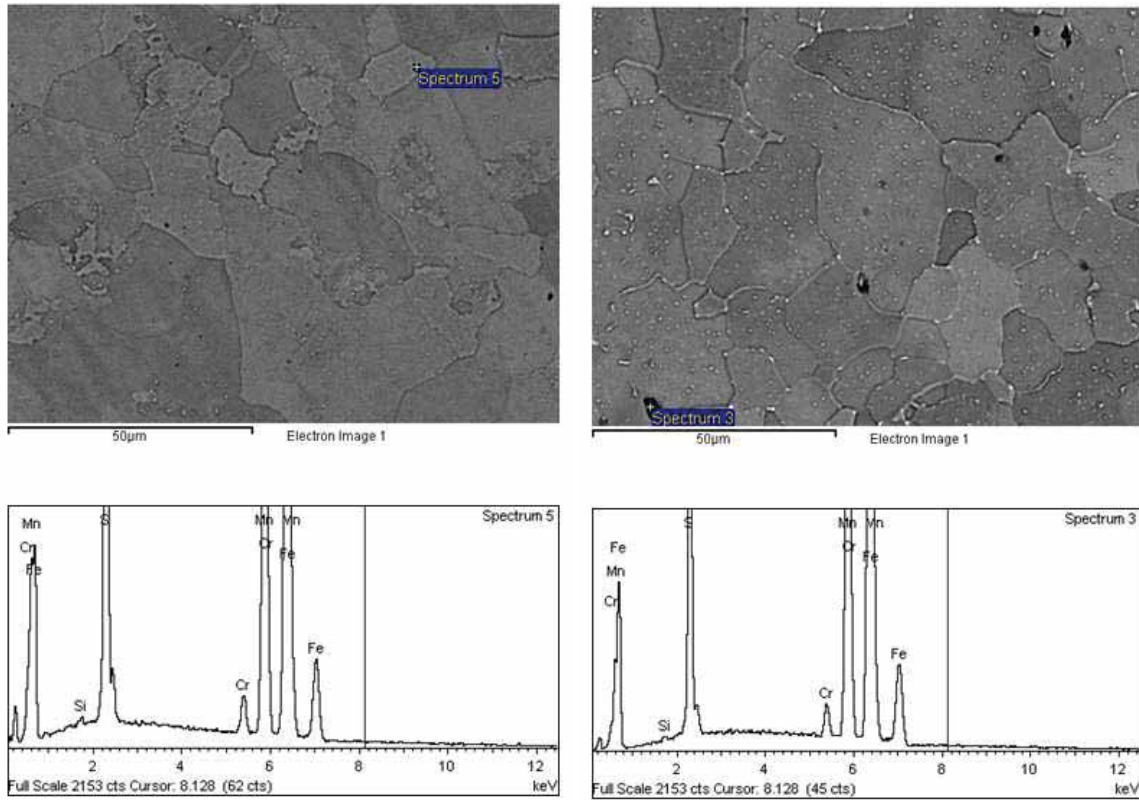


Figura 29 – Imagem do MEV indicando a região analisada (inclusão), juntamente com o espectro de EDS. À esquerda: amostra J3. À direita: amostra T1.

Tabela 8 – Resultado do ensaio de EDS para as inclusões nas amostras J3 e T1.

Amostra J3			Amostra T1		
Elemento	% peso	% atômica	Elemento	% peso	% atômica
Si	0.19	0.33	Si	0.13	0.23
S	16.60	25.57	S	9.55	15.44
Cr	1.96	1.86	Cr	1.70	1.70
Mn	27.17	24.42	Mn	28.50	26.87
Fe	54.07	47.81	Fe	60.12	55.76

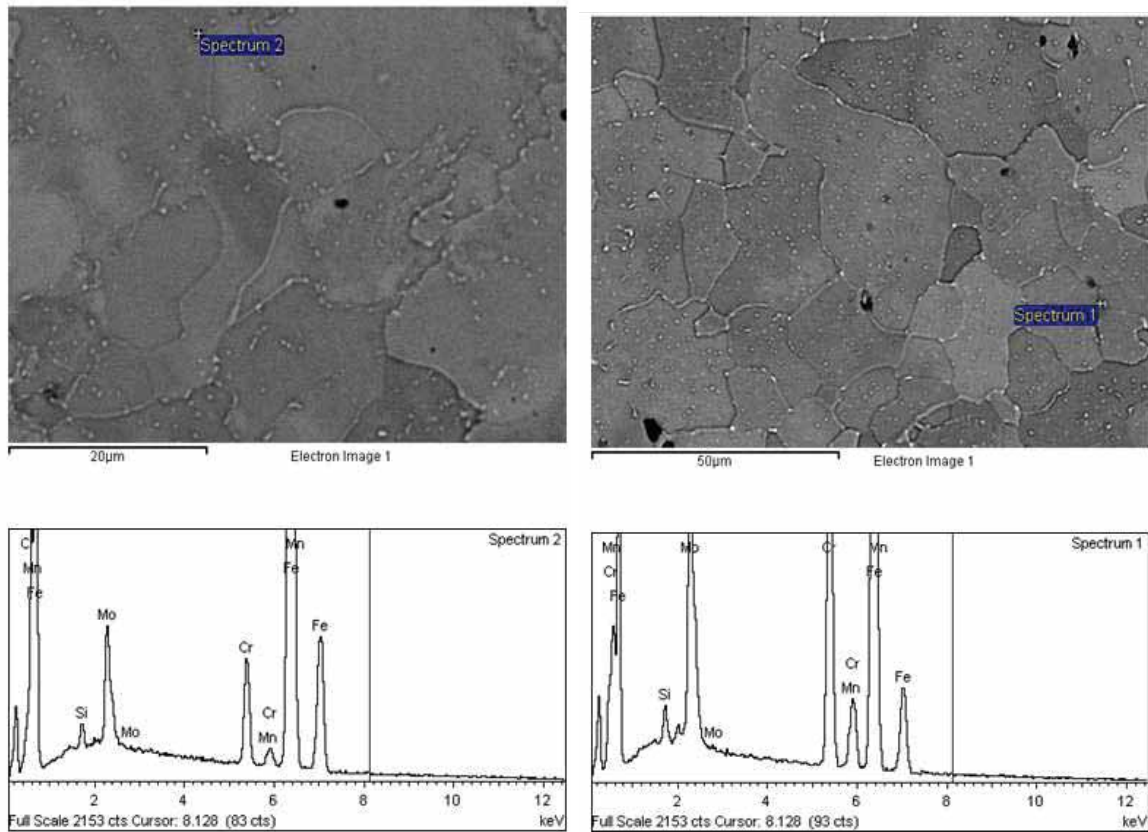


Figura 30 – Imagem do MEV indicando a região analisada (carboneto), juntamente com o espectro de EDS. À esquerda: amostra A2. À direita: amostra T1.

Tabela 9 – Resultado do ensaio de EDS para os carbonetos nas amostras A2 e T1.

Amostra A2			Amostra T1		
Elemento	% peso	% atômica	Elemento	% peso	% atômica
Si	0.70	1.42	Si	0.87	1.84
Cr	4.98	5.46	Cr	20.25	23.09
Mn	0.58	0.60	Mn	2.35	2.54
Fe	86.31	88.10	Fe	56.89	60.40
Mo	7.43	4.41	Mo	19.64	12.14

5.3 Ensaios de dureza

Os resultados obtidos nos ensaios de dureza estão indicados na tabela 9. Para cálculo da vida residual foi utilizado à equação (9), sendo que os valores de dureza utilizados nos cálculos foram os valores médios das medições e os valores médios menos três vezes o desvio padrão.

Tabela 10 – Resultado dos ensaios de dureza.

	Convencional			MIC 10		
	A2	J3	T1	A2	J3	T1
	170	156	151	147	190	147
	170	156	143,1	153	200	152
	165	165	143,1	140	189	147
	165	170	143,1	149	201	148
	170	160	135,5	157	196	146
	168	168	132	143	176	149
	172	168	130	161	184	149
	168	164	130	153	194	144
Média	168,5	163,4	138,5	150,4	191,3	147,8
Desvio padrão	2,5	5,5	7,7	7,0	8,4	2,4

Tabela 11 – Cálculo da vida remanescente através da dureza convencional.

	Dureza média			Dureza média menos três vezes o desvio padrão		
	Amostra A2	Amostra J3	Amostra T1	Amostra A2	Amostra J3	Amostra T1
Temperatura (C°)	525	535	570	525	535	570
Tensão (MPa)	53,40	45,69	33,29	53,40	45,69	33,29
Dureza (HV)	168,5	163,4	138,0	161,0	146,9	115,4
t_r (anos)	969,9	873,4	138,8	753,4	499,2	57,2

Tabela 12 – Cálculo da vida remanescente através da dureza realizada pelo durômetro portátil.

	Dureza média			Dureza média menos três vezes o desvio padrão		
	Amostra A2	Amostra J3	Amostra T1	Amostra A2	Amostra J3	Amostra T1
Temperatura (C°)	525	535	570	525	535	570
Tensão (MPa)	53,40	45,69	33,29	53,40	45,69	33,29
Dureza (HV)	150,4	191,3	147,8	129,3	166,1	140,6
t_r (anos)	512,9	1927,1	187,2	211,6	950,1	149,1

6 CONCLUSÃO

Pelos resultados obtidos durante este trabalho pode-se concluir que a serpentina da caldeira não vem sofrendo danos de fluência relevantes, visto que a menor vida remanescente encontrada foi de 12,7 anos (vida maior que a vida de projeto da mesma), mesmo após 29 anos de operação, confirmando assim o conservadorismo dos cálculos de projeto.

A escala proposta por Toft e Mardsen (1961) mostrou-se como uma técnica adequada para avaliar o grau de degradação da microestrutura do material, porém, por ser uma técnica qualitativa, não se mostrou uma boa técnica para a determinação da vida residual, devido à difícil correlação com o tempo e as difíceis avaliações para definir o estágio de degradação, tornando a avaliação subjetiva.

Não foi possível a avaliação pelo critério de Neubauer e Wedel (1983) já que o material não apresentou vazios de fluência. Neubauer e Wedel propunham que o material ao chegar ao estágio A poderia operar por mais uma campanha (cerca de 3 anos). Como a serpentina da caldeira não possui vazios de fluência pode-se concluir que a sua vida é maior que 3 anos, segundo este critério.

As utilizações de técnicas baseadas em ensaios metalográficos não se demonstraram eficientes para determinação da vida residual, visto que as mesmas não podem ser realizadas de forma quantitativa. As poucas restrições propostas pelas técnicas podem gerar interpretações diferentes e ocasionar uma avaliação inadequada. As técnicas utilizando metalografia mostraram-se eficientes em analisar a degradação da microestrutura, porém correlacionar a degradação microestrutural com a vida a fluência não pode ser feita de maneira exata.

Os ensaios de dureza não apresentaram uma boa correlação com o ensaio de fluência, diferindo em vários anos. A correlação da dureza com microestrutura do material também não ficou evidente, já que a microestrutura encontra-se degradada (perlita esferoidizada) e a dureza do material encontra-se próxima do limite máximo da ASTM A213. O fato de não possuir dados do material no início da operação impossibilita uma avaliação mais precisa. Os valores obtidos a partir do durômetro portátil apresentaram um grau de dispersão em relação à dureza convencional suficiente para alterar o cálculo da vida residual em vários anos, colocando em dúvida a sua confiabilidade para a aquisição de dados para este fim.

A determinação da região mais crítica é importante para as futuras avaliações. Os ensaios realizados mostraram que a região mais suscetível à fluência é a região de saída do

superaquecedor (amostra T1), porém não foi possível afirmar que isto seja apenas em virtude das condições operacionais, já que o material apresentou uma quantidade de inclusões visualmente maior que as demais amostras, podendo desta forma ter comprometido suas propriedades mecânicas.

Levando em consideração que as condições operacionais são mais brandas que as condições de projeto, não é esperado que os tubos da serpentina da caldeira venham a falhar por fluência nos próximos 12,7 anos, devendo ser realizada nova avaliação dos danos antes do término deste período.

7 REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API STANDARD 530: Calculation of Heater-tube Thickness in Petroleum Refineries.** 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.** 1982.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A213: Standard Specification for Seamless Ferritic and Austenitic Alloy-Steel Boiler, Superheater, and Heat-Exchanger Tubes.** 1966.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A956: Standard Test Method for Leeb Hardness Testing of Steel Products.** 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E139: Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials.** 2011.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **BSI PD 6525: Elevated temperature properties for steels for pressure purposes.** 1990.

CALLISTER JR, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução.** 5ª ed. LTC Editora, Rio de Janeiro. Brasil. 2002.

FUJIBAYASHI, S.; ISHIKAWA Y.; ARAKAWA Y. **Hardness Based Creep Life Prediction for 2.25Cr-1Mo Superheater Tubes in a Boiler.** Vol. 46, ISIJ International. Japan. 2006. 325-334 p.

HOLLOMON, J.H.; JAFFEE, L.D. **Time-Temperature Relations in Tempering Steel.** Trans. AIME, Vol. 162. 1945.

KITTO, J. B.; STULTZ, S. C. **Steam/its generation and use.** 41st edition. The Babcock & Wilcox Company, Barberton, Ohio, U.S.A. 2005.

LARSON, F.R.; MILLER, J. **A Time-Temperature relationship for Rupture and Creep Stress**. Transactions, American Society of Mechanical Engineers, Vol 74. 1952. 765–775 p.

MARSON, S.S.; MENDELSON, A. **Optimization of parametric constants for creep-rupture data by means of least squares**. NASA memorandum. 1959.

NEUBAUER, B.; WEDEL, U. **Restlife Estimation of Creeping Components by Means of Replicas**. In: ASME International Conference on Advances in Life Prediction Methods, New York, U.S.A. 1983.

NR-13 - NORMA REGULAMENTADORA 13. **Caldeiras e vasos de pressão**. Ministério do Trabalho e Emprego do Brasil. 2011.

SIGLEY, J. E. **Elementos de máquinas**. 3ª ed. Livros técnicos e científicos editora S.A. Rio de Janeiro. Brasil. 1984. 58 p.

SILVEIRA, T. L. da; LE MAY, I. **Effects of Metallographic Preparation Procedures on Creep Damage Assessment**. Rio de Janeiro. Brasil. 1992.

TOFT, L.H; MARDSEN, R.A. **Structural processes in creep: special report N° 70**. Iron & Steel Institute. London. England. 1961.

VISWANATHAN, R. **Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components**. ASM Internacional, Ohio, U.S.A. 1989.

VISWANATHAN, R. **Residual Life Techniques for Plant Life Extension**. Materials Science and Engineering, Electric Power Research Institute, Palo Alto. U.S.A. 1988.

WINCK, J. C. **Avaliação dos Danos por Fluência no Superaquecedor da Caldeira de CO da REFAP S/A Segundo API STD 530**. Dissertação (Mestre em Engenharia). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2009.