



ANÁLISE DA METODOLOGIA DE PENNY NA PREVISÃO DE VIDA ÚTIL DE AÇO FERRÍTICO Cr-Mo ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO

Gabriella Cruz dos Santos Roza

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Frederico Trotta Matt

Rio de Janeiro
Novembro de 2016

ANÁLISE DA METODOLOGIA DE PENNY NA PREVISÃO DE VIDA ÚTIL DE
AÇO FERRÍTICO Cr-Mo ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO

Gabriella Cruz dos Santos Roza

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA
(COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

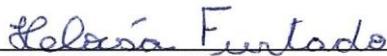
Examinada por:



Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.



Dr. Carlos Frederico Trotta Matt, D.Sc.



Dr.ª Heloísa Cunha Furtado, D.Sc.



Prof. Rodrigo Magalhães de Carvalho, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

NOVEMBRO DE 2016

Roza, Gabriella Cruz dos Santos

Análise da metodologia de Penny na previsão de vida útil de aço ferrítico Cr-Mo envelhecido em operação/
Gabriella Cruz dos Santos Roza. – Rio de Janeiro: UFRJ/ COPPE, 2016.

IX, 109 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Frederico Trotta Matt

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 91-94.

1. Aços 1Cr-0,5Mo. 2. Fluência. 3. Mecânica do dano contínuo. I. Almeida, Luiz Henrique de, *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título

A Deus sempre em primeiro lugar, aos meus pais Nilzete e Reginaldo, à minha irmã Dayane, ao meu marido Marcus Vinícius e a todos que de alguma forma contribuíram para que eu chegasse até aqui.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pela minha vida e por tudo de bom que me foi dado.

Aos meus pais Nilzete e Reginaldo, por tudo o que me proporcionaram, e por não deixarem de acreditar em mim.

Ao meu marido Marcus Vinícius, pelo amor, compreensão, apoio em todos os momentos que precisei e por ser meu maior incentivador em tudo que faço. Seu suporte foi crucial para mais essa conquista.

Ao Professor Luiz Henrique de Almeida, não só pela oportunidade e por todos os ensinamentos, mas acima de tudo pela amizade.

Ao Carlos Frederico Trotta Matt por toda orientação, atenção, disponibilidade e paciência sem as quais este projeto não seria possível. Muito obrigada por todo o suporte e por todo o conhecimento que me foi passado.

À Heloísa Cunha Furtado pelo apoio e pela oportunidade que me foi dada de participar como bolsista da equipe do CEPTEL.

Ao CEPTEL pelo suporte com todos os equipamentos necessários a realização do trabalho durante o meu período como bolsista.

Por fim, a todos os amigos e familiares que direta ou indiretamente contribuíram para que eu alcançasse mais essa vitória.

Obrigada a todos.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

ANÁLISE DA METODOLOGIA DE PENNY NA PREVISÃO DE VIDA ÚTIL DE AÇO FERRÍTICO Cr-Mo ENVELHECIDO EM OPERAÇÃO

Gabriella Cruz dos Santos Roza

Novembro/2016

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Frederico Trotta Matt

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Os aços ferríticos Cr-Mo são largamente utilizados em aplicações que envolvem exposição a altas temperaturas. A máxima resistência à fluência destes aços é essencial para se estabelecer a excelência na operação, uma vez que ocorrem importantes mudanças na microestrutura em temperaturas elevadas. Além disso, é necessária a utilização de métodos de avaliação do tempo de vida residual em serviço, de forma a garantir que estes possam continuar a operar de forma segura. As avaliações e previsões baseadas na extrapolação de dados dependem de métodos precisos de quantificação da extensão do dano causado pela fluência, porém, tal precisão é limitada. Neste cenário, o presente trabalho tinha como objetivo verificar, através da metodologia de Penny, a aderência entre previsões de vida remanescente realizadas para o aço 1%Cr-0,5%Mo novo – Base de dados NRIM – e para o mesmo aço envelhecido em serviço por 240.000 horas. Para isto, foram realizados ensaios de fluência em diferentes tensões nas temperaturas de 500 e 550°C no material envelhecido em serviço. O objetivo principal do trabalho não pôde ser alcançado, pois, os resultados demonstraram que, apesar do método de Penny provar-se preciso para previsão de vida residual quando comparado a demais métodos, ele só se mostrou confiável perante a utilização de dados de ensaios de fluência com tempos longos, e, para o material envelhecido em serviço, só houve tempo hábil para realização de ensaios relativamente curtos. Os resultados revelaram também que, apesar da utilização de premissas fisicamente bem estabelecidas, a expressão que relaciona a deformação e o dano desenvolvida por Penny não representa o que ocorre durante o processo de deformação por fluência.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

ANALYSIS OF PENNY'S METHODOLOGY IN REMAINING USEFUL LIFE
PREDICTION OF Cr-Mo FERRITIC STEEL AGED IN OPERATION

Gabriella Cruz dos Santos Roza

November/2016

Advisors: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Frederico Trotta Matt

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Cr-Mo ferritic steels are widely used in applications involving high temperature exposure. The maximum creep resistance of these steels is essential to establish the excellence in operation at high temperatures, since significant microstructural changes occur in these conditions. Furthermore, the use of lifetime assessment methods is necessary to ensure that they can continue to operate safely. Assessments and predictions based on data extrapolation depends on accurate methods for evaluating the extent of damage caused by creep, however, such precision is limited. In this context, the aim of this work was to verify by Penny's methodology, the relationship between remaining life prediction made for a new 1%Cr-0.5%Mo steel – NIRM database – and for the same steel aged in service for 240,000 hours. To this end, creep tests were conducted on different stress at temperatures of 500 and 550°C in the material aged in service. The main objective of the work could not be achieved because the results showed that, although the method of Penny proves accurate for remaining life prediction when compared to other methods, its reliability depends strongly on long-term creep test data. For the material aged in service, however, only short-term creep tests could be performed in a timely manner. The results also showed that the expression that relates deformation and damage, developed by Penny, do not represent what happens during creep deformation process, although used well-established physical principles were included in its development.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. Os aços Cr-Mo.....	5
2.1.1. Efeito dos elementos de liga	6
2.1.2. Tratamentos térmicos e desempenho em serviço	9
2.2. Evolução microestrutural nos aços 1Cr-0,5Mo.....	11
2.3. Fluência	18
2.3.1. O ensaio de fluência	19
2.3.2. Mapas de mecanismos de deformação	24
2.3.3. Previsão de vida residual em fluência	26
3. MATERIAIS E MÉTODOS	40
3.1. Material	40
3.2. Composição química	41
3.3. Caracterização microestrutural	42
3.3.1. Microscopia ótica	42
3.3.2. Microscopia eletrônica de transmissão	43
3.4. Caracterização mecânica	44
3.4.1. Ensaio de dureza Rockwell	44
3.4.2. Ensaio de tração.....	44
3.4.3. Ensaio de fluência.....	45
3.5. Desenvolvimento do método de Penny	48
3.6. Etapas do projeto	62
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
4.1. Caracterização microestrutural	63

4.1.1. Microscopia ótica	63
4.1.2. Microscopia eletrônica de transmissão	65
4.2. Caracterização mecânica	67
4.2.1. Ensaio de dureza Rokwell.....	67
4.2.2. Ensaio de tração	68
4.2.3. Ensaio de fluência.....	68
4.3. Aplicação da metodologia de Penny na construção da curva para previsão de vida residual.....	70
4.3.1. Comparação entre a metodologia de Penny e a de Larson-Miller na construção da curva para previsão de vida residual.....	80
4.4. Curvas teóricas de evolução da deformação baseadas no modelo de evolução do dano	85
5. CONCLUSÕES	90
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91
ANEXO I.....	95
ANEXO II	103

1. INTRODUÇÃO

Os aços ferríticos Cr-Mo são largamente utilizados nas indústrias petroquímicas e usinas de geração elétrica em aplicações que envolvem exposição a altas temperaturas, tais como tubulações, vasos de pressão, caldeiras, partes estruturais e turbinas. Esses aços possuem excelente resistência à fluência, tenacidade e resistência à corrosão relativamente ao seu custo e às propriedades do aço carbono comum.

Os aços ferríticos baixa liga resistentes à fluência são adicionados teores de cromo usualmente entre 0,5 e 12% para aumento da resistência à corrosão, e molibdênio em teores que variam entre 0,5 e 1,0% para o aumento da resistência à fluência por endurecimento por solução sólida. Outros elementos como o vanádio, tungstênio, nióbio e titânio podem ser adicionados a fim de formarem carbonetos preferencialmente ao molibdênio, auxiliando assim tanto no ganho de resistência à fluência através do mecanismo de endurecimento por precipitação como na maximização do endurecimento por solução sólida. Como todos os materiais, os aços Cr-Mo perdem resistência ao longo do tempo em função da tensão e da exposição a temperaturas elevadas durante o serviço. Como consequência, neste caso, o principal mecanismo de degradação é a fluência.

A seleção destes materiais para aplicação em temperaturas elevadas em plantas industriais depende do compromisso entre eficiência, custo do material, confiabilidade e custo de manutenção e, por isso, existe uma extensa variedade de aços dessa classe. Uma vez que ocorrem importantes mudanças na microestrutura em temperaturas elevadas, a máxima resistência à fluência destes aços é essencial para se estabelecer a excelência na operação. Sendo assim, essas mudanças e os fatores que afetam o comportamento do material em fluência devem ser investigados. Uma cuidadosa análise da evolução dos carbonetos e da microestrutura em geral deve ser realizada para que se estime com segurança os danos sofridos pelo material ao longo da operação. Além disso, é necessária a utilização de métodos de avaliação do tempo de vida, de forma a garantir que estes possam continuar a operar de forma segura.

As avaliações e previsões baseadas na extrapolação de dados dependem de métodos precisos de quantificação da extensão do dano causado pela fluência, porém, tal precisão é limitada. Por isso os dados de ensaios de fluência são essenciais nos

projetos de componentes que operam em temperaturas elevadas. Estes dados, em geral, são limitados em sua extensão e apresentam uma grande dispersão com pequenas variações nas condições de ensaio. Além disso, a maior parte dos resultados de ensaios de fluência disponíveis na literatura, para diferentes materiais, resulta de ensaios acelerados em laboratório, cujos mecanismos de degradação nem sempre correspondem ao que se observa na prática. Por esta razão, este estudo se mostra relevante para o acúmulo de conhecimento nas atividades de inspeção e de avaliação da vida residual de componentes que atuam em altas temperaturas.

Como objetivo do presente trabalho pretendia-se verificar, através da metodologia de Penny [1], a aderência entre previsões de vida remanescente realizadas para o aço 1%Cr-0,5%Mo novo – Base de dados NRIM [2] – e para o mesmo aço envelhecido em serviço. Para isto, foram realizados ensaios de ruptura por fluência, e com seus resultados foram feitas análises de previsão da vida residual do material envelhecido em serviço e do material novo – Base de dados NRIM [2] –. Para realização da previsão de vida residual do material novo foram utilizados dados disponíveis na literatura do NRIM (*National Research Institute for Metals*) [2] onde foram realizados ensaios de ruptura por fluência do material novo. Além disso, outro objetivo foi comparar as curvas obtidas a partir da equação desenvolvida por Penny [1] que relaciona o dano e a deformação com as curvas de fluências experimentais obtidas a partir dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço.

O material de estudo no presente trabalho é o aço 1%Cr-0,5%Mo de classe ferrítica, codificados pelo fabricante com especificação alemã DIN 16CrMo44, constituinte de um coletor de saída do superaquecedor secundário de uma caldeira que operou por 240.000 horas a uma temperatura de 500°C e pressão de 80kgf/cm². Foram feitas análises microestrutural e mecânica para avaliar o nível de degradação sofrida pelo material devido ao envelhecimento em serviço. O material foi submetido a ensaios de tração a temperatura ambiente e a quente (400, 500 e 550°C) e a ensaios de dureza para avaliação da resistência mecânica; a análise microestrutural em microscópio ótico e microscópio eletrônico de transmissão para avaliação da esferoidização e precipitação; e a ensaios de fluência com tensões de 110, 125, 137, 150, 167, 175, 196, 216, 235 e 265MPa sob temperaturas de 500°C e 550°C para obtenção dos dados necessários para previsão de vida residual.

Para verificar a ocorrência ou não de uma diferença significativa entre previsão de vida residual realizada a partir de ensaios no material novo – Banco de dados NRIM – e no material envelhecido em serviço, foi feita uma modificação para adequação do método desenvolvido por Penny [1], de forma a ser levada em consideração a degradação prévia que o material sofreu durante o tempo de serviço transcorrido. Porém, os resultados mostraram que, apesar do método de Penny se mostrar preciso para previsão de vida residual quando comparado a demais métodos como o de Larson-Miller [3], uma das premissas apresentadas pelo método de Penny [1], e que seria uma das principais vantagens da utilização de tal método, não foi confirmada. Uma das premissas do trabalho desenvolvido por Penny [1] era que a construção das curvas de previsão de vida poderiam ser realizadas com disponibilidade de apenas dados de testes de duração relativamente curta e que não era necessária uma quantidade exagerada de resultados de testes de laboratório para o desenvolvimento da curva de previsão. Entretanto, os resultados evidenciaram que o método só mostrou-se confiável perante a utilização de dados de ensaios de fluência com tempos de ruptura mais longos, os quais estavam disponíveis no NRIM [2] para o material novo. Sendo assim, não foi possível alcançar o objetivo principal do trabalho que seria avaliar a aderência entre as previsões de vida do material novo – Banco de dados NRIM – e envelhecido em serviço, uma vez que a previsão de vida para o material envelhecido em serviço não pôde ser considerada confiável, já que não houve tempo hábil para realização de ensaios de fluência longos para este material.

Os resultados mostraram também que, apesar da utilização de premissas fisicamente bem estabelecidas, a expressão que relaciona o dano e a deformação desenvolvida por Penny [1] não exprime a realidade. Isso porque o comportamento da deformação de uma estrutura submetida a um carregamento uniaxial constante envolve variáveis metalúrgicas importantes que não são levadas em consideração no modelo proposto pelo trabalho de Penny [1].

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nas usinas térmicas de geração de energia convencionais, o equipamento destinado a gerar vapor é chamado de caldeira. O vapor é gerado através de uma troca térmica entre a água e um combustível que é queimado. Constitutivamente as caldeiras podem ser classificadas em caldeiras flamotubulares e aquatubulares. Nas flamotubulares, o fluido quente (gás) escoar no interior de tubos cercados por água, de forma que a transferência de calor acontece em toda a circunferência dos tubos que são montados de maneira similar a feixes de permutadores de calor. Estas caldeiras são empregadas apenas para pequenas capacidades e quando é desejado apenas vapor saturado de baixa pressão [4].

As caldeiras aquatubulares, mais comuns e mais largamente empregadas nas usinas termoelétricas, são unidades de grande capacidade, projetadas para operar em médias e altas pressões. Nelas, os gases quentes circulam numa câmara de combustão onde estão localizados os tubos no interior dos quais a água circula. Nestas caldeiras geralmente são encontrados os seguintes componentes: câmara de combustão, tubos, coletores, tubulão, superaquecedores, sopradores de fuligem, pré-aquecedor de ar, refratários, queimadoras, ventiladores, chaminé, válvulas de segurança, entre outros [4].

Os superaquecedores são tubulações sob a forma de serpentinadas, que tem como objetivo criar grandes superfícies de troca térmica para elevar o grau de superaquecimento do vapor. Normalmente, estão localizados onde o fluxo dos gases de combustão é mais quente. Além dos componentes tubulares, os superaquecedores são compostos de dois coletores, um na entrada que recebe o vapor saturado e um na saída que coleta o vapor superaquecido. Por circular apenas vapor no interior do superaquecedor e dos coletores, sua temperatura atinge valores muito elevados e, por isso, devem ser fabricados com materiais resistentes a condições de fluência.

Os materiais mais comumente utilizados para aplicações em altas temperaturas são os aços ferríticos do tipo Cr-Mo e os aços inoxidáveis austeníticos. Os aços Cr-Mo baixa liga, geralmente são utilizados em temperaturas de até 540°C, enquanto os aços Cr-Mo com maior percentual de elementos de liga e com adição de outros elementos como vanádio, tungstênio, nióbio e titânio, por exemplo, podem operar em temperaturas maiores (até 650°C, em média). Acima destas temperaturas devem ser utilizados os aços

inoxidáveis austeníticos. Eles possuem maior resistência em elevadas temperaturas quando comparados aos aços ferríticos, porém fatores como elevado coeficiente de expansão térmica, alto custo de fabricação e maior dificuldade de processamento, tornam os aços ferríticos mais atrativos em aplicações envolvendo temperaturas de até 600°C, devido sua melhor relação custo/benefício. Além do mais, os aços ferríticos possuem coeficiente de expansão térmica relativamente baixo e condutividade térmica elevada, tornando-os mais adequados em aplicações onde existe ciclagem térmica [5, 6].

Atualmente, os materiais mais utilizados na fabricação de caldeiras são aços ferríticos Cr-Mo de baixa liga com microestrutura composta por ferrita-perlita ou ferrita-bainita.

2.1. Os aços Cr-Mo

O desenvolvimento dos aços Cr-Mo é um resultado do progresso tecnológico contínuo ao longo do século XX. A necessidade urgente de melhorar a resistência à fluência dos aços baseou-se em esforços da indústria de geração de energia para melhorar a eficiência térmica das usinas a vapor, aumentando a temperatura e a pressão do vapor, a fim de reduzir o custo da energia e reduzir a utilização dos combustíveis fósseis. A figura 2.1 mostra a evolução de usinas térmicas na Alemanha desde cerca de 1900. Há um aumento nos parâmetros do vapor de 275°C/1,2MPa para 600°C/30MPa levando à redução do consumo específico de combustível (*Heat Rate*) que é a razão entre a energia consumida e a energia gerada.

A máxima resistência à fluência destes aços é essencial para se estabelecer a excelência na operação em altas temperaturas, já que ocorrem importantes mudanças na microestrutura nessas condições. Devido à longa exposição a temperaturas elevadas, as microestruturas se degradam através da evolução e do coalescimento dos carbonetos na bainita acicular ou na martensita revenida ou através da esferoidização das lamelas de perlita, formando carbonetos esferoidizados.

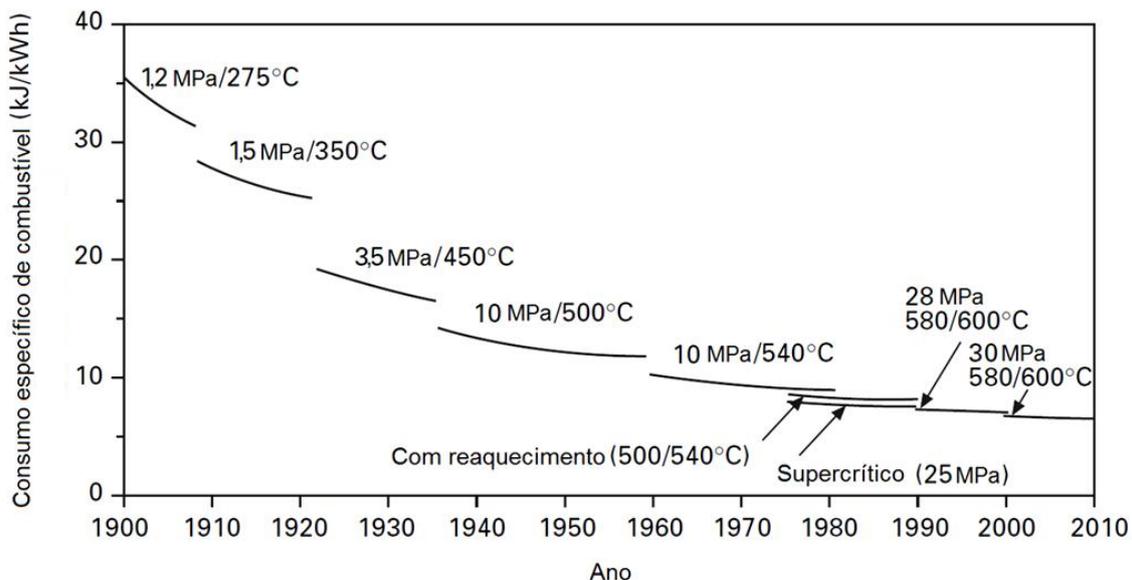


Figura 2.1. Consumo específico de combustível (*Specific Heat Rate*) de usinas a vapor na Alemanha em função dos parâmetros de vapor desde 1900 até 2010. Adaptado de [7].

2.1.1. Efeito dos elementos de liga

O carbono é um dos elementos mais importantes nos aços Cr-Mo, tanto pelo aumento da temperabilidade e resistência mecânica em temperatura ambiente, quanto por sua importância na resistência à fluência em altas temperaturas. Aumentando o teor de carbono de 0,15% para 0,20% as propriedades em fluência são melhoradas sem qualquer efeito significativo na soldabilidade e conformabilidade. Entretanto, concentrações de carbono acima de 0,20% prejudicam a soldabilidade e diminuem a tenacidade à fratura, devendo ser, portanto, evitadas [8]. O efeito do carbono no aço está relacionado tanto ao endurecimento por solução sólida quanto ao endurecimento por precipitação. Porém, com o aumento de temperatura, o efeito endurecedor do carbono por solução sólida diminui. Nos aços para aplicações em altas temperaturas, a relação entre a concentração de carbono e de elementos de liga deve ser controlado.

Alguns autores defendem o uso de teores de carbono abaixo de 0,05% em aços Cr-Mo de mais alta liga, pois isto permitiria uma dispersão especialmente fina de carbonetos e carbonitretos estáveis a temperaturas elevadas durante longos tempos de exposição [9], mas isto ainda não é usado comercialmente.

O efeito do cromo nos aços ferríticos resistentes a altas temperaturas é complexo. Ele é um forte formador de carbonetos e promove resistência à oxidação nos aços. Por si só, como elemento substitucional, o cromo aumenta a resistência à fluência, entretanto, por ser um excelente formador de carbonetos, tende a retirar o carbono da matriz, o que reduz o endurecimento por solução sólida. Quando adicionado a aços com molibdênio, o cromo pode conduzir a uma redução da resistência à fluência, tal como o mostrado na figura 2.2. Porém, além de elevar a resistência à corrosão e a ductilidade, o cromo ajuda a atenuar os efeitos da grafitação provocada pelo molibdênio [10]. No reforço de aços com teores de molibdênio entre 0,5 a 1%, o cromo é mais eficaz quando usado em quantidades entre 1 e 2,5% [11], de forma que a maior resistência observada é conseguida em aços 2,25Cr-1Mo, e isso explica porque esses são os aços mais largamente utilizados comercialmente. Os carbonetos de cromo mais comuns são $(Fe,Cr)_3C$, $(Cr,Fe)_7C_3$ e $(Cr,Fe)_{23}C_6$. O $(Cr, Fe)_{23}C_6$, durante o envelhecimento, evolui para o precipitado mais estável M_6C rico em molibdênio que possui uma maior relação M/C.

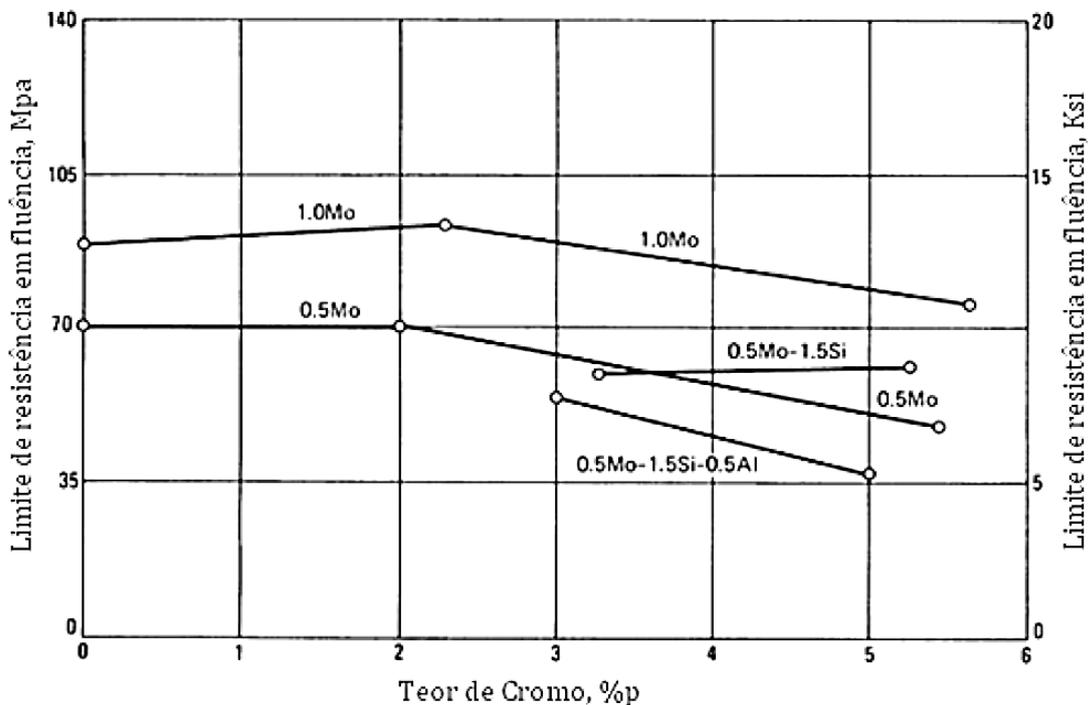


Figura 2.2. Efeito do cromo na resistência à fluência a 540°C de aços contendo pequenas quantidades de molibdênio, silício e alumínio. Adaptado de [11].

O molibdênio é o principal elemento responsável pelo aumento da resistência à fluência em aços Cr-Mo. O aumento dessa resistência é tanto devido a sua presença em solução sólida quanto na forma de precipitados Mo_2C . Mesmo com baixos teores (0,1 a 0,5%), o molibdênio é efetivo no aumento da resistência desses aços em temperaturas elevadas. Geralmente é utilizado com teores de até 1%. Maiores resistências podem ser obtidas aumentando o teor de molibdênio além desse limite, mas com perda na ductilidade devido a formação de fases deletérias [11].

No caso do molibdênio, o endurecimento por solução sólida é mais efetivo que o endurecimento por precipitação. A efetividade do endurecimento por solução sólida está relacionada com a diferença de raio atômico, a valência e o limite de solubilidade entre o ferro da matriz e o molibdênio. Isto causa um campo de tensões que provoca uma distorção elástica na rede cristalina suficiente para, em condições de fluência, reduzir o coeficiente de auto-difusão dos átomos presentes na liga, garantindo um aumento efetivo de resistência no material.

Para que o endurecimento por solução sólida não seja comprometido pela precipitação de Mo_2C , outros elementos como o nióbio, o vanádio e o titânio, por exemplo, podem ser adicionados em pequenas quantidades às ligas Cr-Mo a fim de formarem carbonetos, preferencialmente ao molibdênio. Isso ocorre devido a maior afinidade destes elementos com o carbono, mantendo assim o molibdênio em solução sólida. Os carbonetos de nióbio, vanádio e titânio são relativamente estáveis em temperaturas elevadas prevenindo a perda da resistência à fluência por coalescimento.

A figura 2.3 mostra a influência do molibdênio na resistência à ruptura por fluência após 100.000 horas a 500°C e 550°C em três aços: 0,3Mo, 0,13C-1Cr-0,5Mo e 0,10C-2,25Cr-1Mo. Com um aumento no teor de molibdênio do aço 0,3Mo para o aço 0,13C-1Cr-0,5Mo, que também contém cromo, há um aumento de aproximadamente 45MPa na resistência à fluência a 500°C. Com um aumento maior no teor de molibdênio e cromo no caso do aço 0,10C-2,25Cr-1Mo, obtém-se um novo aumento da resistência à fluência, porém somente a 550°C [7].

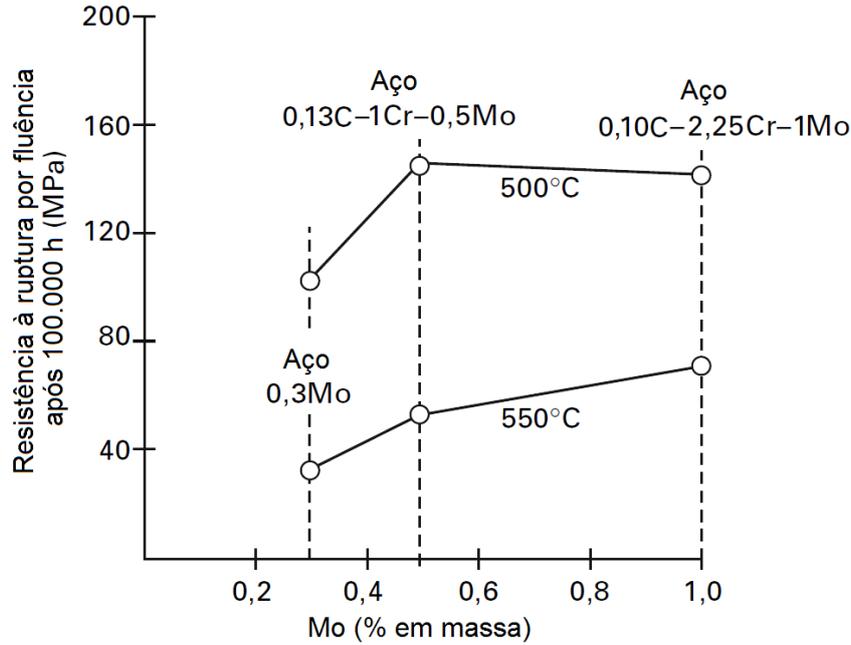


Figura 2.3. Resistência à ruptura por fluência após 100.000 horas a 500°C e 550°C para os aços 0,3Mo, 0,13C-1Cr-0,5Mo e 0,10C-2,25Cr-1Mo em função do teor de Mo. Adaptado de [7].

2.1.2. Tratamentos térmicos e desempenho em serviço

As propriedades ideais para um desempenho ótimo dos aços Cr-Mo são obtidas através de uma combinação adequada de composição química e processamento. Dependendo dos tratamentos térmicos realizados como têmpera, revenimento, recozimento e normalização, as microestruturas dos aços podem variar entre ferrita-perlita, ferrita-bainita, bainita pura, ou até martensita revenida para composições com maiores porcentagens de elementos de liga. Quando estes aços são aplicados em caldeiras, geralmente, são utilizados na condição recozida e, em tubulações, é normal o uso na condição temperado e normalizado [10, 12]. O aperfeiçoamento dos processos de fabricação não somente altera as propriedades dos aços em fluência como também reduz seus custos, tornando-os mais competitivos quando comparados a outros aços com características semelhantes.

Composições com teor de cromo entre 2 e 4%, geralmente, apresentam uma microestrutura bainítica que possui alta resistência à fluência, porém é instável para longos tempos de exposição. Para os casos de longas exposições é preferível uma microestrutura de ferrita-perlita devido a sua maior estabilidade [11]. Composições com

teores de cromo maiores (acima de 5%) favorecem a transformação em martensita que possui uma elevada resistência, mas estabilidade inferior à bainita para tempos longos [12, 13]. Entretanto, independente da microestrutura obtida pode-se considerá-las como metaestáveis em condições iniciais de utilização, uma vez que a tendência a esferoidização prevalecerá.

A máxima resistência à fluência é derivada de uma combinação dos efeitos do endurecimento por solução sólida da matriz ferrítica pelo carbono, cromo e molibdênio e do endurecimento por precipitação de carbonetos estáveis finamente dispersos.

O endurecimento por solução sólida e o endurecimento por precipitação são concorrentes, de forma que, nos primeiros estágios da fluência, os efeitos da solução sólida são a maior contribuição para a resistência mecânica, mas com o passar do tempo, a precipitação de carbonetos contribui preponderantemente para a resistência à fluência em detrimento da solução sólida. Porém, o efeito dos carbonetos diminui com o seu coalescimento. Ambos os mecanismos de endurecimento tornam-se instáveis em temperaturas muito elevadas não só devido ao coalescimento dos precipitados, mas também devido à solubilização dos mesmos em temperaturas suficientemente altas [14]. A complexa relação entre o endurecimento por precipitação e por solução sólida na resistência à fluência dos aços Cr-Mo pode ser observada na figura 2.4.

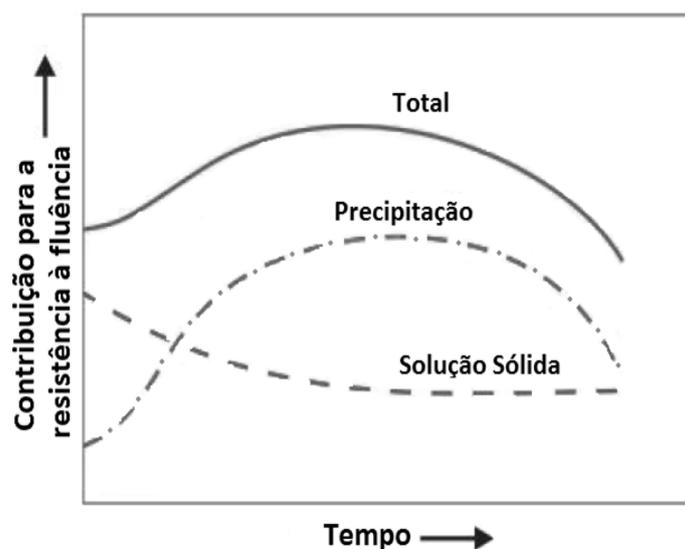


Figura 2.4. Esquema das mudanças na contribuição para a resistência a 550°C, em aço Cr-Mo normalizado e revenido. Adaptado de [12].

O chamado envelhecimento do aço, ou seja, a exposição térmica ao longo do tempo é uma das principais condições de serviço que afetam suas propriedades mecânicas, pois, durante este fenômeno, ocorre a evolução da microestrutura acarretando em redução da resistência. Mas, estas mudanças podem ser consequência também de um tratamento térmico de revenimento mais longo, por isso é importante um controle absoluto dos tratamentos térmicos realizados para que a microestrutura alcançada seja a que proporcione a maior resistência à fluência.

O modelo físico do comportamento em fluência em aços de alta resistência, dentro do intervalo de temperaturas e tensões de serviço, também baseia-se na hipótese de que a resistência à fluência do material aumenta dependendo das barreiras à escalagem e ao deslizamento cruzado. A presença de uma densa rede de discordâncias, a dispersão de partículas finas e a presença de um campo elástico de deformação na matriz devido à presença de elementos em solução sólida são efetivas barreiras ao movimento das discordâncias. Mudanças na efetividade destas barreiras causam mudanças no comportamento em fluência dos materiais [15, 16].

2.2. Evolução microestrutural nos aços 1Cr-0,5Mo

Aços baixa liga 1Cr-0,5Mo com uma microestrutura ferrítica-perlítica ainda são amplamente utilizados em centrais de produção de energia a vapor, com uma temperatura máxima de serviço de 510°C a 540°C. O uso generalizado deste aço é atribuído principalmente a uma boa combinação de resistência e ductilidade em temperaturas relativamente elevadas, que é resultado de um cuidadoso equilíbrio de elementos de liga e microestrutura [17]. Daí a necessidade de se obter a melhor compreensão da microestrutura destas ligas, e o entendimento das alterações nas propriedades mecânicas. Além disso, o estudo e caracterização da precipitação fornecem informações para a avaliação do grau de degradação do material. A precipitação em aços 1Cr-0,5Mo utilizados em caldeiras é função da estrutura cristalina, da composição, do comportamento de nucleação e da morfologia [18].

A grande vantagem dos aços 1Cr-0,5Mo frente aos demais é econômica. Ele apresenta propriedades satisfatórias para as aplicações em altas temperaturas com um custo de produção menor, quando comparado ao aço 2,25Cr-1,0Mo e aos aços de mais

alta liga como o 7,0Cr-0,5Mo e 9,0Cr-1Mo. Mas, como já foi dito, ele está limitado a temperaturas de operação de no máximo 540°C.

As mudanças mais comuns com relação à evolução microestrutural envolvem esferoidização, crescimento de grão, coalescimento de partículas e redução dos elementos em solução sólida associada à precipitação de novas fases estequiometricamente mais pobres em carbono. Estas mudanças resultam em uma redução na resistência e se observa experimentalmente que a evolução da taxa de fluência está intimamente ligada às mudanças microestruturais [19].

A taxa de esferoidização depende da microestrutura inicial. A esferoidização mais lenta é associada a microestruturas perlíticas, especialmente aquelas com grandes espaços interlamelares. A esferoidização é mais rápida se os carbonetos estão inicialmente na forma de partículas discretas, como na bainita, e mais rápida ainda se a estrutura inicial for martensítica [11].

Toft e Marsden [20] avaliaram a evolução microestrutural de tubos de superaquecedores fabricados com aço 1Cr-0,5Mo de microestrutura composta de ferrita e perlita, que operaram a temperaturas entre 454 e 518°C por períodos acima de 100.000 horas. A partir desse estudo foi proposta uma classificação dos estágios de esferoidização e precipitação desses aços. Esta classificação foi feita a partir de uma relação entre a tensão de ruptura das amostras submetidas a ensaios de fluência, o grau de esferoidização da perlita e a precipitação no aço. Foi elaborada uma tabela (tabela 2.1) que mostra a classificação para aços de estrutura composta por ferrita e perlita operando sob fluência, partindo do estágio A com perlita lamelar até o estágio F com o material completamente degradado.

A presença dos três principais elementos metálicos na liga 1Cr-0,5Mo (ferro, cromo e molibdênio) leva a formação de até cinco tipos diferentes de carbonetos possíveis, cada um com uma gama de solubilidade para os principais elementos constitutivos. Estes podem incluir M_3C , M_2C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , além dos carbonitretos $(Cr,Mo)_2CN$. O principal carboneto no material no início da fabricação é M_3C , rico em ferro, mas com o tempo e temperatura, os carbonetos evoluem para fases mais termodinamicamente estáveis, com a estabilidade dos carbonetos formados, a partir dos elementos, seguindo a sequência: $Mo > Cr > Fe$.

Tabela 2.1. Classificação apresentada por Toft e Marsden. Adaptado de [20].

Estágio	Esferoidização	Precipitação
A	Estrutura típica lamelar, consistindo em ferrita e perlita fina.	Carbonetos do tipo Fe_3C nas áreas perlíticas. Carbonetos do tipo Mo_2C começando a precipitar nos grãos de ferrita.
B	Primeiro estágio de esferoidização.	Presença de pequenos precipitados de Mo_2C e Cr_7C_3 (de até $0,2\mu m$) na ferrita. Possível precipitação de carbonetos nos contornos de grão (supostamente Cr_7C_3).
C	Estágio avançado de esferoidização com partículas ainda mantendo a forma lamelar.	Aumento de precipitação de carbonetos na ferrita e nos contornos de grão. Precipitados de tamanho médio (até $0,5\mu m$) de Mo_2C e Cr_7C_3 na ferrita.
D	Esferoidização completa, mas ainda continuam agrupados no padrão original perlítico.	Parte dos carbonetos de Fe_3C transforma-se em Cr_7C_3 e Mo_2C . Os carbonetos da ferrita continuam crescendo até $1,0\mu m$.
E	Esferoidização completa e dispersão dos carbonetos das áreas perlíticas. Desaparecimento das regiões perlíticas.	O Fe_3C se transformou em Mo_2C e Cr_7C_3 . Precipitados têm tamanhos grandes, até $1,5\mu m$.
F	Coalescimento dos precipitados.	Redução da quantidade de Mo_2C , devido à evolução para M_6C .

Em aços baixa liga, o M_3C é essencialmente Fe_3C , no qual molibdênio, cromo e manganês podem se dissolver. Possui uma estrutura ortorrômbica ($a_0= 4,52\text{Å}$, $b_0= 5,09\text{Å}$, $c_0= 6,74\text{Å}$). São essencialmente carbonetos primários, já que não ocorre precipitação adicional após sua formação na matriz ferrítica à exceção de coalescimento e esferoidização após envelhecimento [22, 23].

O M_2C é frequentemente referido como Mo_2C , embora quantidades substanciais de cromo, ferro, vanádio e tungstênio possam estar presentes neste carboneto. Tem uma estrutura hexagonal compacta ($a_0= 3,00\text{Å}$ e $c_0= 4,72\text{Å}$). A morfologia do M_2C é, geralmente, acicular na forma de agulhas quando ocorre de maneira intragranular, e

levemente globular, quando aparece em contorno de grãos (intergranular). Geralmente precipita a partir de uma nucleação intragranular diretamente da ferrita [23]. Devido a sua estequiometria ele pode ser considerado como o principal causador da perda de resistência por solução sólida produzida pelo molibdênio nos aços Cr-Mo.

O M_7C_3 é um carboneto rico em cromo com estrutura pseudo-hexagonal ($a_0=13,98\text{\AA}$ e $c_0= 4,51\text{\AA}$). Possui alta solubilidade para ferro e manganês. Quando formado, as características morfológicas e os locais de nucleação são semelhantes aos do $M_{23}C_6$, sendo encontrado na forma acicular na matriz e globular quando presentes no contorno de grão. Geralmente a nucleação do M_7C_3 ocorre a partir do M_3C na interface ferrita-cementita [23].

O $M_{23}C_6$ ocorre no sistema Cr-C ($Cr_{23}C_6$) e no sistema Fe-Mo-Cr-C ($(Fe,Cr,Mo)_{23}C_6$). Este carboneto tem uma complexa estrutura cúbica de face centrada ($a_0= 10,62\text{\AA}$). Durante o envelhecimento, o $M_{23}C_6$ geralmente se forma a partir do M_7C_3 , mas pode se formar diretamente a partir do M_3C . Ele ocorre tanto dentro da matriz quanto na interface ferrita-cementita.

O M_6C é um carboneto rico em molibdênio em que o ferro, o cromo e o silício podem existir em solução. Tem uma estrutura cúbica de face centrada (tipo diamante). A morfologia do M_6C é semelhante a do $M_{23}C_6$. Aparece na forma globular e nucleia nos contornos de grão na interface matriz-carbonetos, sendo o carboneto final mais estável após longo tempo de exposição em fluência. Sua estabilidade está diretamente ligada à composição química dos aços Cr-Mo em especial ao teor de molibdênio [22, 23]. São tomados como carbonetos ternários com composição variando entre Fe_3M_3C e Fe_4M_2C .

Com o tempo de exposição em altas temperaturas, os precipitados mudam suas estruturas e composições químicas devido à sua metaestabilidade característica. Com o aumento do tempo de envelhecimento em serviço ou com um tratamento térmico de revenimento mais longo, ocorre uma série de transformações entre os carbonetos, de forma que o M_2C pode evoluir para M_6C e o M_3C tende a se transformar em M_7C_3 [12].

A figura 2.5 mostra o efeito do tempo e da temperatura sobre a sequência de precipitação ao longo do tempo de revenimento para um aço 2,25Cr-1Mo (com base na pesquisa bibliográfica, não foram encontradas informações sobre a sequência de

precipitação de maneira sistemática para o aço 1Cr-0,5Mo). Essa evolução microestrutural exerce efeito nas propriedades do material em altas temperaturas no sentido de comprometer suas propriedades especialmente em fluência. Portanto, a caracterização dos precipitados e da evolução microestrutural de forma geral torna-se uma ferramenta de suma importância para o acompanhamento dos componentes ao longo de sua vida em fluência.

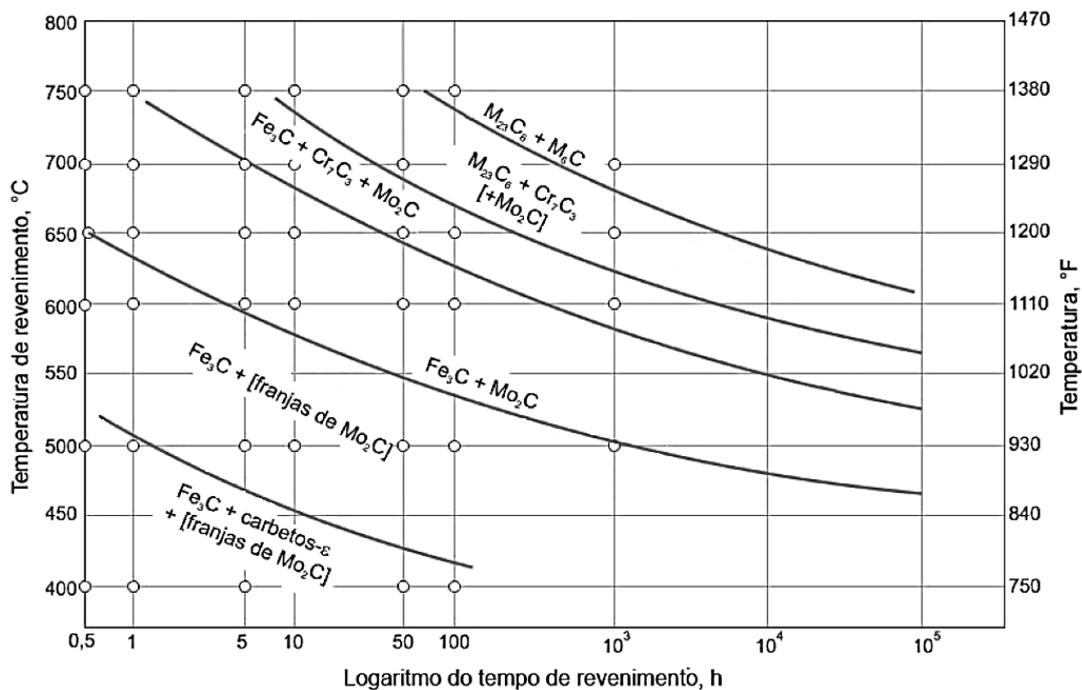


Figura 2.5. Diagrama mostrando a sequência de formação dos carbonetos em função do tempo de revenimento em um aço 2,25Cr-1Mo. Adaptado de [12].

Os diagramas experimentais tempo *versus* temperatura expostos na figura 2.6 mostram os campos de estabilidade dos carbonetos em aços com diferentes composições. Estes diagramas, semelhantes ao apresentado na figura 2.5, mostram que os carbonetos M₃C podem ser encontrados mesmo em altas temperaturas, mas apenas nos primeiros estágios do envelhecimento, pois, com o tempo e a temperatura, eles tendem a se dissolver fornecendo assim o carbono para outros carbonetos mais estáveis como o M₇C₃. Conforme pode ser visto na figura 2.6, e como já foi mencionado anteriormente, os precipitados do tipo M₂C podem preceder a formação de outros precipitados como o M₆C e o M₂₃C₆, exceto para o Aço 3, pois a presença de uma maior

relação vanádio/molibdênio nesse aço propicia a formação do precipitado MC preferencialmente ao M_2C . O coalescimento e a evolução dos carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ são inevitáveis. Como pode ser visto na figura 2.6, após longos tempos de exposição a altas temperaturas o produto da evolução do $M_{23}C_6$ será os carbonetos do tipo M_6C , que também podem ser oriundos da evolução direta dos carbonetos do tipo M_2C .

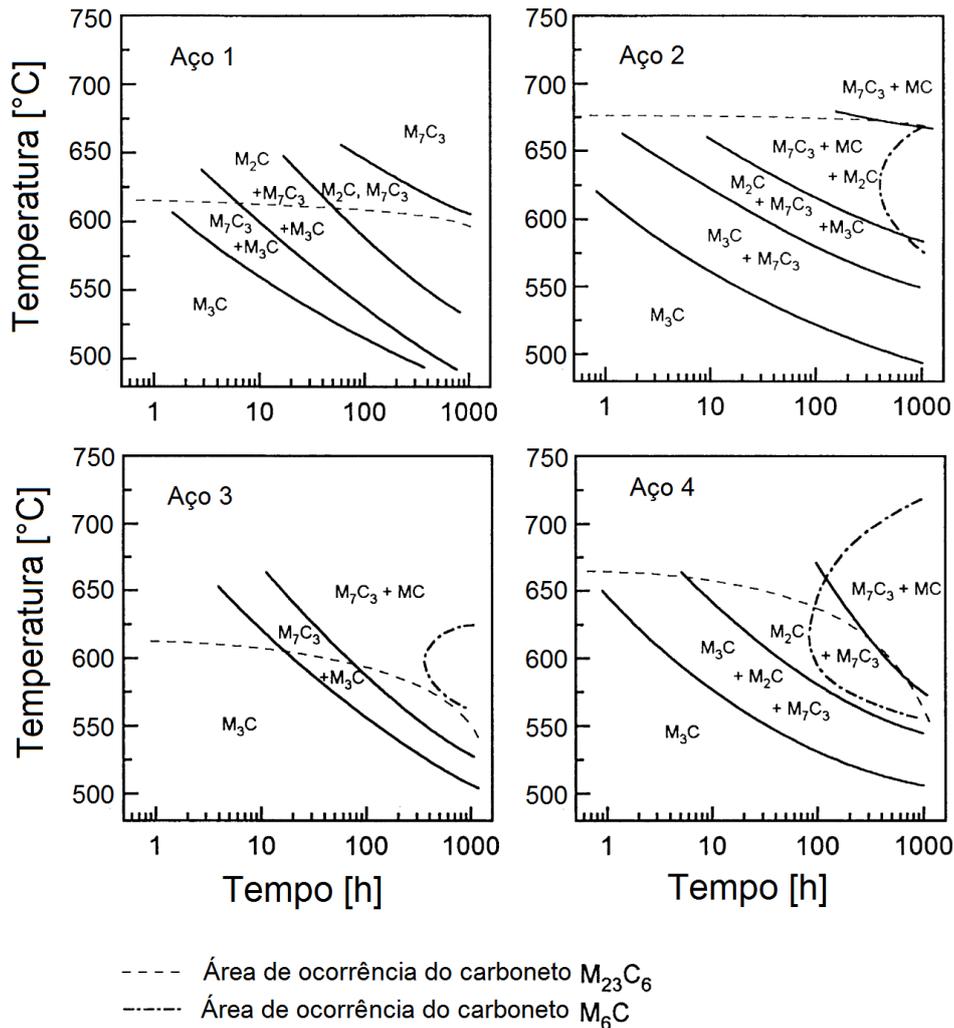


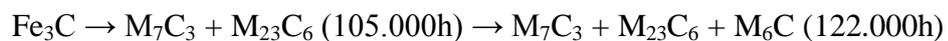
Figura 2.6. Diagramas experimentais tempo *versus* temperatura para a estabilidade dos carbonetos em quatro diferentes aços. Aço 1: 2,5Cr-0,02V-0,70Mo; Aço 2: 2,5Cr-0,12V-0,73Mo; Aço 3: 2,5Cr-0,32V-0,70Mo; Aço 4: 2,5Cr-0,34V-0,95Mo. Adaptado de [24].

A evolução dos precipitados nos aços 1Cr-0,5Mo tem sido estudada por diferentes autores. Alguns utilizaram em seus estudos materiais expostos a condições de

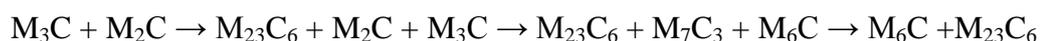
operação reais e outros simularam no laboratório o envelhecimento que ocorre em serviço, sempre tendo como objetivo entender melhor a degradação sofrida pelo aço após longo tempo de operação sob temperaturas elevadas.

Biss e Wada [25] avaliaram a resistência ao dano no aço 1Cr-0,5Mo que operou como vaso de pressão durante 20 anos (172.800 horas) em ambiente hidrogenado a 524°C. Eles analisaram as mudanças microestruturais do material que, inicialmente, era composta por ferrita e perlita fina. A exposição a tais condições causou a precipitação de carbonetos do tipo M_2C e M_7C_3 . Os carbonetos M_2C nuclearam-se em maior parte nos grãos de ferrita na forma de agulhas, enquanto os do tipo M_7C_3 foram encontrados em contato com partículas de cementita. Essa precipitação causou um decréscimo significativo nos teores de cromo e molibdênio, antes presentes em solução sólida na ferrita. Apenas 72% e 32% do total de Cr e Mo, respectivamente, presentes inicialmente permaneceram em solução sólida após o tempo de exposição.

Varin e Haftek [26] estudaram amostras de aço 1Cr-0,5Mo (A335-P11), provenientes de tubos de reforma que operaram por 105.000 e 122.000 horas sob a temperatura de 520°C. Nestas amostras, eles observaram partículas de Fe_3C esferoidizadas onde antes havia perlita. Além disso, também foi observada a presença de partículas de M_7C_3 para tempos de 122.000 horas, e a coexistência de M_2C e $M_{23}C_6$ nos grãos de ferrita. Havia presença de M_6C somente nas amostras com maior tempo de exposição. Por fim, eles concluíram que a sequência de precipitação ocorria da seguinte forma:



Dobrzánski e Hernas [27] conduziram um estudo com amostras de aço 1Cr-0,5Mo retiradas de diferentes regiões de caldeiras de vapor, com tempos de operação entre 50.000 e 270.000 horas, em temperaturas entre 490 e 540°C e tensão média de 50 MPa. O esquema de evolução dos precipitados proposto foi o seguinte:



Também foi analisada a influência do precipitado M_6C na perda de resistência à fluência do material. Para isso foram realizados ensaios de ruptura por fluência em amostras com diferentes frações do precipitado M_6C [27]. A figura 2.7 apresenta o

resultado desses ensaios, que mostraram que a resistência diminui conforme a fração de M_6C aumenta.

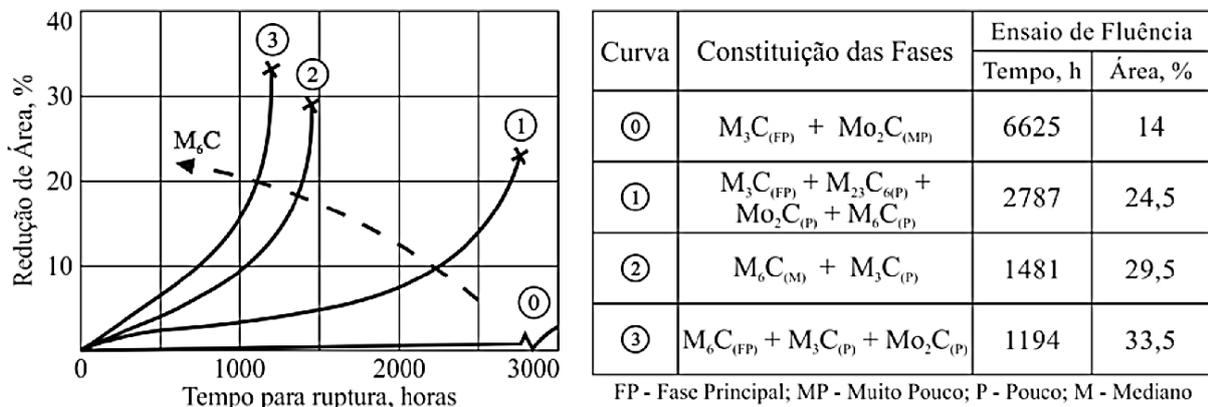


Figura 2.7. Influência do carboneto M_6C na resistência à fluência de aços 1Cr-0,5Mo com diferentes tempos de serviço ensaiados a 550°C e 125 MPa. Adaptado de [27].

2.3. Fluência

Um dos fatores mais importantes que determinam a integridade de componentes que funcionam a temperaturas elevadas é o seu comportamento em fluência. Devido à ativação térmica, os materiais podem se deformar lenta e continuamente mesmo sob carga ou tensão constante e, como resultado, alterações dimensionais inaceitáveis e a consequente ruptura do componente podem ocorrer. A fluência é uma deformação plástica lenta e contínua, termicamente assistida, dos materiais em função da tensão e do tempo de carregamento.

Apesar de, teoricamente, este fenômeno ser possível em qualquer temperatura acima do zero absoluto e sob carregamento abaixo do limite de escoamento estático, a fluência é termicamente ativada e, por conseguinte, só é considerada em projetos de engenharia nos quais o material está submetido a temperaturas elevadas, geralmente com $T_H > 0,4$, sendo T_H a temperatura homóloga.

Entre os principais mecanismos de fluência em materiais cristalinos estão: movimentação de discordâncias assistida por difusão (deslizamento cruzado e escalagem de discordâncias), mecanismos de difusão propriamente ditos (tanto nos contornos quanto no interior dos grãos) e deslizamento de contornos. A fluência ocorre

normalmente pela combinação de dois ou mais dos mecanismos citados levando à fratura intergranular [28].

2.3.1. O ensaio de fluência

Os ensaios de fluência mais comuns são aqueles realizados sob temperatura e carga ou tensão uniaxiais constantes, em que é medida a deformação em função do tempo.

Os ensaios de fluência de carga constante produzem curvas formadas por três estágios básicos, como pode ser observado na figura 2.8. O estágio I ou fluência primária, no início do ensaio, não considera a deformação elástica instantânea ε_0 que ocorre quando a carga é aplicada ao corpo-de-prova. Este estágio é uma região de inclinação decrescente onde o encruamento diminui a taxa de fluência ($\dot{\varepsilon}$). No estágio II (ou fluência secundária) a inclinação se torna aproximadamente constante, e a taxa de deformação neste estágio é denominado taxa de fluência no estado de equilíbrio, $\dot{\varepsilon}_s$, que é dada por $\dot{\varepsilon}_s = (\varepsilon_2 - \varepsilon_1)/(t_2 - t_1)$ conforme mostrado na figura 2.9(a). Admite-se que esse fenômeno ocorra por um equilíbrio entre o encruamento que tende a reduzir a taxa de fluência e o aumento da taxa de recuperação, contribuindo para o amolecimento, que tende a aumentar a taxa de fluência. Em temperaturas homólogas elevadas, a fluência envolve principalmente a difusão e, assim, a taxa de recuperação é elevada o suficiente para equilibrar o encruamento e, como consequência, há o surgimento do estágio secundário [7].

O estágio III, ou fluência terciária, representa a parte final da curva quando a taxa de deformação cresce rapidamente até a fratura do corpo-de-prova. Neste estágio o aumento da tensão e da evolução microestrutural incluindo a evolução do dano durante a fluência superam o encruamento acelerando o processo de deformação. A evolução microestrutural consiste de recuperação dinâmica, recristalização dinâmica, coalescimento de precipitados e outros fenômenos, os quais causam o amolecimento e reduzem a resistência à fluência. A evolução do dano inclui o desenvolvimento de vazios e trincas de fluência, geralmente nos contornos de grão [7].

Nos ensaios feitos sob tensão constante não se observa a região de taxa de fluência acelerada (região III) e a curva obtida é similar à curva B da figura 2.8. Este

comportamento é observado, pois, para manter a tensão constante, a carga diminui com a redução da área útil do corpo-de-prova. No entanto, quando ocorrem mudanças metalúrgicas no metal (corrosão, fragilização, etc.), pode-se observar a fluência acelerada em ensaios sob tensão constante. A curva A pode ser considerada representativa da curva básica de fluência para um metal [28].

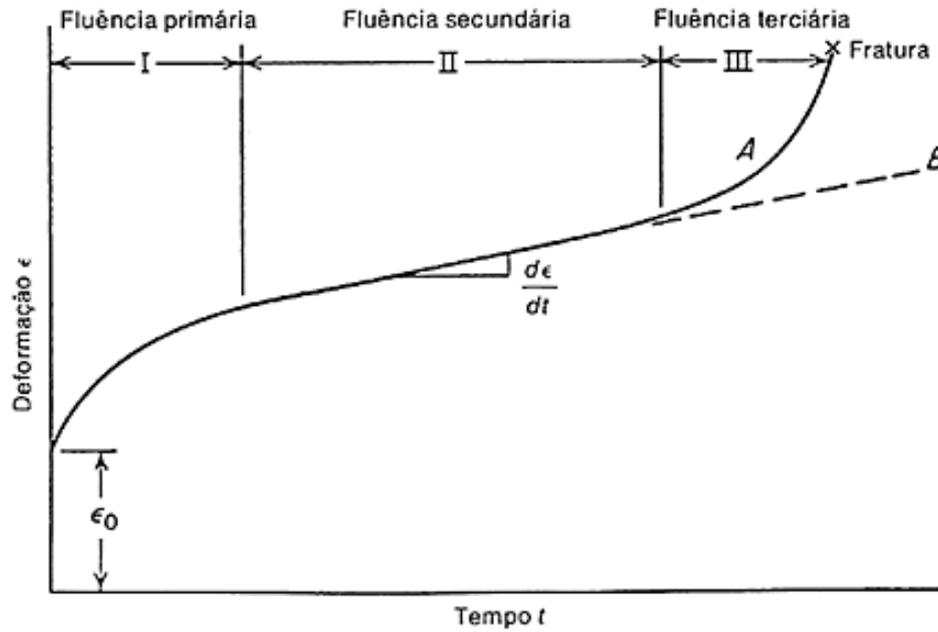


Figura 2.8. Curva típica de fluência mostrando os três estágios do processo. Curva A, ensaio sob carga constante; curva B, ensaio sob tensão constante. Adaptado de [28].

Sob certas condições, o estágio de fluência secundário ou estado estacionário pode estar ausente de modo que, imediatamente após a fase de fluência primária, começa a fase de fluência terciária, como se mostra na figura 2.9(b), e 2.9(d). Neste caso, a taxa de deformação por fluência no estado de equilíbrio, $\dot{\epsilon}_s$, pode ser definida como taxa mínima de fluência, $\dot{\epsilon}_{min}$. Semelhante à taxa de fluência no estado de equilíbrio $\dot{\epsilon}_s$, a taxa mínima de fluência $\dot{\epsilon}_{min}$ pode ser explicada pelo processo de encruamento do primeiro estágio que é equilibrado pela recuperação no terceiro estágio. Em muitos casos, não existe substancialmente uma fase de estado de equilíbrio em aços e ligas resistentes à fluência de engenharia. Muitos pesquisadores têm mostrado que há uma constante evolução microestrutural durante a fluência nestes aços e ligas. Isto sugere que não existe um estágio e sim um ponto de equilíbrio dinâmico microestrutural em aços e outras ligas resistentes a temperaturas elevadas durante a fluência. Portanto, o

termo "taxa mínima de fluência" tem sido favorecido por engenheiros e pesquisadores que lidam com aços e ligas resistentes à fluência [7].

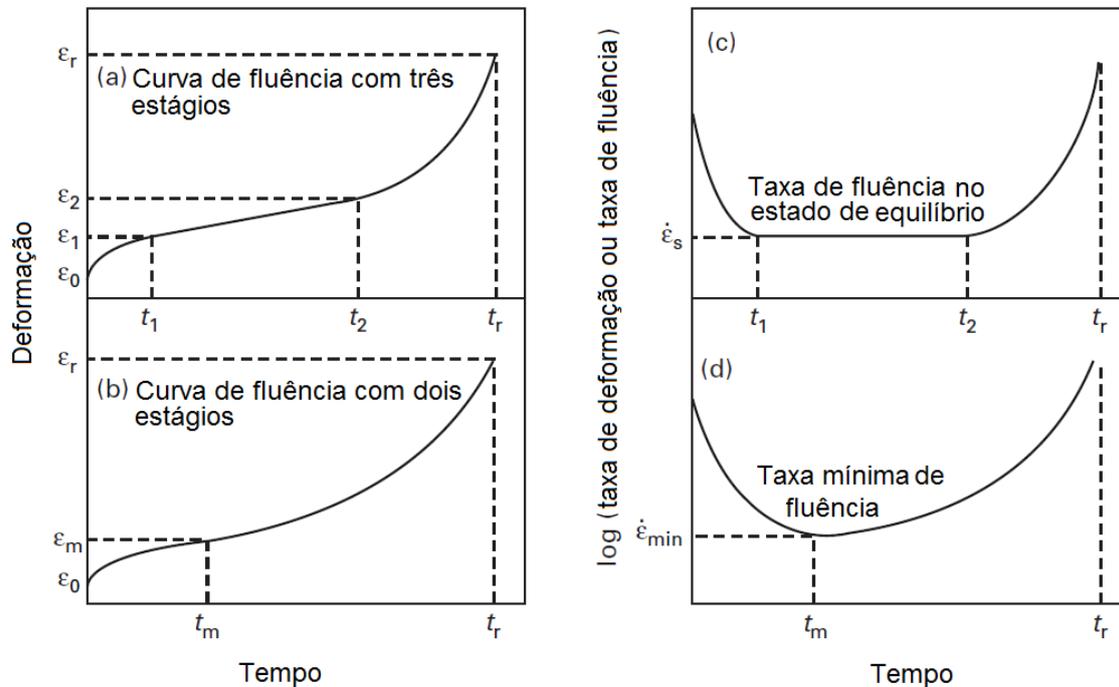


Figura 2.9. (a) e (b) curvas de fluência de ensaios sob carregamento e temperatura constantes, onde ϵ_m e t_m são a deformação e o tempo na fluência mínima, respectivamente, e ϵ_r e t_r são a deformação e o tempo no momento da ruptura, respectivamente; (c) e (d) curvas das taxas de fluência em função do tempo mostrando os diferentes estágios de fluência. Adaptado de [7].

Os três estágios dependem fortemente da tensão aplicada e da temperatura. Com a variação da tensão e/ou da temperatura, há a variação da extensão dos vários estágios. A extensão e a forma das três fases de fluência descritas acima podem variar sensivelmente dependendo das condições de ensaio (carregamento e temperatura) como mostrado esquematicamente na figura 2.10. Com o aumento da tensão e da temperatura, o tempo de ruptura e a extensão do estágio de fluência secundária geralmente diminuem, mas o alongamento total aumenta.

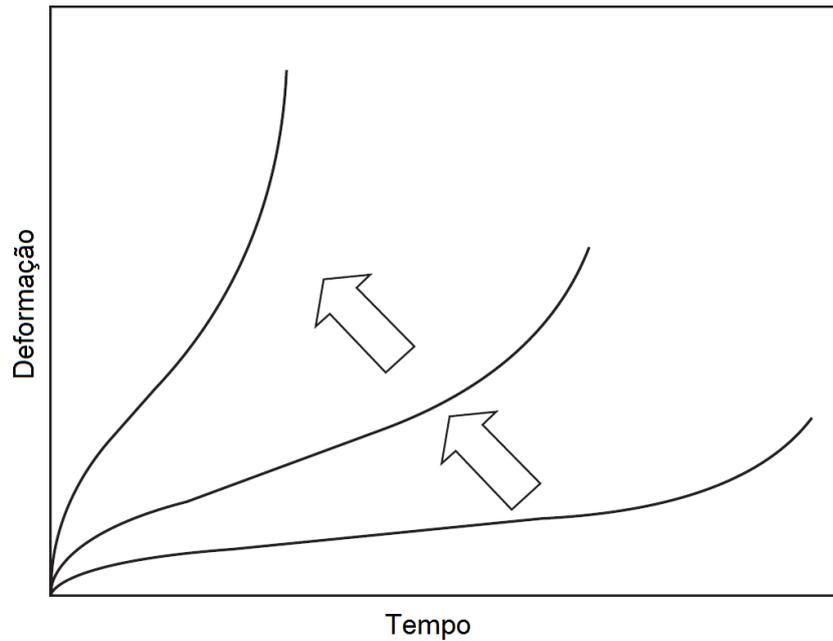


Figura 2.10. Curvas esquemáticas de fluência variando a tensão e a temperatura. As setas evidenciam a mudança na curva de fluência com o aumento da tensão e da temperatura. Adaptado de [7].

A dependência da taxa de deformação por fluência no estado de equilíbrio ($\dot{\epsilon}_s$) com a tensão mecânica e a temperatura é representada por uma equação de Arrhenius da forma:

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n e^{(-Q_C/RT)}, \quad (2.1)$$

onde A é uma constante do material, σ é a tensão aplicada, n é o expoente de tensão (parâmetro do material), Q_C é a energia de ativação para a fluência (parâmetro característico do material), R é a constante universal dos gases e T é a temperatura [28].

Embora a figura 2.9 mostre curvas de fluência e de taxa de fluência idealizadas, aços de engenharia resistentes à fluência às vezes exibem um comportamento complicado, especialmente sob condições de baixa tensão e longos tempos, refletindo uma evolução microestrutural complexa durante a fluência. Este comportamento complexo é claramente demonstrado pelas curvas de taxa de fluência. A figura 2.11 mostra um exemplo de complexas curvas de taxa de fluência para um aço 1Cr -0,5Mo a

550°C. Em altas tensões, acima de 108 MPa, as curvas das taxas de fluência são relativamente simples e são constituídas pelos estágios primários e terciários, mas não há nenhuma fase de estado estacionário substancial, semelhante à figura 2.9(d). A forma da curva de taxa de fluência torna-se mais complexa gradualmente com a diminuição da tensão. Em tensões baixas, abaixo de 88 MPa, dois mínimos locais aparecem nas curvas de taxa de fluência. Isto sugere que novos efeitos de endurecimento, tais como a precipitação de novas fases comecem a operar depois de um período prolongado, causando uma nova diminuição na taxa de fluência. A perda subsequente desses efeitos de reforço devido à evolução microestrutural, tais como o coalescimento dos precipitados, provoca um novo aumento na taxa de fluência depois de atingir um segundo mínimo. Eventualmente, curvas de taxa de fluência em função do tempo exibem oscilações para condições de baixas tensões aplicadas e de tempos longos, refletindo a complexa evolução microestrutural que ocorre durante a fluência.

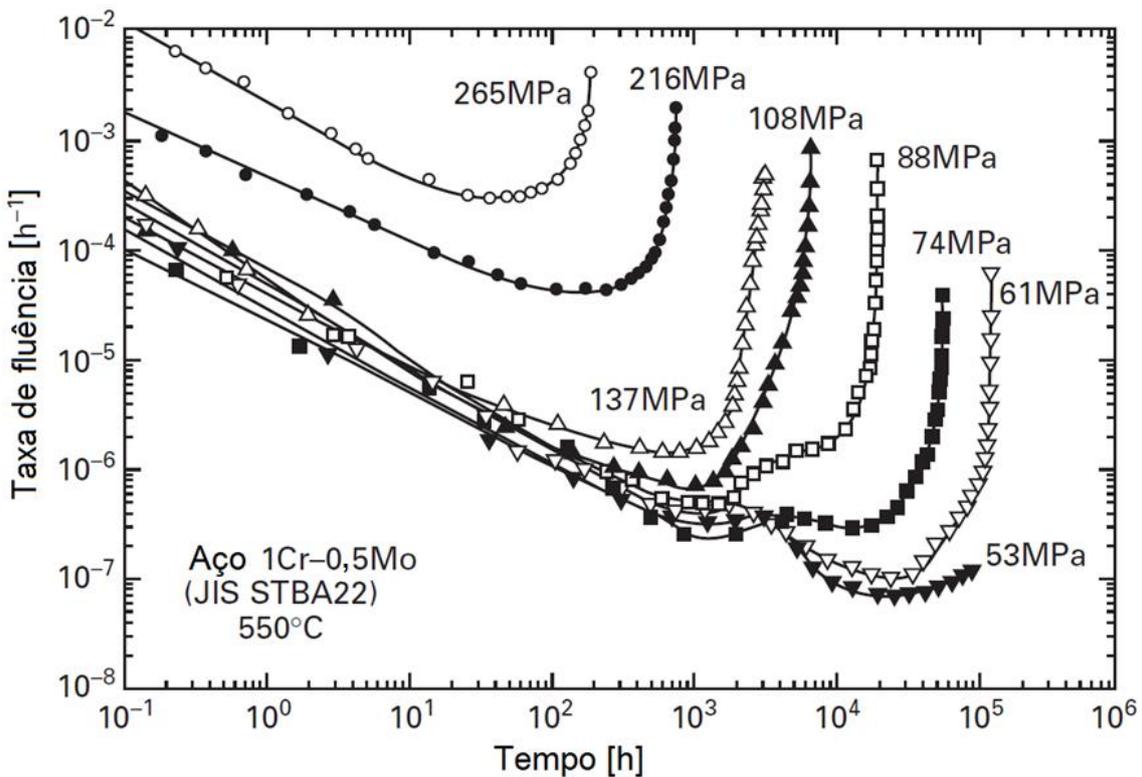


Figura 2.11. Curvas de taxa de fluência em função do tempo para aços 1Cr-0,5Mo ensaiados a 550°C. Adaptado de [7].

2.3.2. Mapas de mecanismos de deformação

Em temperaturas elevadas vários mecanismos podem operar concomitantemente, dependendo das variáveis como tensão e temperatura, e do material. Isto faz com que ligas resistentes à fluência sejam muito complexas, com vários elementos de liga, pois múltiplos mecanismos devem ser inibidos simultaneamente. Quando os mecanismos são independentes, o mais rápido determina a velocidade de deformação; quando são dependentes, é o mais lento que determina a velocidade resultante. Os mecanismos de deformação geralmente são agrupados em duas categorias: fluência por difusão (*diffusional creep*) e fluência por discordâncias (*dislocation creep*). Em ambos os mecanismos a velocidade de deformação é determinada pela velocidade de autodifusão das espécies atômicas predominantes da matriz.

Na fluência por difusão, a deformação ocorre por transporte de matéria que, nos metais, para átomos substitucionais, ocorre pelo mecanismo de lacunas. O movimento de lacunas e átomos pode ocorrer pelo interior dos grãos ou pelos contornos de grãos, conhecidas como fluência de Nabarro-Herring e fluência de Coble, respectivamente [7].

Na fluência por discordâncias, a deformação resulta do escorregamento de discordâncias (*glide*). Mas, este mecanismo só é possível, a tensões constantes, se as discordâncias ultrapassarem barreiras de curto alcance através de mecanismos termicamente ativados como o deslizamento cruzado (*cross-slip*), e a escalagem de discordâncias (*climb*). Assim, a taxa de deformação continua sendo função da velocidade de difusão dos átomos presentes na liga.

Ashby [29, 30] racionalizou a relação entre os mecanismos de deformação e as condições de solitação como tensão e temperatura, através de mapas, conhecidos como “mapas de Ashby” ou mapas de mecanismos de deformação. Cada uma das regiões desses mapas indica as condições em que um dos mecanismos determina a velocidade de deformação [7, 31].

O chamado mapa de mecanismo de deformação para as ligas metálicas, apresentado na figura 2.12, mostra de forma gráfica, através de uma relação entre a temperatura homóloga (T_H) e tensão normalizada σ/G aplicada, os intervalos de domínio de cada um dos mecanismos de fluência [7].

O mapa é dividido em campos e, dentro de cada campo um mecanismo específico de deformação é predominante. O limite superior do diagrama é definido pela resistência teórica ideal de aproximadamente $G/20$ a $G/30$. Para tensões mais baixas do que a resistência ideal, a deformação plástica ocorre devido ao deslizamento de discordâncias, como no caso de ensaios de tração de curta duração. Para tensões inferiores ao limite de escoamento do material, a fluência devido a discordâncias ocorre com o auxílio da difusão [7].

Em tensões mais baixas, a fluência por difusão através dos grãos (mecanismo de Nabarro-Herring) e ao longo do contorno de grão (mecanismo de Coble) dominam. Os contornos entre campos adjacentes na região de fluência indicam as condições onde dois mecanismos contribuem igualmente para taxa total de fluência. Utilizando equações constitutivas apropriadas para obter as taxas de deformação em função da temperatura e da tensão [31], podem-se calcular os contornos do diagrama. Isto permite a colocação de diferentes contornos no mapa para um dado material em função da taxa de fluência.

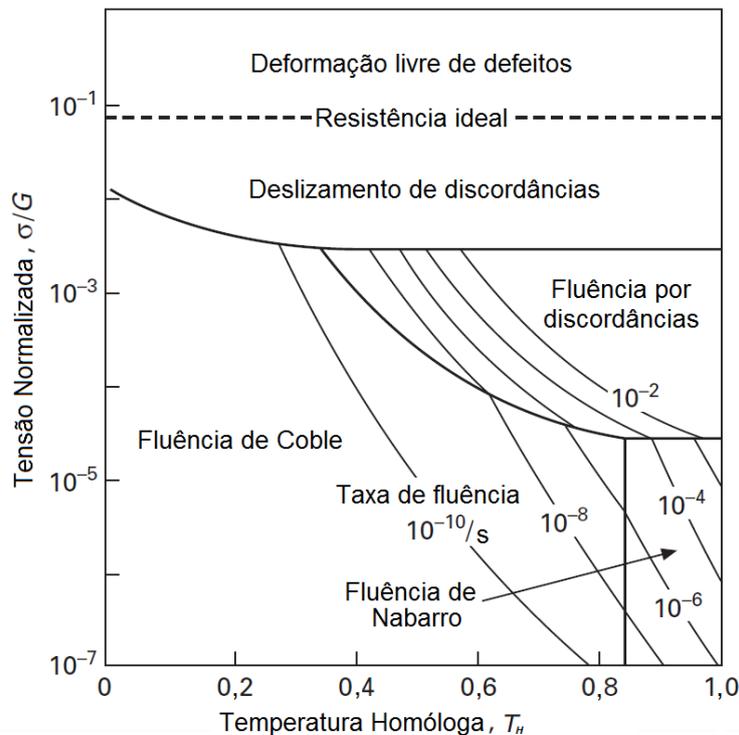


Figura 2.12. Diagrama esquemático de um mapa de mecanismo de deformação para taxas constantes de deformação. Adaptado de [7].

As localizações das fronteiras entre campos adjacentes diferem em materiais diferentes e dependem também de características microestruturais, tal como tamanho de grão.

Cabe destacar que em aplicações comerciais onde o mecanismo de fluência é o fator principal de degradação de propriedades e de ocorrência de falha mecânica, a combinação de temperatura e tensão situa-se no diagrama de mecanismos de degradação, acima de $0,5T_H$, na região entre fluência por discordâncias e fluência de Coble. Nessas condições observa-se outro fenômeno característico e de importantes consequências para o comportamento mecânico. Trata-se do escorregamento de contornos de grãos. Nos primeiros estudos de fluência, identificava-se este fenômeno como o mecanismo principal de deformação a alta temperatura, definindo-se uma “temperatura equi-coesiva”. Abaixo dessa temperatura a resistência ao escorregamento do interior dos grãos seria inferior a do contorno e o oposto ocorreria acima dessa temperatura. Hoje se sabe que o escorregamento de contornos acompanha os diversos mecanismos de deformação por fluência. Sua importância decorre de ser a principal causa da ocorrência de trincas intergranulares causadas a partir da formação microcavidades nos contornos de grãos, mecanismo de dano interno conhecido como cavitação.

2.3.3. Previsão de vida residual em fluência

Nas indústrias, em muitos casos, os componentes que atuam em altas temperaturas são projetados para operar por tempos de serviço que são muito maiores do que aqueles normalmente disponíveis em dados experimentais de fluência. Portanto, há uma necessidade de se prever os requisitos de tensão e de temperatura para uma vida longa com base em dados de tempo muito mais curtos. Por exemplo, uma planta que opera a alta temperatura pode ter uma vida útil de 30 a 40 anos (~260.000 a 350.000 horas), enquanto ensaios de fluência não estão, na maioria dos casos, disponíveis para tempos de ruptura maiores que 30.000 horas para algumas ligas de interesse específicas, principalmente para novas ligas modificadas apresentadas no mercado atual. Logo, os procedimentos para extrapolação de dados de ruptura por fluência para tempos mais

longos têm sido estudados extensivamente durante as últimas seis décadas. Esses procedimentos também são de grande valor na interpolação de dados de fluência assim como para minimizar os efeitos da dispersão que é inevitável em dados experimentais [16].

A interpolação e a correlação de dados de ruptura por fluência podem ser realizadas com alguma confiança quando o tempo de ruptura é estimado dentro da faixa de temperatura e tensão coberta pelos dados experimentais. Todavia, quando é necessária a extrapolação para tempos de ruptura significativamente maiores, os métodos de extrapolação de vida útil, em geral, são menos precisos e maiores erros podem ocorrer. Existem diversos métodos paramétricos disponíveis para previsão de vida útil, alguns exemplos são Larson-Miller, Manson-Haferd, Penny, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Brown, *Minimum-Commitment Method*, Goldhoff-Sherby e White-Le May. Nos próximos parágrafos são descritos três métodos para estimativa do tempo de ruptura por fluência mais comumente utilizados.

Parâmetro de Larson-Miller – O parâmetro de Larson-Miller [3] é um método de extrapolação paramétrico que permite calcular a tempo de vida remanescente em fluência conhecendo a temperatura e a tensão de operação a que o material está submetido. Este parâmetro é originado dos estudos sobre revenimento de Holloman e Jaffe [32], que tentaram correlacionar a dureza como uma função da temperatura e do tempo de revenido. Eles primeiramente assumiram que a dureza, H , era uma função do parâmetro, $te^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)}$, isto é,

$$H = f_1 \left[te^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)} \right] \quad (2.2)$$

onde Q é uma constante, t e T seriam o tempo e a temperatura de revenimento, respectivamente, e R a constante universal dos gases. No entanto, eles verificaram que na verdade

$$H = f[T(C + \log t)] \quad (2.3)$$

sendo C uma constante. Larson e Miller observaram então que o comportamento em fluência dos metais tinha alguma semelhança com o fenômeno de revenimento. Assim, eles sugeriram que

$$f(\sigma) = T(C + \log t_R) \quad (2.4)$$

onde t_R é o tempo de ruptura.

Dessa forma, o parâmetro de Larson-Miller é uma função da tensão e pode ser definido como [11]:

$$P_{LM} = T (C + \log t_R) \quad (2.5)$$

em que P_{LM} é o parâmetro de Larson-Miller; T é a temperatura do ensaio na escala absoluta; t_R é o tempo para a ruptura em horas; e C é a constante de Larson-Miller. Se os dados de ruptura por fluência forem ajustados para uma série de níveis de tensão, e tal gráfico proceder como uma série de linhas retas com intercepto comum, $-C$, a metodologia de Larson-Miller pode então ser aplicada, e C representa a constante do parâmetro de Larson-Miller conforme expresso pela equação (2.5). Isto pode ser visto na figura 2.13.

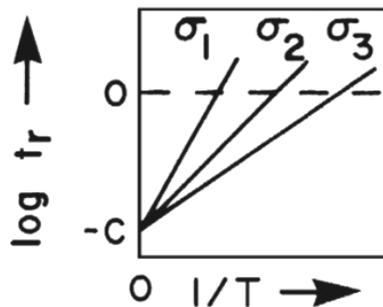


Figura 2.13. Curva paramétrica esquemática de tempo-temperatura para o parâmetro de Larson-Miller. Os níveis de tensão indicados são $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$. Adaptado de [16].

A extrapolação envolve a análise de dados experimentais para a determinação do valor de C do material, como mostrado na figura 2.13. Em seguida, após o cálculo do parâmetro de Larson-Miller, é traçado um gráfico da tensão *versus* parâmetro de Larson-Miller ($\sigma \times P_{LM}$) através de pares de tempo e temperatura ao longo de um intervalo de tensões. Este gráfico fornece uma curva chamada de curva mestra. A partir da curva mestra, um conjunto de curvas de tensão versus tempo de ruptura para valores fixos de temperatura (curvas isotérmicas) podem ser traçadas, ou então a curva mestra pode ser usada diretamente, substituindo a tensão requerida, a temperatura e o valor de C para obter o tempo de ruptura correspondente, por exemplo. Na figura 2.14, é possível ver exemplos de curvas mestras para um aço 2,25Cr-1Mo com diferentes tratamentos térmicos.

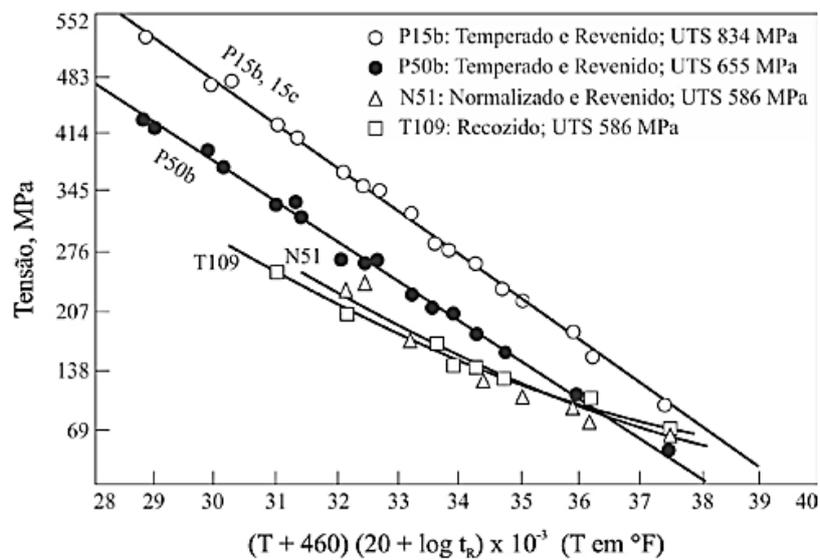


Figura 2.14. Curvas mestras para aços 2,25Cr-1Mo com diferentes tratamentos térmicos. Adaptado de [33].

Parâmetro de Manson-Haferd – Embora o parâmetro de Larson-Miller seja de grande aplicação nos projetos de materiais em serviços a altas temperaturas, outros parâmetros têm sido propostos com o mesmo objetivo. Após Larson e Miller, um número considerável de parâmetros tempo-temperatura foram desenvolvidos ao longo dos anos, iniciando-se pelo de Manson-Haferd [34] em 1953. Manson e Haferd examinaram a validade das formas das curvas previstas pelo parâmetro LM. Se o parâmetro $T(C +$

$\log t_R$) da equação (2.4) é constante para um dado valor de tensão, então o gráfico $\log t_R$ versus $1/T$ é uma reta interceptando o eixo $\log t_R$ em $-C$, como mostrado na figura 2.13. Este não era o caso para os dados disponíveis por Manson e Haferd. Os gráficos não formavam retas, e se linearizados para obter a melhor reta ajustada aos pontos, ela não convergia para um ponto em comum no eixo $\log t_R$. Considerou-se, então, um parâmetro modificado com a seguinte forma:

$$P_{MH} = f(\sigma) = \frac{T - T_a}{\log t_R - \log t_a} \quad (2.6)$$

onde $\log t_a$ e T_a são as coordenadas dos pontos de interseção das retas de isotensão quando colocadas em gráficos $\log t_R$ versus T , conforme mostrado na figura 2.15.

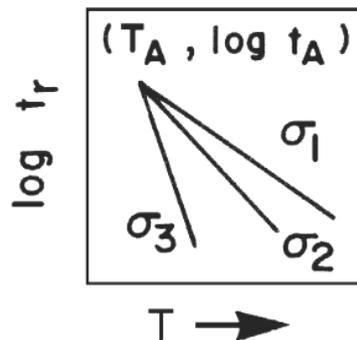


Figura 2.15. Curva paramétrica esquemática de tempo-temperatura para o parâmetro de Manson-Haferd. Os níveis de tensão indicados são $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$. Adaptado de [16]

A figura 2.16 mostra uma curva mestra do parâmetro de Manson-Haferd para o aço 1Cr-0,5Mo.

O uso de diferentes métodos paramétricos para um conjunto de dados de ruptura por fluência resulta em diferentes previsões da tensão de ruptura para longos períodos de tempo. Também podem ser notadas consideráveis diferenças nos aspectos das linhas de tensão. A decisão de adotar uma aproximação paramétrica em particular é arbitrária,

desde que o método se adequa aos dados disponíveis. Como dito, o parâmetro de Larson-Miller é o mais comumente utilizado por ter sido o primeiro a ser empregado, apesar de ser considerado por alguns autores menos preciso que outros, particularmente para tempos de ruptura mais longos [35].

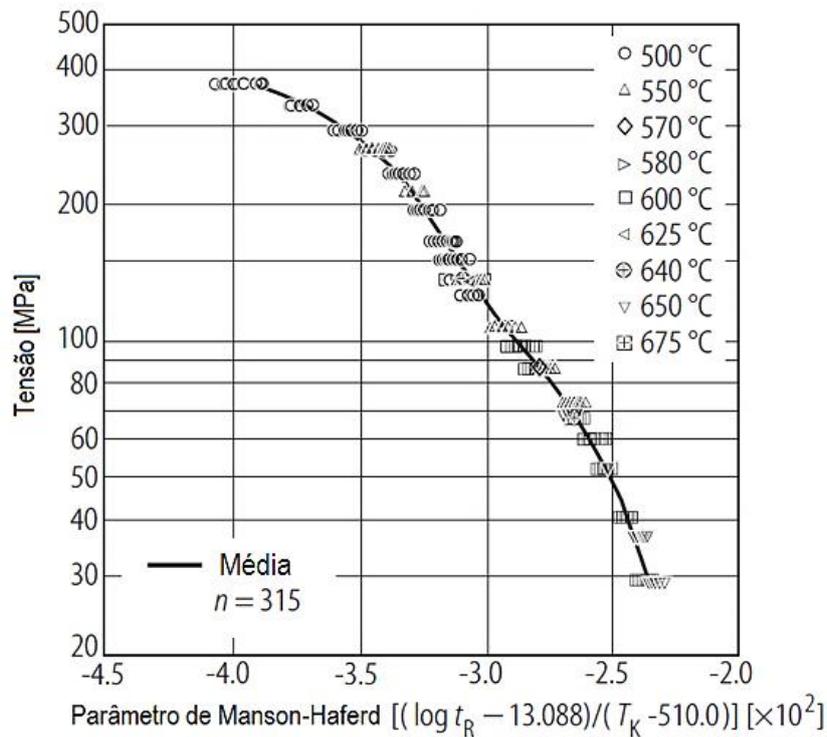


Figura 2.16. Curva mestra do parâmetro de Manson-Haferd para o aço 1Cr-0,5Mo. O símbolo n indica o número de dados (pontos no gráfico). Adaptado de [18].

Mecânica do Dano Contínuo – Na avaliação de componentes de caldeiras que operam em altas temperaturas, o maior interesse está em estimar o quanto das suas vidas em serviço já foram consumidas, ou o quanto de dano acumulou. O conceito de dano pode ser aplicado a muitos componentes e materiais, sendo que os mecanismos diferem com o tipo de operação e condições ambientais. O termo dano pode ser utilizado para descrever a perda de resistência do material devido a diversos fatores como a fadiga, a fragilização (radiação nuclear e exposição ao hidrogênio, por exemplo), a corrosão e a deformação por fluência. A princípio não são levadas em consideração alterações

microestruturais, trata-se de uma abordagem puramente mecânica em que fatores metalúrgicos não são explicitamente relevantes.

Os conceitos de mecânica do dano contínuo (MDC), em inglês, *continuum damage mechanics* (CDM), criado por Kachanov [36] é a base para o procedimento de extrapolação desenvolvido por Penny [1, 37]. Segundo Kachanov [36], no caso de fluência, mais do que uma forma de dano ocorrerá simultaneamente, de modo que a escolha de um parâmetro de dano só pode ser feita por observação de propriedades mensuráveis do material. Para este fim, Kachanov representou o dano como uma perda efetiva de seção transversal do material devido à presença de vazios e fissuras internas. Como resultado, a tensão interna correspondente a uma carga nominal constante aplicada externamente aumenta à medida que o dano aumenta. Este processo é acompanhado por um aumento na medida de deformação antes que a ruptura ocorra.

Kachanov [36] definiu a variável dano $\omega(t)$ (escalar) da seguinte maneira

$$\omega(t) = \frac{A_D(t)}{A_o} \quad (2.7)$$

onde A_o é a área inicial nominal da seção que resiste ao carregamento externo e $A_D(t)$ é a área ocupada pelos vazios e fissuras internas no material que pode ser escrita como

$$A_D(t) = A_o - A(t) \quad (2.8)$$

sendo $A(t)$ a área que efetivamente resiste ao carregamento mecânico externo no instante de tempo t . Dessa forma, a variável dano $\omega(t)$ pode ser reescrita como

$$\omega(t) = \frac{A_o - A(t)}{A_o} \quad \therefore$$

$$\therefore \omega(t) = 1 - \frac{A(t)}{A_o} \quad (2.9)$$

A fim de considerar a influência dos vazios e trincas formados, Kachanov [36] introduziu o conceito de “tensão instantânea”, $\sigma(t)$. Para uma estrutura submetida a um carregamento externo constante P tem-se que

$$P = \sigma_o A_o = \sigma(t) A(t) \quad \therefore$$

$$\therefore \sigma(t) = \sigma_o \frac{A_o}{A(t)} \quad (2.10)$$

onde σ_o é a tensão inicial aplicada. Aplicando a definição do dano (equação (2.9)) na equação (2.10) obtém-se

$$\sigma(t) = \frac{\sigma_o}{1 - \omega(t)} \quad (2.11)$$

A tensão instantânea, $\sigma(t)$, pode ser considerada como a tensão atuante na seção transversal do material que efetivamente resiste ao carregamento mecânico externo no instante de tempo t .

Para um material como-recebido, o dano $\omega(t)$ no instante inicial $t = 0$ é suposto igual a zero e, no momento da ruptura, supõe-se que $\omega(t_R) = 1$. Assim, para um material na condição como recebido, sem vazios devido à fluência, a tensão instantânea é igual a tensão nominal aplicada. Na ruptura nenhuma área permanece para suportar a carga e a tensão tende ao infinito quando $\omega \rightarrow 1$. Com base nestes pressupostos, Kachanov [36] propôs a seguinte equação que descreve a evolução do dano por fluência

$$\frac{d\omega}{dt} = A \left(\frac{\sigma_0}{1-\omega} \right)^k \quad (2.12)$$

onde ω é o dano (perda de área) no tempo t , e A e k são constantes do material dependentes da temperatura. Integrando a equação (2.12) em relação ao tempo desde $t = 0$ até um instante de tempo t qualquer ($t > 0$), obtém-se

$$[1 - \omega(t)]^{1+k} = 1 - A(1+k) \sigma_0^k t \quad (2.13)$$

Adotando a hipótese de que no instante de tempo da ruptura $t = t_R$, $\omega(t_R) = 1$, obtém-se a seguinte expressão para o tempo de ruptura t_R

$$t_R = \frac{1}{A(1+k) \sigma_0^k} \quad (2.14)$$

Substituindo a equação (2.14) na (2.13) obtém-se a seguinte expressão para $\omega(t)$

$$\omega(t) = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_R} \right)^{\frac{1}{1+k}} \quad (2.15)$$

Essas equações foram desenvolvidas por volta de 1960 e, desde então, inúmeras variações tem aparecido, mas com poucas melhorias para a compreensão ou aplicações práticas úteis. Kachanov [36] constatou que as taxas de dano tornam-se excessivamente elevadas em cerca de 90% do tempo de vida (isto é, $d\omega/dt \rightarrow \infty$ para $t/t_R \geq 0,9$), e, embora ele tenha comentado sobre isso há várias décadas, este fato parece ter sido negligenciado pelos desenvolvedores de sua obra. Isto decorre do fato de que $\omega(t_R) < 1$.

Na figura 2.17 apresenta-se um diagrama esquemático das variações do terno (σ, ε, t) . No plano σ - ε apresenta-se uma curva típica de tensão-deformação obtida durante

ensaio de tração com carregamento estático. No plano $\varepsilon-t$ apresenta-se uma curva típica de evolução da deformação ao longo do tempo medida durante ensaios de fluência. No plano $\sigma-t$ apresenta-se uma curva típica de evolução da tensão mecânica instantânea ao longo do tempo para o modelo de dano proposto por Kachanov.

Penny então definiu que o colapso de uma estrutura (neste caso, uma amostra sob carga constante) ocorrerá quando um nível crítico de tensão σ_f é alcançado num tempo t_f . Este instante pode ser considerado como o ponto crítico para a falha, devido à ocorrência de elevadas taxas de deformação.

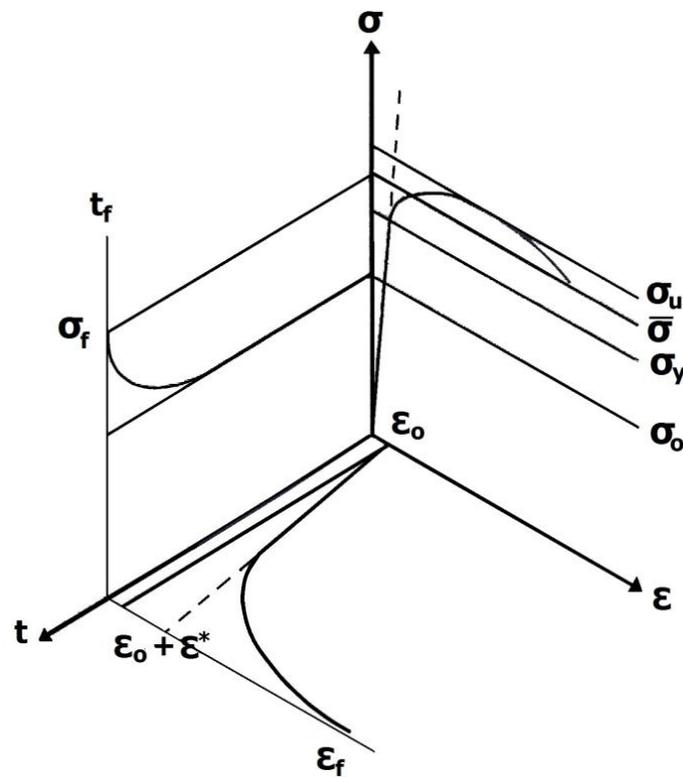


Figura 2.17. Esquema das relações tensão-deformação-tempo. O termo ε^* é a deformação por fluência no instante $t = t_f$ considerando apenas o regime secundário ou estado de equilíbrio da fluência. Adaptado de [1].

Partindo das premissas de Kachanov, Penny [1] definiu que a falha ocorre quando $\omega = \omega_f$. Na falha a perda de área (por qualquer motivo) dá origem a alterações inaceitavelmente elevadas na deformação da amostra. Para determinar ω_f definiu-se σ_f a

partir da equação (2.11). Penny propõe ainda que a tensão de falha do material encontra-se no intervalo entre o limite de escoamento, σ_y , e a tensão limite de resistência à tração, σ_u , em um material encruável (figura 2.17). Logo, pode-se escrever a seguinte relação:

$$\frac{\sigma_o}{(1-\omega_f)} = \sigma_f = \sigma_y + \alpha(\sigma_u - \sigma_y) \quad (2.16)$$

onde α é uma proporção que mantém a tensão de falha acima de σ_y e irá depender do material a ser testado. A partir da equação (2.16) segue-se que

$$\omega_f = 1 - \frac{\sigma_o}{\sigma_f} \quad (2.17)$$

e

$$\sigma_f = \left[1 + \alpha \left(\frac{\sigma_u}{\sigma_y} - 1 \right) \right] \sigma_y = \delta \sigma_y \quad (2.18)$$

De acordo com Penny, a escolha do parâmetro δ pode ser feita de várias maneiras. Por exemplo, $\delta = 1$, para materiais não endurecíveis por deformação ($\sigma_y = \sigma_u$ ou $\alpha = 1$), é um caso extremo. O valor $\delta = m/(m + 1)$, onde m é o expoente da tensão na relação empírica de Norton-Bailey para a fluência, é um possível limite sugerido na literatura [38]. Assim, $m/(m + 1) \leq \delta \leq \sigma_u/\sigma_y$ representa uma família de possibilidades para a definição de σ_f em termos práticos. Em todos os casos, vale a pena notar que $\omega_f < 1$ e que $\omega_f \rightarrow 1$ quando $\sigma_o \ll \sigma_f$.

A abordagem de Kachanov foi posteriormente generalizada por Rabotnov [39], que definiu que a taxa de dano deveria ser expressa como

$$\frac{d\omega}{dt} = \frac{\dot{\omega}_o}{(1-\omega)^r} \quad 0 \leq \omega \leq \omega_f \quad (2.19)$$

onde $\dot{\omega}_o = A\sigma_o^k$ é a taxa de dano inicial e A , k e r são constantes do material dependentes da temperatura.

A integração da equação (2.19) desde $t = 0$ até um instante de tempo t qualquer fornece a relação entre ω e t :

$$(1 - \omega)^{1+r} = 1 - A(1+r) \sigma_o^k t \quad (2.20)$$

Para se chegar à equação (2.20) supõe-se que no instante inicial ($t = 0$), o dano no material é nulo ($\omega(0) = 0$). Substituindo $\omega(t_f) = \omega_f$ na equação (2.20) obtém-se a seguinte expressão para t_f , escrita em termos da tensão inicial σ_o

$$t_f(\sigma_o) = \beta(\sigma_o) \cdot t_R(\sigma_o) \quad (2.21)$$

onde

$$t_R(\sigma_o) = \frac{1}{A(1+r) \sigma_o^k} \quad (2.22)$$

e

$$\beta(\sigma_o) = 1 - (1 - \omega_f)^{1+r} = 1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f}\right)^{1+r} \quad (2.23)$$

Para os modelos de dano de Kachanov e de Rabotnov, $\beta = 1$, de modo que $t_f = t_R = \frac{1}{A(1+r) \sigma_o^k}$. Este resultado só pode ser aplicado para materiais frágeis. As alterações feitas por Penny, com a inclusão do termo β , permitiram a aplicação do método para materiais com ductilidade. Porém, para tensões muito baixas e/ou tempos muito longos as curvas de Kachanov/ Rabotnov e Penny se confundem e ambas as metodologias tornam-se equivalentes, pois para $\sigma_o \ll \sigma_f$, $\omega_f \rightarrow 1$.

O fator de correção β depende da razão entre a tensão mecânica inicial e a tensão de falha do material. A forma da curva t_f (em eixos de duplos logaritmos) é mostrada na figura 2.18. Nesta figura, o termo $\log \beta$ é uma medida do afastamento da "curva frágil" de Kachanov (curva tracejada); quanto maior for a tensão inicial, maior será o afastamento da curva frágil, como é observado na prática. Também é interessante notar que a falha frágil é delimitada pelas linhas tracejadas definidas por $\beta = 0$ e $\beta = 1$. A interseção desses limites é de especial interesse porque ocorre no tempo \bar{t} que é dado por

$$\bar{t} = \frac{1}{A(1+r)\sigma_f^k} \quad (2.24)$$

e que deve ser uma propriedade característica do material pois depende apenas dos coeficientes A , r , k e σ_f . Com base nos ensaios de fluência de curta duração, σ_f , k e \bar{t} podem ser determinados pelo ajuste da curva (figura 2.18).

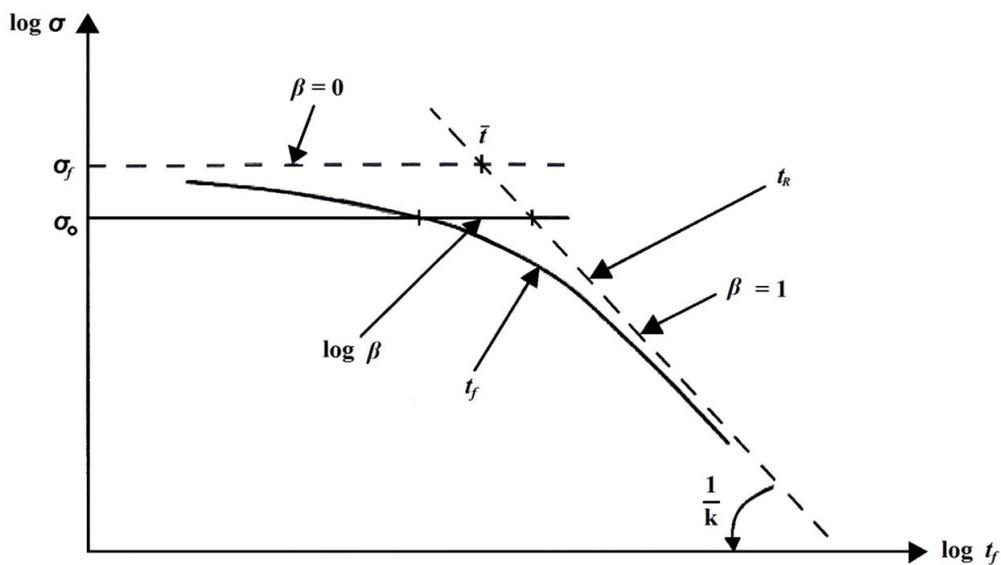


Figura 2.18. Curva de Kachanov modificada. Adaptado de [1]

Penny [1, 37] propôs o uso das relações desenvolvidas a partir da teoria da mecânica do dano contínuo para extrapolar dados de ruptura por fluência de ensaios acelerados para condições de baixas tensões e tempos mais longos. Uma das premissas do trabalho desenvolvido por Penny [1] era que a construção das curvas de previsão de vida poderiam ser realizadas com disponibilidade de apenas dados de testes de duração relativamente curta e que não era necessária uma quantidade exagerada de resultados de testes de laboratório para o desenvolvimento da curva de previsão. E isto seria uma das principais vantagens da utilização de tal método frente a demais métodos paramétricos.

As idéias originais de Kachanov concentravam-se apenas na evolução do dano durante a fluência e, só muito mais tarde, o acúmulo de deformação por fluência juntamente com a evolução do dano foram considerados por ele e Rabotnov. Variações de deformação foram vinculadas com a evolução do dano de forma consistente, mas mais por conveniência matemática do que pelo sentido físico. Penny então propôs um procedimento alternativo que consiste na hipótese de que a fluência ocorre sem variação de volume. E, com base nesta hipótese, obteve uma relação entre o dano $\omega(t)$ e a deformação $e(t)$ para uma estrutura submetida a um carregamento uniaxial constante, descrita na equação (2.25).

$$e(t) = -\frac{1}{1+r} \ln\left(1 - \frac{\beta t}{t_f}\right) \quad (2.25)$$

O desenvolvimento detalhado da equação (2.25) será apresentado na seção 3.5 do Capítulo 3.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho teve como objetivo verificar a aderência entre previsões de vida remanescente realizadas para o aço 1Cr-0,5Mo novo – Base de dados NRIM [2] – e para o mesmo aço envelhecido em serviço. Para isso, foi feita uma modificação para adequação do método desenvolvido por Penny [1], de forma a ser levada em consideração a degradação prévia que o material sofreu durante o tempo de serviço transcorrido. Além disso, foram feitas análises microestrutural e mecânica para avaliar o nível de degradação sofrido pelo material devido ao envelhecimento em serviço.

3.1. Material

O material denominado como novo é o aço 1Cr 0,5Mo tubular referenciado com o código MBE na base de dados do NRIM [2], onde estão disponíveis as informações de composição química e de propriedades de resistência a tração a temperatura ambiente e a quente para este material.

O aço envelhecido em serviço estudado foi o 1Cr-0,5Mo de classe ferrítica para aplicação em altas temperaturas, constituinte do coletor de saída do superaquecedor secundário de uma caldeira com 240.000 horas de serviço, proveniente de uma unidade de geração termoelétrica, e codificado pelo fabricante com especificação alemã DIN 16CrMo44. Imagens de parte do coletor podem ser vistas na figura 3.1. As dimensões do tubo são: 35mm de espessura e 322mm de diâmetro. O material ficou em operação por esse tempo a uma temperatura de 500°C e pressão de 80kgf/cm². A tabela 3.1 mostra alguns dados de propriedades requeridas desse material.



Figura 3.1. (a) Visão geral do coletor (b) Detalhe da parte frontal

Tabela 3.1. Propriedades dos aços 16CrMo44. [40]

Especificação	Limite de Escoamento [MPa] – mín.	Limite de Resistência [MPa] – mín.	Alongamento [%] – mín.	Dureza [HRB] – mín.
16CrMo44	345 (25°C) 245 (400°C)	540 (25°C)	20 (25°C)	85 (25°C)

3.2. Composição química

A análise foi realizada pelo Laboratório de Análises Químicas do Centro de Pesquisas de Energia Elétrica (Cepel). Os ensaios para determinação do teor de carbono (C), enxofre (S), silício (Si), fósforo (P), molibdênio (Mo), manganês (Mn), cromo (Cr), níquel (Ni), cobre (Cu) e chumbo (Pb) nas amostras foram efetuados conforme metodologia implantada no Laboratório de Análises Químicas utilizando-se os seguintes métodos analíticos:

- Carbono e enxofre - Combustão direta (infravermelho)
- Silício - Gravimetria e absorção atômica
- Fósforo - Volumetria (hidróxido de sódio-acidimetria)
- Manganês, molibdênio, cromo, níquel, chumbo e cobre - Espectrofotometria de absorção atômica

Os Equipamentos utilizados no ensaio foram um analisador de carbono e enxofre LECO CS300/HF300, um espectrofotômetro de absorção atômica VARIAN AAS 220, e uma balança analítica METTLER AE 240.

A tabela 3.2 mostra a composição química obtida da liga envelhecida em serviço utilizada no trabalho, e a composição nominal requerida.

Tabela 3.2. Resultado da análise química. No caso do C, Si, Ni, S e P os valores de composição nominal representam os teores máximos permitidos. (Dados em % em peso)

	Composição Nominal	Valor Medido
C	0,2	0,18
Mn	0,5 – 0,8	0,76
Si	0,35	0,27
Cr	0,9 – 1,2	1,1
Mo	0,4 – 0,5	0,46
Ni	0,4	0,21
Pb	-	< 0,01
Cu	-	0,18
S	< 0,035	0,02
P	< 0,035	0,028

Os resultados da análise química demonstraram que a composição do aço está dentro da norma especificada pelo fabricante.

3.3. Caracterização microestrutural

3.3.1. Microscopia ótica

As análises metalográficas foram conduzidas no laboratório de Metalografia do Cepel, a partir de amostras do aço envelhecido em serviço embutidas em baquelite,

lixadas com lixas de granulometria 120, 220, 320, 400 e 600 *mesh*, respectivamente. O lixamento foi feito durante 10 minutos em cada lixa no equipamento BUEHLER modelo EcoMet® 3000 *Variable Seed Grinder-Polisher*. Depois de lixadas, as amostras foram polidas no mesmo equipamento. Foram utilizados três diferentes panos com soluções de diamante de 9µm, 3µm e 1µm, respectivamente. As amostras foram polidas durante 10 minutos em cada pano.

Após o preparo das superfícies, as amostras foram atacadas utilizando o reagente nital 2%, e então foram observadas e fotografadas no *software Olympus Stream Motion* do microscópio Olympus GX 71. O ataque foi feito por imersão durante 10 segundos.

3.3.2. Microscopia eletrônica de transmissão

A análise em MET, em réplicas de extração, em campo claro, somada à espectroscopia de dispersão de energia (EDS) foi realizada no equipamento FEI Tecnai G20, de propriedade do Cepel.

A obtenção das réplicas de carbono para análise no MET foi feita no Laboratório de Metalografia do Cepel. As amostras polidas e lixadas foram atacadas por pincelamento com nital 10% por 25 segundos. Em seguida, efetuou-se a deposição de uma camada de carbono com aproximadamente 1000µm de espessura no equipamento de recobrimento Polaron SC 500, nas condições de vácuo a 10^{-4} mbar e corrente elétrica de 60A. Após esta etapa, foram feitos cortes ortogonais sobre a superfície das amostras, empregando-se um estilete, e procedendo um novo ataque, agora por imersão, com duração de 120 segundos no reagente Vilela, cuja composição é na proporção de 100ml de etanol para 5ml de HCl e 1g de ácido pícrico. Por fim, as amostras foram cuidadosamente imersas em um *bécher* contendo água destilada. Nesta etapa, pequenas lâminas quadradas de filme de carbono se desprendem da amostra e são capturadas com uma grade de cobre com dimensões padrão para MET (3mm de diâmetro e 100 *mesh*). As pequenas lâminas de carbono contêm, aderidos a sua superfície, os precipitados que se deseja analisar.

3.4. Caracterização mecânica

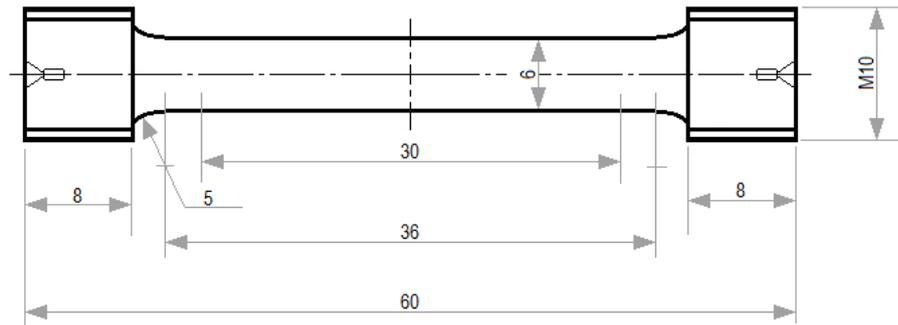
3.4.1. Ensaio de dureza Rockwell

Para obter resultados de dureza das amostras retiradas do coletor foram realizados ensaios de dureza Rockwell na escala B. O equipamento utilizado para o ensaio de dureza foi o emco.TEST modelo M4C 750 localizado no Laboratório de Metalografia do Cepel. Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM E 92-82 (2003) [43] em amostras com mesma preparação metalográfica que foi utilizada para análise de microscopia ótica.

O objetivo deste ensaio, assim como o ensaio de tração, é avaliar o efeito da exposição prolongada a altas temperaturas sobre a resistência das amostras, neste caso especificamente sobre a dureza. Sendo assim, busca-se ter mais um indicativo aproximado da perda de resistência progressiva das propriedades mecânicas ao longo da exposição prolongada a altas temperaturas para efetuar a sua correlação com a degradação microestrutural. No presente trabalho, a amostra foi submetida a dez indentações, sendo feito ao final o cálculo da média e desvio padrão dos valores obtidos.

3.4.2. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados segundo a norma ASTM E21-05 [42] em máquina de tração EMIC, modelo DL 30kN, com célula de carga de 10.000kgf e extensômetro de 25mm. O equipamento está localizado no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Cepel. Os corpos-de-prova foram confeccionados segundo especificações da norma DIN 50125:2009-07 [41]. As dimensões do corpo-de-prova, em milímetros, podem ser vistas na figura 3.2.



(a)



(b)

Figura 3.2. (a) Dimensões do corpo-de-prova em milímetros e (b) foto de um dos corpos-de-prova utilizados no trabalho, confeccionados segundo especificações da norma DIN 50125:2009-07 [41].

As temperaturas escolhidas para a realização dos ensaios a quente são 400, 500 e 550°C. Foram realizados dois ensaios a temperatura ambiente (25°C), dois a 400°C, quatro ensaios a 500°C e quatro a 550°C. A taxa de deformação utilizada nos ensaios foi de $3,3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (velocidade de ensaio de 1mm/min) nos ensaios a temperatura ambiente e de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (velocidade de ensaio de 0,15 mm/min) nos ensaios a quente. As dimensões e o comprimento útil dos corpos-de-prova foram medidos com medidor de altura e paquímetro.

3.4.3. Ensaios de fluência

Para a realização dos ensaios de ruptura por fluência foram confeccionados corpos-de-prova com as mesmas dimensões daqueles utilizados no ensaio de tração (figura 3.1). Os corpos-de-prova foram retirados no sentido transversal do coletor, pois é o sentido em que a tensão atua de forma mais crítica.

Os ensaios a carga constante foram realizados no Cepel com a utilização de três máquinas de fluência modelo STM/MF 1000 (figura 3.3) com extensômetro LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*). Durante a realização do ensaio são utilizados dois termopares, um para medir a temperatura no interior do forno e o outro é preso ao corpo-de-prova para o acompanhamento de sua temperatura. A carga constante é aplicada através de blocos de aço que possuem massas específicas. O cálculo da carga é feito a partir da tensão que se deseja aplicar, da área inicial da seção transversal útil do corpo de prova e de um fator de conversão dependente de cada equipamento.



Figura 3.3. Máquinas de ensaio de fluência modelo STM/MF 1000.

No total foram realizados treze ensaios em duas temperaturas, 500 e 550°C, e dez tensões (110, 125, 137, 150, 167, 175, 196, 216, 235 e 265MPa). A tabela 3.3 apresenta a nomenclatura e as condições dos ensaios que foram escolhidas com base nos ensaios realizados pelo NRIM para critérios de comparação.

Tabela 3.3. Nomenclatura e condições dos ensaios de fluência.

	Tensão [MPa]									
	110	125	137	150	167	175	196	216	235	265
500°C	-	F _{500,125}	-	-	F _{500,167}	F _{500,175}	F _{500,196}	-	F _{500,235}	F _{500,265}
550°C	F _{550,110}	F _{550,125}	F _{550,137}	F _{550,150}	-	F _{550,175}	-	F _{550,216}	F _{550,235}	-

O ensaio a 500°C e 110MPa não foi realizado pois, com base nos dados disponibilizados pelo NRIM, verificou-se que não haveria tempo hábil para que o ensaio fosse finalizado. Os demais ensaios, nas condições 500°C/137MPa, 500°C/150Mpa, 500°C/216MPa, 550°C/167MPa, 550°C/196MPa e 550°C/265MPa, não foram realizados pois o NRIM não os realizou e, portanto, não haveria parâmetros para comparação.

A tabela 3.4 mostra os dados dos ensaios de fluência para o material novo disponíveis no NRIM.

Tabela 3.4. Dados dos ensaios de fluência em aço 1Cr-0,5Mo realizados pelo NRIM.

Tensão [MPa]	500°C		550°C	
	Tempo de ruptura [h]	Deformação [%]	Tempo de ruptura [h]	Deformação [%]
61	107.148,5	8	-	-
74	44.135,7	10	-	-
88	23.201,0	14	-	-
108	8.604,6	26	-	-
127	-	-	113.758,4	10
137	2.532,2	28	80.761,6	11
152	-	-	61.140,1	18
167	-	-	41.604,0	23
196	-	-	27.468,8	18
216	493,3	33	-	-
235	-	-	14.798,5	15
265	128,0	46	7.705,4	19
294	-	-	3.863,4	20
333	-	-	1.443,2	30
373	-	-	300,8	38

3.5. Desenvolvimento do método de Penny

Neste item serão apresentadas as abordagens utilizadas para aplicação do método do Penny [1] afim obter a estimativa de vida útil remanescente utilizando dados de fluência do material novo – Base de dados NRIM – e do material envelhecido em serviço. Além disso será apresentado o desenvolvimento da equação de evolução da deformação em função do tempo proposta pelo Penny [1].

O ponto de partida é a lei de evolução do dano por fluência proposta por Kachanov [36], repetida abaixo por conveniência.

$$\frac{d\omega}{dt} = \frac{A\sigma_o^k}{(1-\omega)^r} \quad (3.1)$$

Conforme mencionado no capítulo 2, A , k e r são constantes do material que dependem da temperatura.

Para o material novo – Base de dados NRIM –, supõe-se que no tempo inicial $t = 0$ o material está livre de defeitos advindos do processo de fluência. Logo, o dano inicial $\omega(0)$ é nulo. Integrando-se a equação (3.1) com a condição inicial $\omega(0) = 0$ é possível escrever a seguinte expressão para $\omega(t)$

$$\omega(t) = 1 - [1 - A(1+r)\sigma_o^k t]^{\frac{1}{1+r}} \quad (3.2)$$

Na abordagem originalmente proposta por Kachanov supõem-se que, no momento da ruptura ($t = t_R$), o dano é igual a 1 ($\omega(t_R) = 1$). Substituindo $\omega(t_R) = 1$ na equação de evolução do dano obtém-se a seguinte expressão para t_R

$$t_R = \frac{1}{A(1+r)} \cdot \sigma_o^{-k} \quad (2.22)$$

Aplicando logaritmo nos dois lados da equação (2.22) chegamos a uma relação entre a tensão aplicada e o tempo de ruptura (figura 3.4)

$$\log t_R = \log \frac{1}{A(1+r)} - k \cdot \log \sigma_o \quad (3.3)$$

ou

$$\underbrace{\log \sigma_o}_Y = -\frac{1}{k} \underbrace{\log t_R}_x + \underbrace{\frac{1}{k} \log \frac{1}{A(1+r)}}_C$$

ou ainda

$$Y = -\frac{1}{k} x + C \quad (3.4)$$

Portanto, de acordo com a equação (3.4), o gráfico $\log \sigma_o$ versus $\log t_R$ é uma reta cuja inclinação é $-\frac{1}{k}$, conforme indicado na figura 3.4.

Substituindo a equação (2.22) na equação (3.2) pode-se reescrever a lei de evolução do dano como

$$\omega(t) = 1 - \left[1 - \frac{t}{t_R}\right]^{\frac{1}{1+r}} \quad (3.5)$$

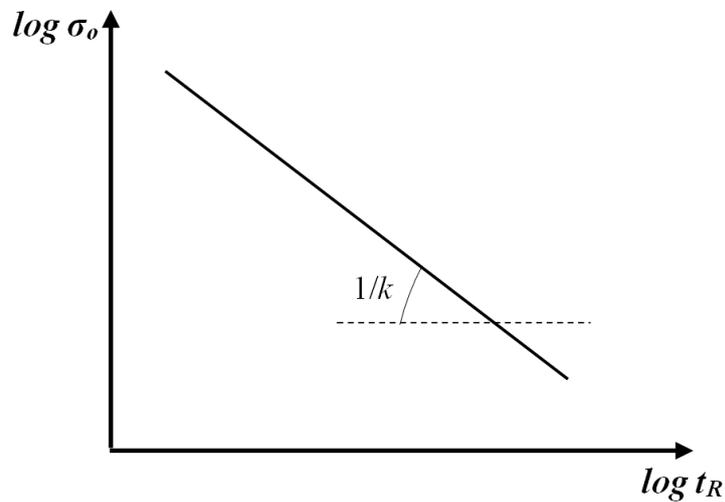


Figura 3.4. Relação entre a tensão aplicada e o tempo de ruptura segundo Kachanov/ Rabotnov.

Tomando a derivada de $\omega(t)$ em relação a t obtém-se

$$\frac{d\omega}{dt} = -\frac{1}{t_R} \frac{1}{1+r} \left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{\frac{-r}{1+r}} \quad (3.6)$$

É possível observar que $\frac{d\omega}{dt} \rightarrow \infty$ para $\frac{t}{t_R} \gtrsim 0,9$. Os próprios autores comentam que a taxa de variação do dano ($d\omega/dt$) se torna muito elevada para valores de t/t_R na ordem de 0,9. Mas, este comportamento não é observado na prática, pois o dano no momento da falha é menor e não igual a 1 ($\omega(t_f) = \omega_f < 1$).

Penny [1] então introduziu o conceito de falha na abordagem de Kachanov. Ficou definido que a falha ocorre quando $\omega = \omega_f$. Nesta condição, a perda de área de material que efetivamente resiste ao carregamento externo dá origem a alterações inaceitavelmente elevadas na deformação da amostra.

Substituindo $\omega(t_f) = \omega_f$ na equação (3.5) obtém-se

$$\omega_f = 1 - \left[1 - \frac{t_f}{t_R}\right]^{\frac{1}{1+r}} \quad (3.7)$$

Isolando o termo t_f obtém-se a expressão para o tempo de falha

$$\left(1 - \frac{t_f}{t_R}\right)^{\frac{1}{1+r}} = 1 - \omega_f \quad \therefore$$

$$\therefore t_f = t_R \underbrace{\left[1 - (1 - \omega_f)^{1+r}\right]}_{\beta} \quad \therefore \quad (3.8)$$

$$\therefore t_f = \beta \cdot t_R \quad \therefore t_R = \frac{t_f}{\beta} \quad (2.21)$$

Por outro lado, partindo da hipótese de que a estrutura está submetida a um carregamento constante, é possível obter uma expressão relacionando ω_f a σ_o . Considerando que, durante o ensaio de fluência, o corpo-de-prova está submetido a um carregamento constante P pode-se escrever

$$P = \sigma_o \cdot A_o = \sigma(t) \cdot A(t) \quad \therefore \quad \sigma(t) = \sigma_o \frac{A_o}{A(t)} \quad (3.9)$$

Com base na definição do dano, ω , descrita no capítulo 2, tem-se que $\omega(t) = 1 - \frac{A(t)}{A_o}$;

logo, a equação (3.9) pode ser reescrita como

$$\sigma(t) = \sigma_o \frac{1}{1-\omega(t)} \quad (3.10)$$

Como no instante da falha, $\omega(t_f) = \omega_f$ e $\sigma(t_f) = \sigma_f$, então,

$$\sigma_f = \frac{\sigma_o}{1-\omega_f} \quad \therefore \quad \boxed{\omega_f = 1 - \frac{\sigma_o}{\sigma_f}} \quad (2.17)$$

Penny [1] argumenta que a tensão para ocorrência da falha, σ_f , encontra-se entre a tensão limite de escoamento, σ_y , e a tensão limite de resistência à tração, σ_u , $\sigma_y < \sigma_f < \sigma_u$. Foi sugerido então que $\sigma_f = \sigma_y + \alpha(\sigma_u - \sigma_y)$, onde a constante α (determinada a partir do ajuste de dados experimentais) define a proporção acima da tensão de escoamento do material.

Portanto, pode-se escrever a seguinte relação entre t_f e σ_o substituindo a equação (2.17) na equação (3.8), ou seja,

$$t_f = t_R \left[1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f} \right)^{1+r} \right] \quad (3.11)$$

Assim, a expressão de β fica

$$\beta = 1 - (1 - \omega_f)^{1+r} = 1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f} \right)^{1+r} \quad (2.23)$$

Então, voltando à expressão mostrada anteriormente na equação (2.21) e aplicando logaritmo nos dois lados da equação pode-se escrever

$$\log t_f = \log t_R + \log \beta \quad (3.12)$$

Substituindo as equações (3.3) e (2.23) na equação (3.12) obtém-se

$$\log t_f = \log \frac{1}{A(1+r)} - k \cdot \log \sigma_o + \log \left[1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f} \right)^{1+r} \right] \Bigg|_T \quad (3.13)$$

A equação acima está representada graficamente na figura 3.5 (gráfico de $\log \sigma_o$ versus $\log t_f$). Lembrando que os coeficientes A , k , r e σ_f são dependentes do material e da temperatura.

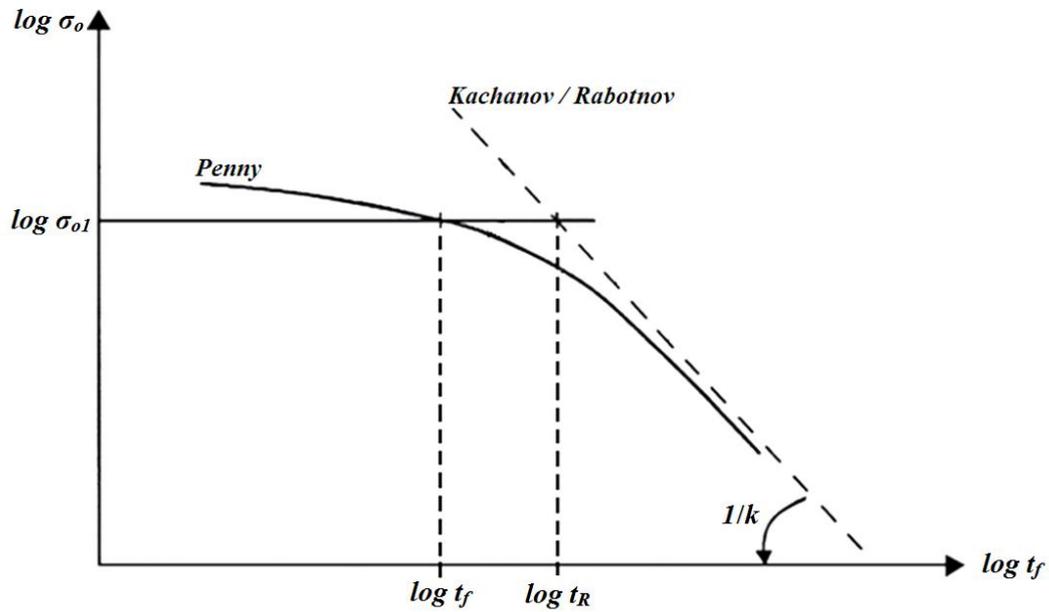


Figura 3.5. Relação entre σ_o e t_f segundo Kachanov/Rabotnov e segundo Penny.

Da equação (3.12) pode-se escrever a seguinte relação válida para qualquer nível de tensão σ_{o1} ($\sigma_{o1} < \sigma_f$)

$$\log t_f - \log t_R = \log \beta \quad (3.14)$$

Utilizando a equação (3.13) com os dados de fluência do banco de dados do NRIM obtidos em laboratório para o material novo, foram obtidos os coeficientes A , k , r e σ_f para cada temperatura de ensaio (500 e 550°C). O procedimento de ajuste ou calibração dos coeficientes A , k , r e σ_f do modelo teórico descrito matematicamente pela equação (3.13), genericamente representada por $\log t_f = \hat{Y}(x; A, k, r, \sigma_f)$, onde $x \equiv \log \sigma_o$, baseia-se na minimização da soma dos erros quadráticos $S(A, k, r, \sigma_f)$ definida por

$$S(A, k, r, \sigma_f) \equiv \sum_{i=1}^{N_{DE}} [Y_i - \hat{Y}(x_i; A, k, r, \sigma_f)]^2 \quad (3.15)$$

Na equação (3.15), N_{DE} representa o número de dados experimentais (tempo de falha e tensão mecânica) para cada temperatura de interesse; $x_i \equiv \log \sigma_{o,i}$ e $Y_i \equiv \log t_{f,i}$ com $i = 1, 2, 3, \dots, N_{DE}$.

Uma vez obtidos os parâmetros A , k , r e σ_f é possível prever o tempo de ruptura por fluência para a tensão mecânica correspondente a pressão de operação do componente nas temperaturas utilizadas nos ensaios (500 e 550°C).

Como mencionado no Capítulo 2, além do método para previsão de vida, Penny [1] também propôs um procedimento alternativo que consiste na hipótese de que a fluência ocorre sem variação de volume. E, com base nesta hipótese, obteve uma relação entre o dano $\alpha(t)$ e a deformação $e(t)$ para uma estrutura submetida a um carregamento uniaxial constante. Partindo da hipótese da constância de volume, pode-se escrever a seguinte relação para um corpo-de-prova submetido a um ensaio de fluência

$$V = A_o l_o = A_t l_t = \text{constante} \quad (3.16)$$

onde V é o volume, A_o e l_o são a área inicial e o comprimento inicial do corpo-de-prova, respectivamente, e $A_t = A(t)$ e $l_t = l(t)$ são a área e o comprimento do corpo-de-prova num instante t qualquer, respectivamente. Ao derivar $A_t l_t = \text{constante}$ em relação ao tempo obtém-se

$$dA_t \cdot l_t + A_t \cdot dl_t = 0 \quad \therefore \quad \frac{dA_t}{A_t} = -\frac{dl_t}{l_t} \quad (3.17)$$

Reconhecendo que $\frac{dl_t}{l_t} = de$, onde e é a deformação verdadeira, pode-se escrever:

$$\frac{dA_t}{A_t} = -de \quad \therefore \quad de = -\frac{dA_t}{A_t} \quad (3.18)$$

A partir da definição do dano (equação (2.9)) tem-se que:

$$\frac{A_o}{A_t} = \frac{1}{(1-\omega)} \quad \therefore \quad A_t = A_o(1-\omega)$$

Portanto,

$$dA_t = A_o \cdot d(1-\omega)$$

Desta forma, pode-se dizer que:

$$\frac{dA_t}{A_t} = \frac{A_o \cdot d(1-\omega)}{A_o(1-\omega)} = \frac{d(1-\omega)}{(1-\omega)} \quad (3.19)$$

Combinando-se as equações (3.18) e (3.19) obtém-se a seguinte expressão que relaciona a deformação e o dano, válida para a hipótese de que a fluência ocorre a volume constante

$$de = -\frac{d(1-\omega)}{(1-\omega)} \quad (3.20)$$

Integrando a expressão acima de $t = 0$, onde $e = 0$ e $\omega = 0$ (**para o material novo – Base de dados NRIM –**), a um instante de tempo t qualquer,

$$\int_0^{e(t)} de = \int_0^{\omega(t)} -\frac{d(1-\omega)}{(1-\omega)} \quad \therefore$$

$$\therefore e(t) - 0 = -\ln(1-\omega(t))\Big|_0^{\omega(t)} \quad \therefore$$

$$\therefore e(t) = -\ln(1-\omega(t)) \quad (3.21)$$

Substituindo na equação (3.21) a lei de evolução do dano (equação (3.7)) obtém-se

$$e(t) = -\ln(1-\omega(t)) = -\ln\left(1-\frac{t}{t_R}\right)^{\frac{1}{1+r}} \quad \therefore$$

$$\therefore e(t) = -\frac{1}{1+r} \ln\left(1-\frac{t}{t_R}\right) \quad (3.22)$$

Como $t_R = \frac{t_f}{\beta}$ (equação (2.21)), chegamos a equação (2.25), repetida abaixo por conveniência

$$e(t) = -\frac{1}{1+r} \ln\left(1-\frac{\beta t}{t_f}\right) \quad (2.25)$$

Uma vez estimados os coeficientes A , k , r e σ_f foi possível analisar a evolução da deformação por fluência a partir da curva teórica obtida pela equação (2.25). As curvas de fluência experimentais do aço 1Cr-0,5Mo novo não estão disponíveis no NRIM, mas

se estes dados estivessem disponíveis seria possível compará-los à curva teórica obtida a partir da equação acima. Esta comparação foi realizada para o material envelhecido em serviço, pois as curvas de fluência experimentais foram obtidas durante ensaios realizados no Cepel.

Uma vez obtida a relação para a evolução da deformação ao longo do tempo (equação (2.25)) é possível obter uma relação matemática para estimativa da vida remanescente do material.

Derivando os dois lados da expressão (2.25) em relação ao tempo obtém-se:

$$\begin{aligned} \frac{de}{dt} &= -\frac{1}{1+r} \cdot \frac{1}{1-\frac{\beta t}{t_f}} \left(-\frac{\beta}{t_f} \right) \quad \therefore \\ \therefore \frac{de}{dt} &= \frac{\beta}{1+r} \cdot \frac{1}{t_f - \beta t} = \frac{1}{1+r} \cdot \frac{1}{\left(\frac{t_f - \beta t}{\beta}\right)} = \frac{1}{1+r} \cdot \frac{1}{\left(\frac{t_f}{\beta} - t\right)} \quad \therefore \\ \therefore \left(\frac{t_f}{\beta} - t\right) \frac{de}{dt} &= \frac{1}{1+r} \end{aligned} \quad (3.23)$$

Como $\beta = 1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f}\right)^{1+r}$, se $\sigma_o \ll \sigma_f$, então $\beta \sim 1$, desta forma, a equação (3.23) fica

$$\left(t_f - t\right) \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+r} \quad \text{ou} \quad t_{rem} \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+r} \quad (3.24)$$

onde $t_{rem} = t_f - t$ é a vida remanescente do material. Assim, com as informações da taxa de deformação em função do tempo de um ensaio de fluência a carregamento constante, e conhecendo a constante r que depende apenas da temperatura, pode-se determinar o tempo de vida remanescente do material. Uma vez comprovada a validade desta análise, este resultado seria de grande importância prática na avaliação de vida de componentes, já que medições de taxas de deformação *in-situ* são viáveis.

O principal objetivo do presente trabalho é propor uma metodologia de avaliação de vida remanescente de um material envelhecido em serviço que leve em consideração que este material já possui um dano inicial diferente de zero. Dessa forma, a abordagem proposta é semelhante a já apresentada para o material novo – Banco de dados NRIM – com a diferença que, para o instante inicial de análise ($t = 0$), o dano no material é diferente de zero ($\omega(0) \neq 0$). Voltando à lei de evolução do dano dada por

$$\frac{d\omega^*}{dt} = \frac{A^* \sigma_o^{k^*}}{(1-\omega^*)^{r^*}} \quad (3.25)$$

e integrando a equação de evolução (3.25) para a condição inicial $\omega(0) = \omega_o$, obtém-se a seguinte expressão para $\omega^*(t)$

$$\omega^*(t) = 1 - \left[(1 - \omega_o)^{1+r^*} - A^*(1+r^*)\sigma_o^{k^*} t \right]^{\frac{1}{1+r^*}} \quad (3.26)$$

A partir de agora, será usado um asterisco sobre as grandezas correspondentes ao material envelhecido em serviço para diferenciá-las das grandezas associadas ao material novo – Base de dados NRIM –. Para o material envelhecido em serviço a condição inicial é modificada para $\omega^*(0) = \omega_o$. Neste ponto, o valor do dano no instante inicial ω_o não é conhecido. Mais adiante serão propostas duas alternativas para estimativa de ω_o .

Na abordagem proposta por Kachanov, no momento da ruptura ($t = t_R^*$), o dano é igual a 1 ($\omega^*(t_R^*) = 1$). Isolando o termo t_R^* , chega-se ao seguinte resultado

$$t_R^* = \frac{(1-\omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1+r^*)\sigma_o^{k^*}} \quad (3.27)$$

Considerando o modelo proposto por Penny no qual, no instante da ruptura, $\omega^*(t_f^*) = \omega_f^*$ com $\omega_f^* = 1 - \frac{\sigma_o}{\sigma_f}$, obtém-se a seguinte expressão para t_f^* :

$$t_f^* = t_R^* \left[\frac{(1 - \omega_o)^{1+r^*} - (1 - \omega_f^*)^{1+r^*}}{(1 - \omega_o)^{1+r^*}} \right] \quad \therefore$$

$$\therefore t_f^* = t_R^* \left[1 - \frac{\left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*}\right)^{1+r^*}}{(1 - \omega_o)^{1+r^*}} \right] = \beta^* t_R^* \quad (3.28)$$

O coeficiente β^* depende da tensão σ_o e do dano inicial ω_o e é definido por

$$\beta^* = 1 - \frac{\left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*}\right)^{1+r^*}}{(1 - \omega_o)^{1+r^*}} \quad (3.29)$$

Neste caso, mesmo que $\sigma_o \ll \sigma_f^*$, como normalmente se espera em campo (lembrando que σ_f^* diminui com o envelhecimento do material em serviço), se ω_o se aproxima de 1 não pode-se mais afirmar que $\beta \sim 1$, e nesse caso t_f pode ser significativamente menor do que t_R .

Aplicando logaritmo nos dois lados da equação (3.28) obtém-se:

$$\log t_f^* = \log t_R^* + \log \beta^* \quad (3.30)$$

Substituindo a equação (3.27) e (3.29) na equação (3.30) chega-se a:

$$\log t_f^* = \log \left[\sigma_o^{-k^*} \cdot \frac{(1 - \omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1 + r^*)} \right] + \log \left[1 - \frac{\left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*}\right)^{1+r^*}}{(1 - \omega_o)^{1+r^*}} \right] \quad \therefore$$

$$\therefore \underbrace{\log t_f^*}_{y(x)} = \underbrace{\log \left[\frac{(1-\omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1+r^*)} \right]}_{C^*} - \underbrace{k^* \log \sigma_o}_x + \log \left\{ 1 - \left[\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*(1-\omega_o)} \right]^{1+r^*} \right\} \quad (3.31)$$

Definindo $x \equiv \log \sigma_o$ (logo, $\sigma_o = 10^x$), $y \equiv \log t_f^*$ e $C^* \equiv \log \left[\frac{(1-\omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1+r^*)} \right]$ pode-se reescrever a equação (3.31) como:

$$y(x) = C^* - k^* x + \log \left\{ 1 - \left[\frac{10^x}{\sigma_f^*(1-\omega_o)} \right]^{1+r^*} \right\} \quad (3.32)$$

Os parâmetros A^* , k^* , r^* e σ_f^* foram determinados através do ajuste dos dados experimentais de tempo de falha e tensão mecânica extraídos dos ensaios de fluência. Neste trabalho foram adotadas duas abordagens para estimava do termo ω_o . Na primeira abordagem ω_o foi obtido a partir da equação de evolução do dano $\omega(t)$ (equação (3.2)) para o material novo – Base de dados NRIM – quando $t = t_{op}$, onde t_{op} é o tempo de operação do material envelhecido em serviço (240.000 horas). Na segunda abordagem o parâmetro ω_o foi estimado simultâneamente com os parâmetros A^* , k^* , r^* e σ_f^* a partir do ajuste dos dados experimentais. O ajuste ou calibração dos parâmetros do modelo teórico descrito matematicamente pela equação (3.31) (ou equação (3.32)) baseou-se na minimização da soma dos erros quadráticos definida anteriormente pela equação (3.15) para o material novo – Base de dados NRIM –.

As duas abordagens foram adotadas para critério de comparação, assim como serão comparadas as curvas para o material novo – Base de dados NRIM – e o material envelhecido em serviço através do gráfico $\log \sigma_o$ x $\log t_f$ (figura 3.6).

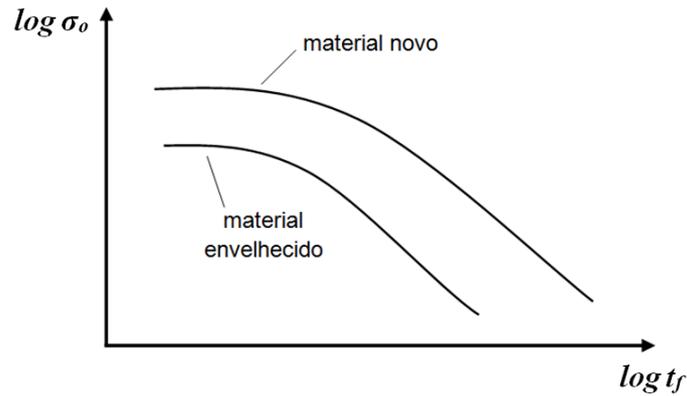


Figura 3.6. Gráfico esquemático comparando o comportamento do material novo – Base de dados NRIM – e do material envelhecido em serviço.

Após toda a análise utilizando a abordagem de Penny [1], foi realizada a análise conforme a metodologia de Larson-Miller. Para tal, foram utilizados os dados experimentais do material novo – Base de dados NRIM – para comparação dos resultados obtidos pelo método de Penny.

Como já foi dito no capítulo anterior, o parâmetro de Larson-Miller é uma função da tensão e é definido pela equação (2.5).

Primeiramente, os dados de ruptura por fluência para uma série de níveis de tensão foram utilizados para definir a constante C através do ajuste do modelo conforme apresentado na figura 2.13, e, como tal gráfico procedeu como uma série de linhas retas com intercepto comum ($-C$) a metodologia de Larson-Miller pôde então ser aplicada.

Em seguida, a partir dos dados experimentais, foram feitos os cálculos dos parâmetros de Larson-Miller através de pares de tempo e temperatura ao longo de intervalos de tensões, e foram traçados gráficos do logaritmo da tensão *versus* Parâmetro de Larson-Miller ($\log \sigma_o \times P_{LM}$). Estes gráficos serão então extrapolados permitindo assim prever o tempo de ruptura para níveis de tensão menores.

3.6. Etapas do projeto

A figura 3.7 apresenta o esquema resumindo a abordagem utilizada na parte experimental do projeto.

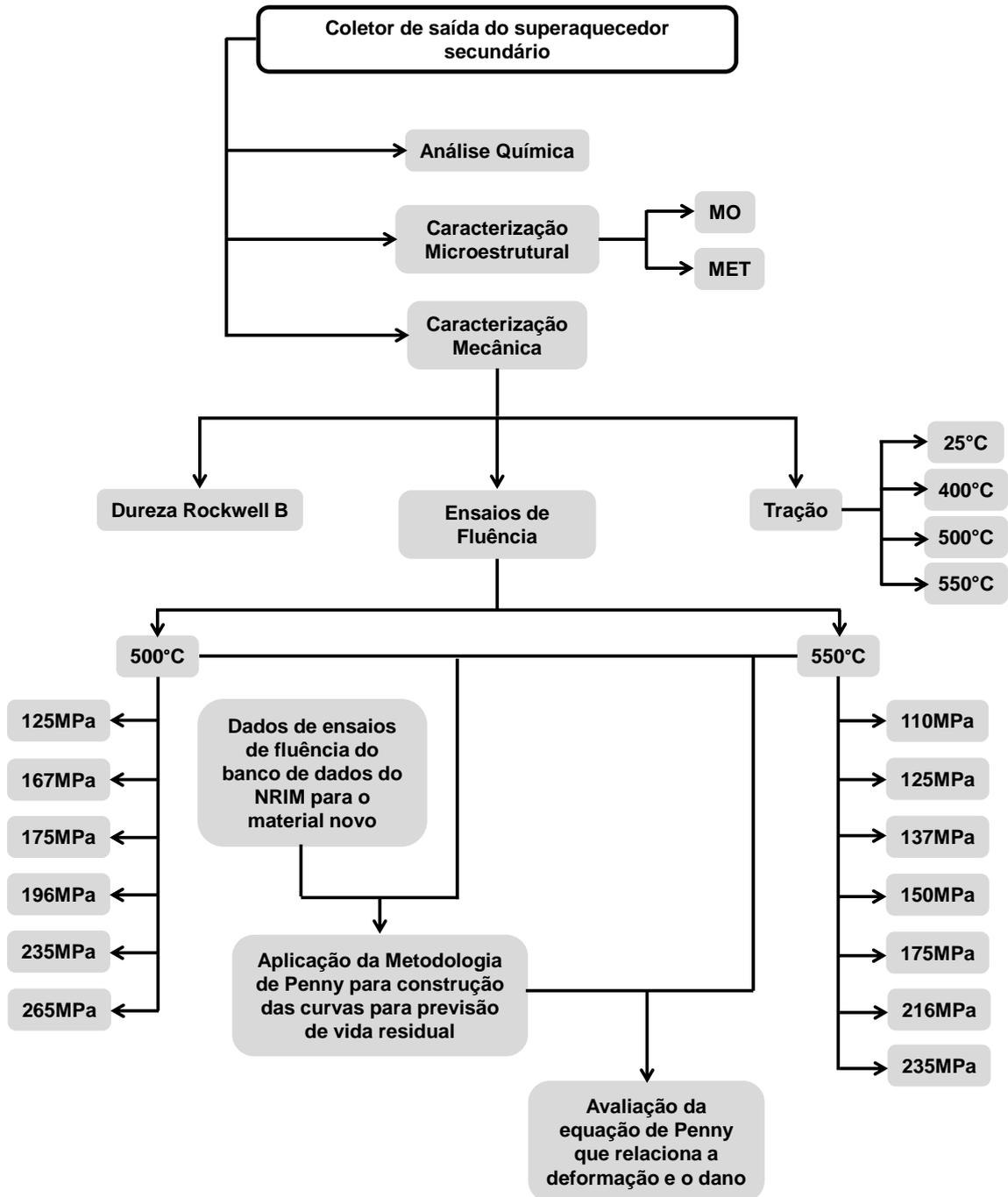


Figura 3.7. Fluxograma ilustrativo das etapas experimentais do projeto.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados das caracterizações microestrutural e mecânica, assim como dos ensaios de fluência e os ajustes dos modelos teóricos de Penny para o material novo – Base de dados NRIM – e envelhecido em serviço.

4.1. Caracterização microestrutural

4.1.1. Microscopia ótica

As figuras 4.1 a 4.3 apresentam as micrografias provenientes do material do coletor. Nas imagens verificou-se uma intensa precipitação de carbonetos tanto no interior quanto nos contornos de grão.

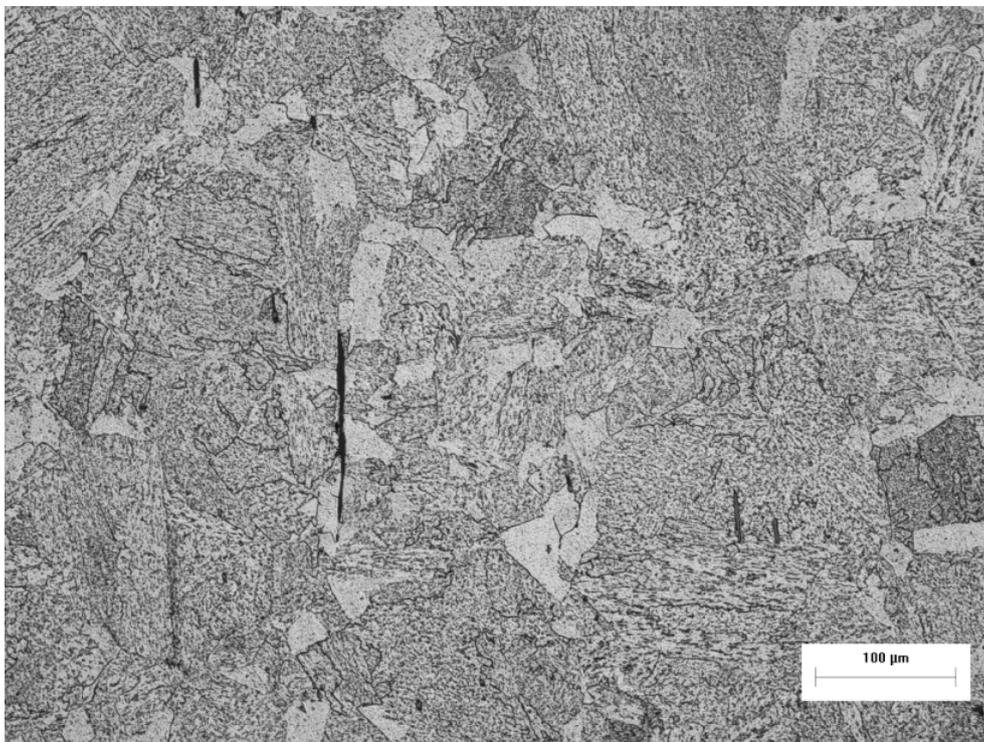


Figura 4.1. Microscopia ótica, com aumento nominal de 200X.

Pode-se observar a microestrutura ferrítica-perlítica, mesmo com a presença visível de colônias de perlita degradada na amostra fotografada. Também é possível observar uma intensa precipitação nos grãos e nos contornos. As amostras apresentam um grau de esferoidização avançado, sem a presença de colônias perlíticas ainda em seu padrão original, o que, até o momento, classifica o aço no estágio E de degradação segundo Toft e Marsden [20]. Constatou-se também a presença de inclusões alongadas na microestrutura provavelmente decorrentes do processo de fabricação do aço.

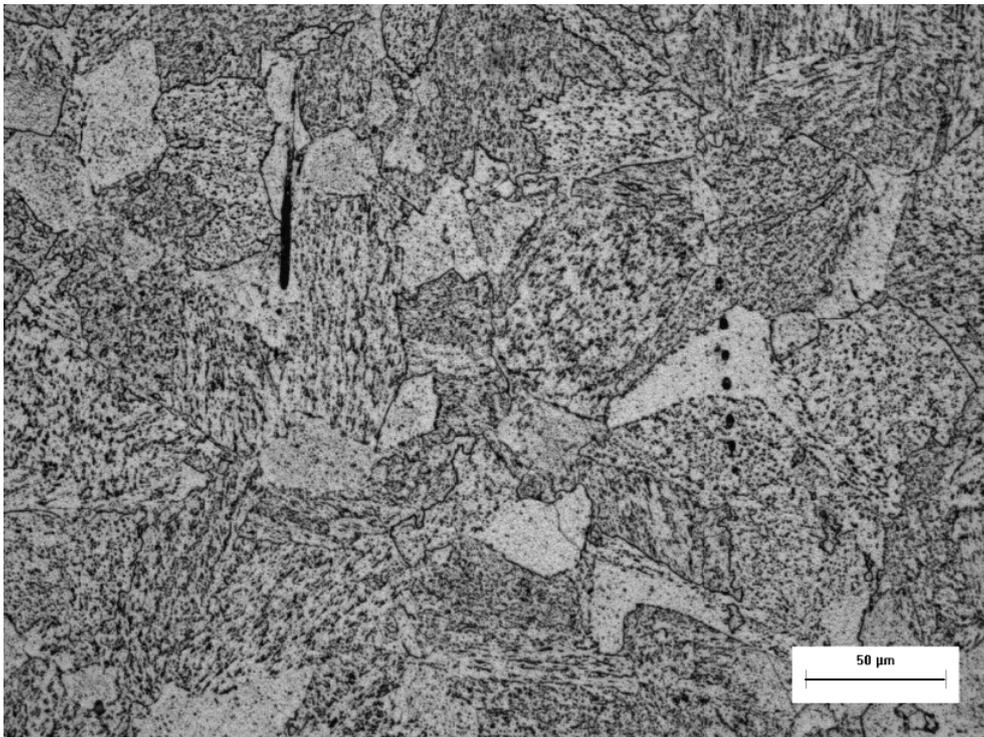


Figura 4.2. Microscopia ótica, com aumento nominal de 400X.

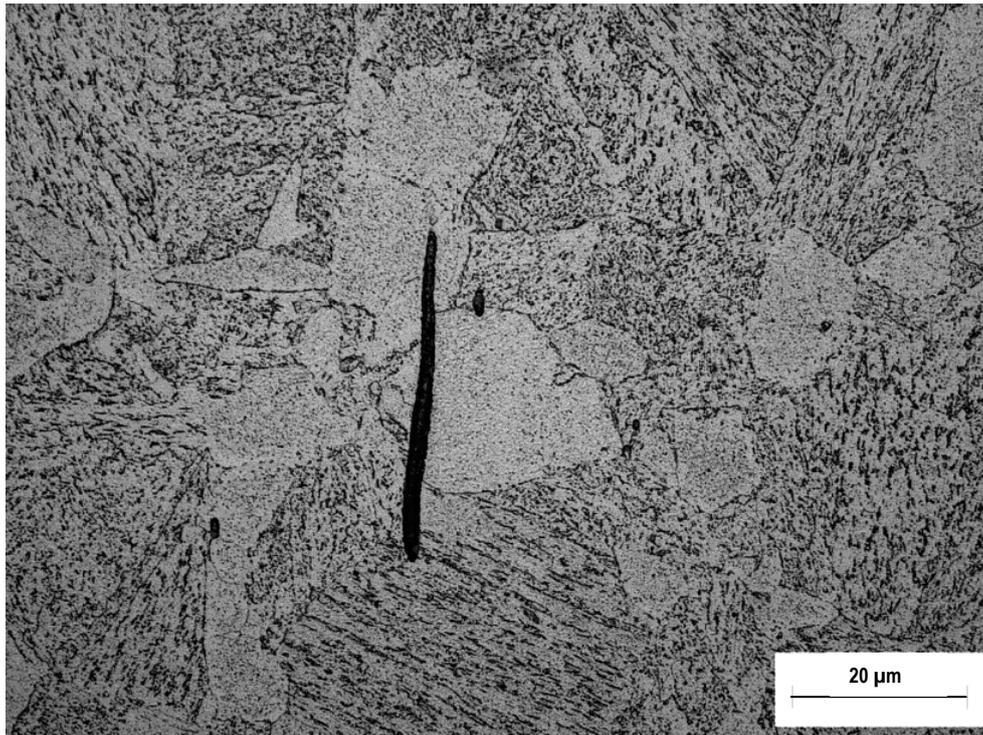
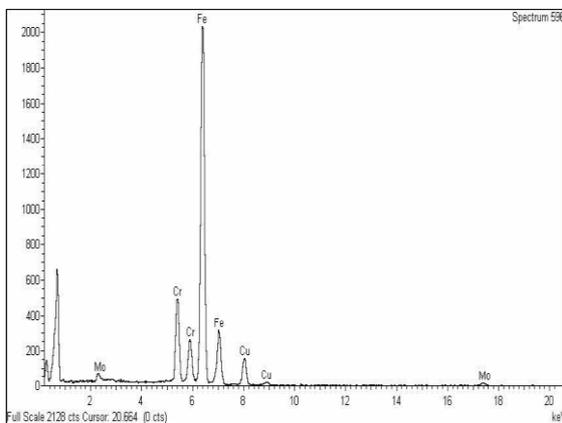


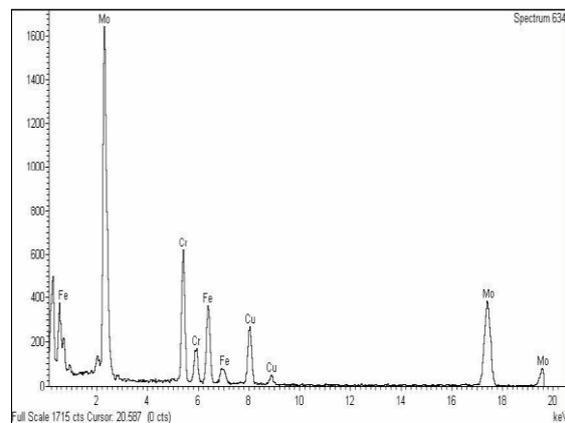
Figura 4.3. Microscopia ótica, com aumento nominal de 1000X.

4.1.2. Microscopia eletrônica de transmissão

Foi observada a presença de precipitados com estequiometrias M_3C , M_2C , M_7C_3 e M_6C como mostram os espectros EDS (figura 4.4) obtidos nas análises de MET feitas em amostras de extração de réplica (figura 4.5).



(a)



(b)

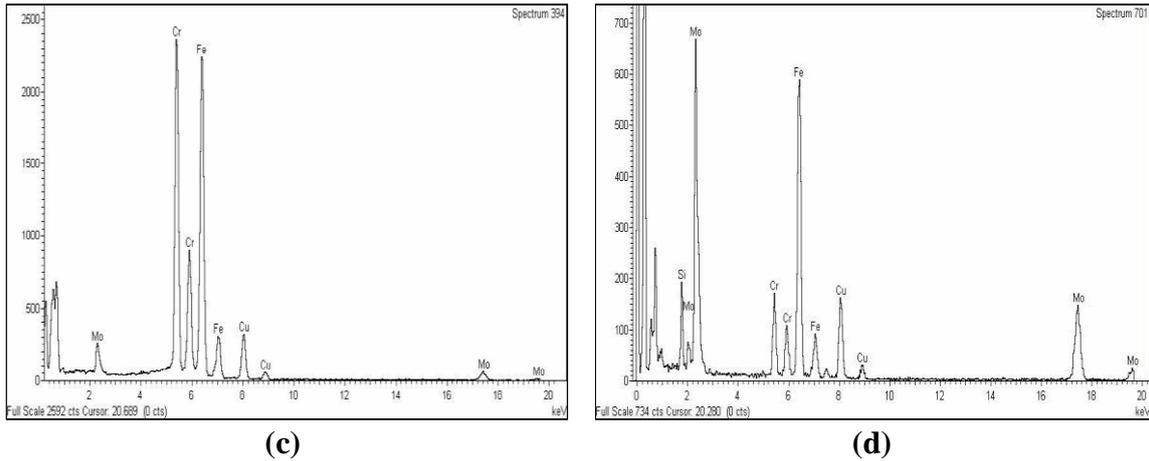
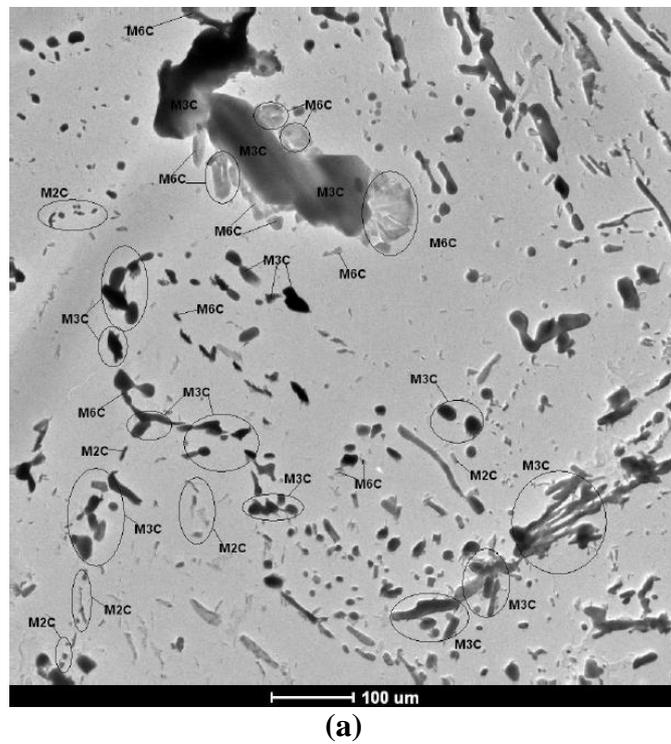


Figura 4.4. Espectros de EDS de precipitados com estequiometria do tipo (a) M_3C , (b) M_2C , (c) M_7C_3 e (d) M_6C .

A presença de precipitados do tipo M_6C comprova a degradação do material, uma vez que esses precipitados provêm de uma evolução microestrutural após longo tempo de envelhecimento.



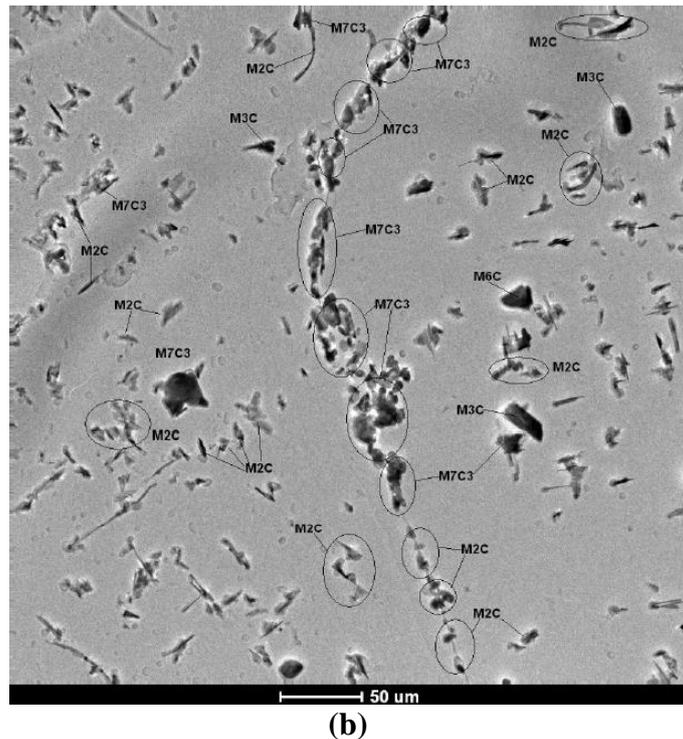


Figura 4.5. Imagem de carbonetos identificados obtida por MET a partir de amostras de réplicas de filme de carbono. Foram identificados carbonetos do tipo M_3C , M_2C , M_7C_3 e M_6C . Ampliação nominal de (a) 2.550X e (b) 5.000X

4.2. Caracterização mecânica

4.2.1. Ensaio de dureza Rockwell

O resultado do ensaio de dureza Rockwell B foi de $76,6 \pm 1,3$ HRB. Este resultado foi obtido através do cálculo da média e desvio padrão de 10 indentações.

Levando em consideração este resultado e comparando-o com o valor mínimo de dureza para o aço 16CrMo44 (tabela 3.1), verificou-se uma tendência para a redução da dureza ao longo do tempo de exposição do coletor que apresentou uma média de valores abaixo do mínimo esperado.

Ao se fazer a correlação entre os resultados obtidos nos ensaios de dureza com aqueles encontrados nos ensaios de tração, pôde-se observar que o material do coletor demonstrou perda significativa de suas propriedades mecânicas nos dois ensaios,

demonstrando assim o efeito da exposição prolongada em altas temperaturas sobre a sua resistência.

4.2.2. Ensaio de tração

Os resultados das médias e desvios padrão obtidos podem ser vistos na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Dados obtidos através do ensaio de tração

	Temperatura [°C]	Limite de Escoamento [MPa]	Limite de Resistência [MPa]	Alongamento [%]
Especificação Norma 16CrMo44	25	>345	>540	>20
	400	>245	-	-
Resultados dos ensaios de tração	25	313 ± 5	499 ± 8	32 ± 1,5
	400	272 ± 18	450 ± 1,5	27,9 ± 0,1
	500	263,74 ± 13,3	345 ± 12,8	25 ± 1,3
	550	210,82 ± 14	274,7 ± 7,6	28,6 ± 1,3

Analisando os valores de limite de escoamento e limite de resistência obtidos nos ensaios, nota-se que ambos estão abaixo do valor mínimo exigido para o aço 16CrMo44 conforme mostrado na tabela 4.2, evidenciando assim a perda de resistência sofrida pelo componente devido ao longo tempo de operação.

4.2.3. Ensaios de fluência

Todos os ensaios apresentaram curvas típicas de fluência com comportamento padrão, contendo os três estágios de fluência. As curvas estão apresentadas no Anexo I. A tabela 4.2 mostra um resumo dos resultados dos ensaios de fluência, e as figuras 4.6 e 4.7 mostram todas as curvas de fluência num mesmo gráfico para critérios de comparação.

Tabela 4.2. Temperatura, tensão, tempo de ruptura e deformação dos ensaios finalizados.

T [°C]	σ_o [MPa]	t_f^* [h]	ϵ_f^* [%]
500	125	6905,01	13,88
500	167	1696,69	21,03
500	175	856,75	17,43
500	196	162,05	17,56
500	235	15,35	16,34
500	265	2,33	14,43
550	110	2539,67	19,39
550	125	497,48	16,43
550	137	299,99	22,28
550	150	122,60	18,13
550	175	17,73	17,53
550	216	1,47	17,21
550	235	0,47	18,50

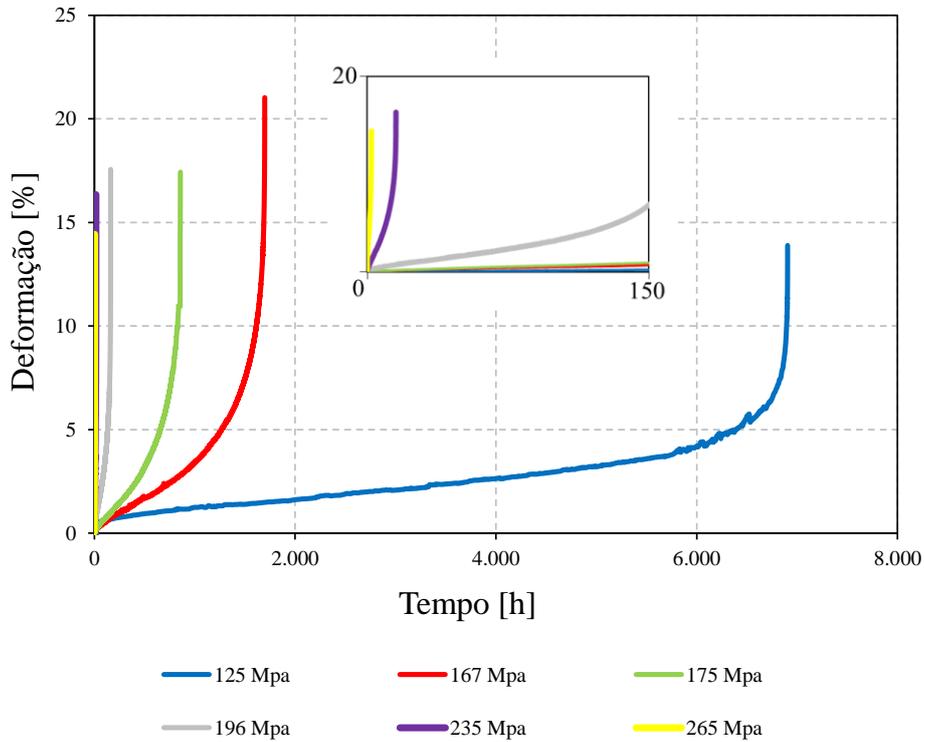


Figura 4.6. Curvas de fluência dos ensaios à 500°C.

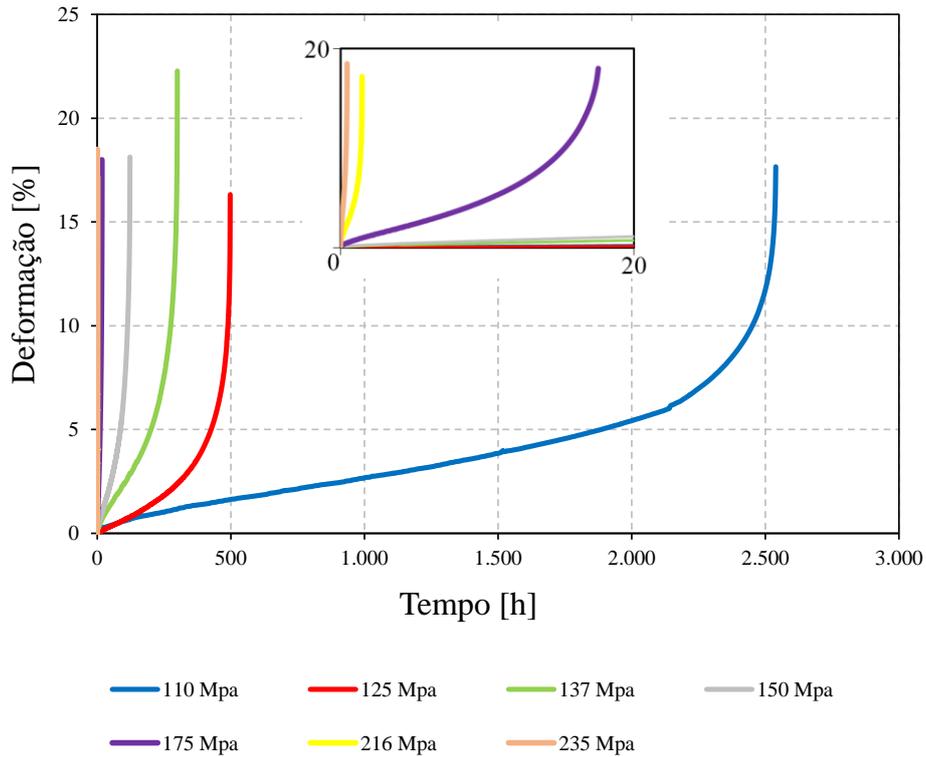


Figura 4.7. Curvas de fluência dos ensaios à 550°C.

4.3. Aplicação da metodologia de Penny na construção da curva para previsão de vida residual

Utilizando a equação (3.13) com os dados do banco de dados do NRIM foi feito o procedimento de ajuste para estimar os coeficientes A , k , r e σ_f para cada temperatura, 500 e 550°C. O *software* utilizado para realizar os ajustes foi o *Microsoft Office Excel® 2013* através da ferramenta *Solver*, cujo objetivo foi minimizar a soma dos erros quadráticos (equação (3.15)). O método de solução selecionado foi o mecanismo *GRG Não Linear*. E, para que fosse realizado um melhor ajuste, a equação (3.13) foi reparametrizada de forma que todos os coeficientes a serem determinados permanecessem na mesma ordem de grandeza durante o ajuste. As figuras 4.8 e 4.9 mostram os gráficos $\log \sigma_o \times \log t_f$ e os valores dos coeficientes obtidos através dos ajustes para 500 e 550°C, respectivamente.

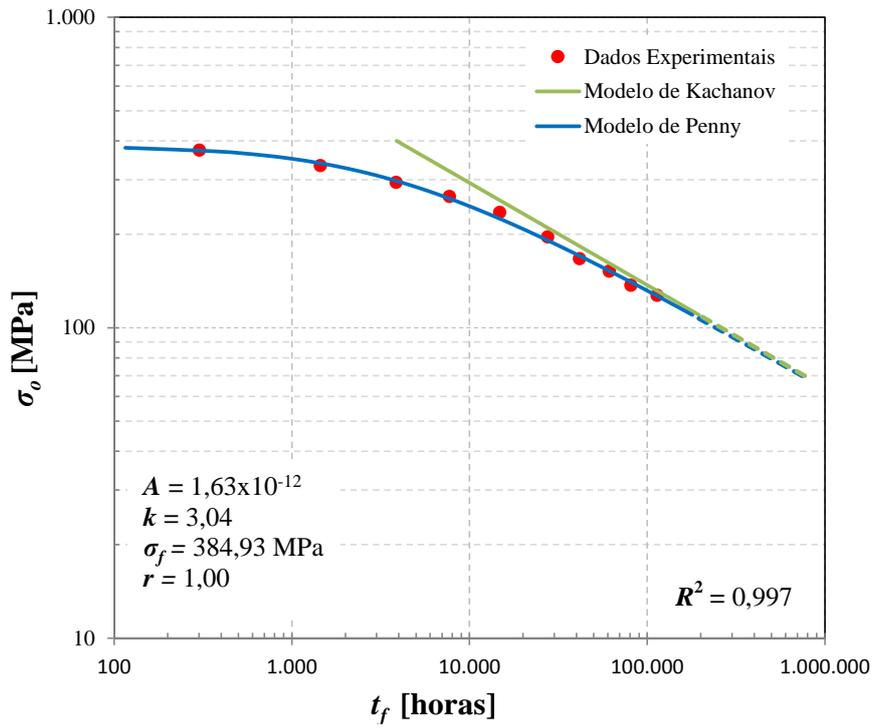


Figura 4.8. Ajuste obtido a partir dos dados do NRIM para 500°C.

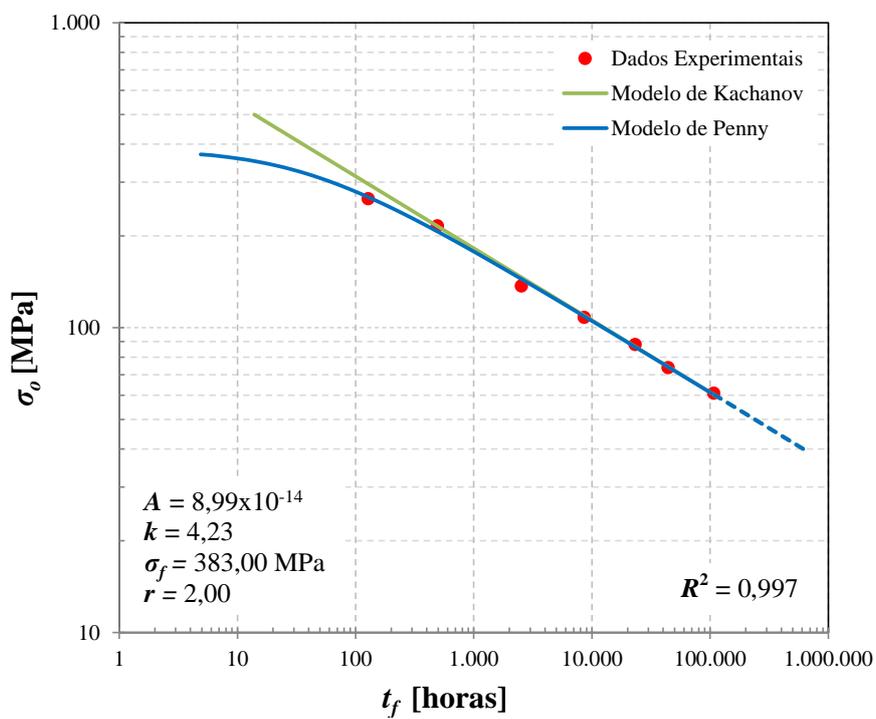


Figura 4.9. Ajuste obtido a partir dos dados do NRIM para 550°C.

Nas figuras 4.10 a 4.13 é possível observar os gráficos $\log \sigma_o \times \log t_f$ e os valores dos coeficientes obtidos através dos ensaios no laboratório no material envelhecido em serviço. Para este ajuste a equação utilizada foi a (3.31) e o procedimento foi o mesmo que foi utilizado para o material novo. As figuras 4.10 e 4.11 mostram os ajustes obtidos com o dano inicial ω_o sendo calculado a partir da equação de evolução do dano (equação (3.2)) para o material novo – Base de dados NRIM – quando $t = 240.000$ horas e $\sigma_o = 33$ MPa.

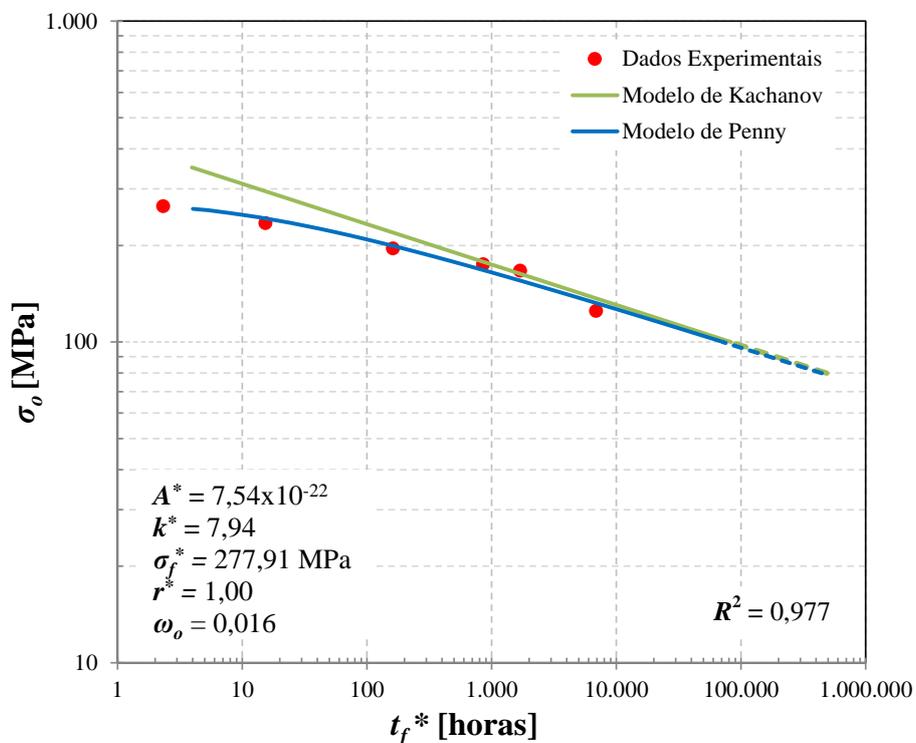


Figura 4.10. Ajuste obtido a partir dos dados dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço a 500°C, com ω_o calculado a partir da equação de evolução do dano para o material novo – Base de dados NRIM –.

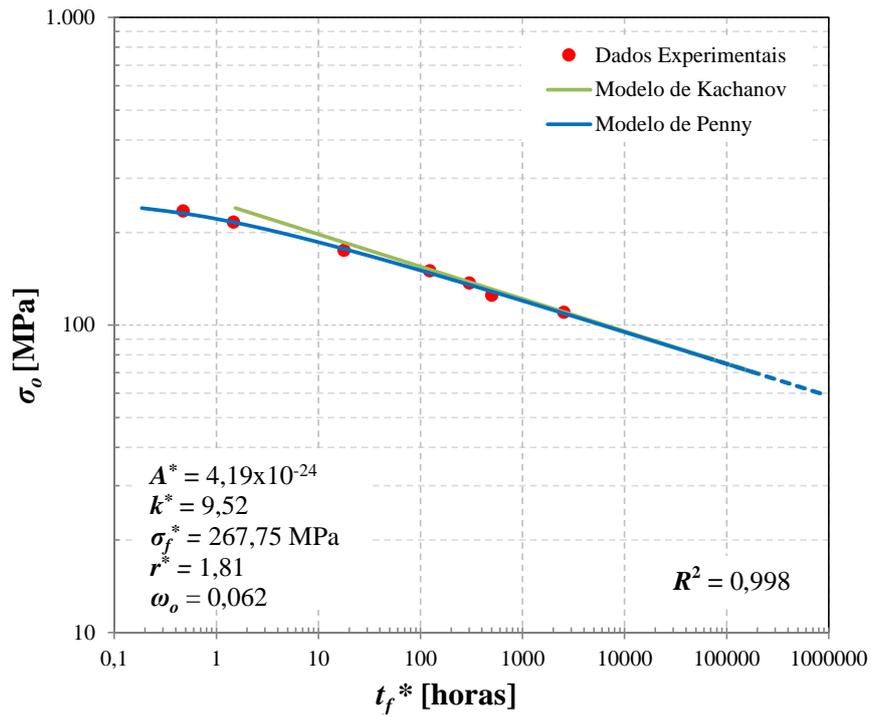


Figura 4.11. Ajuste obtido a partir dos dados dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço a 550°C, com ω_o calculado a partir da equação de evolução do dano para o material novo – Base de dados NRIM –.

As figuras 4.12 e 4.13 mostram os ajustes obtidos com o parâmetro ω_o estimado simultaneamente com os parâmetros A^* , k^* , r^* e σ_f^* .

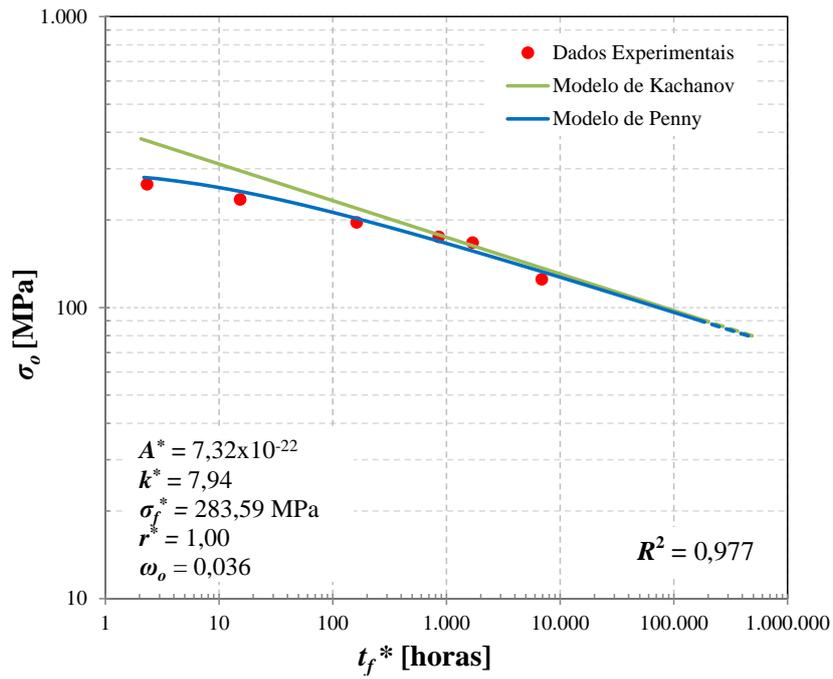


Figura 4.12. Ajuste obtido a partir dos dados dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço a 500°C, com ω_o estimado simultaneamente com os demais parâmetros.

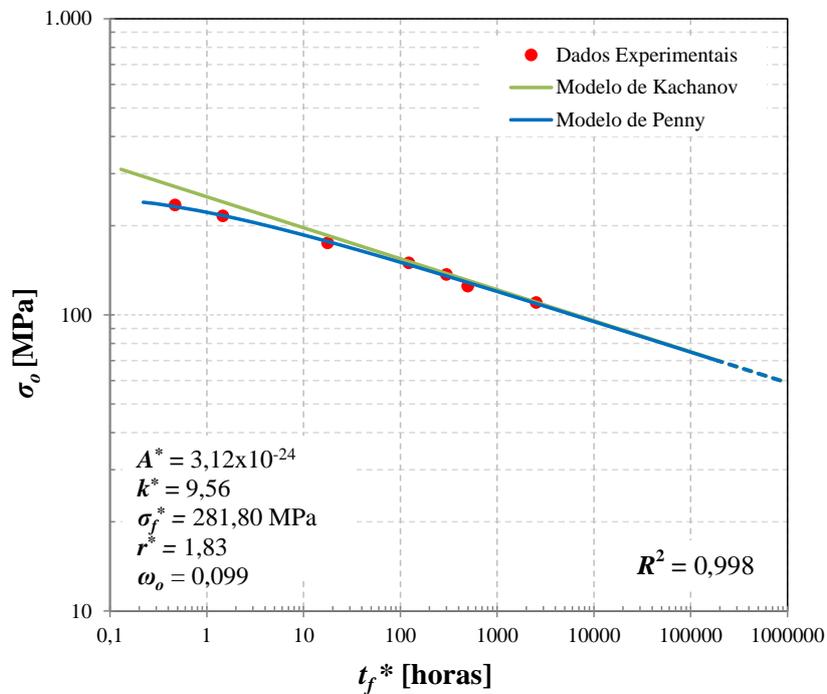
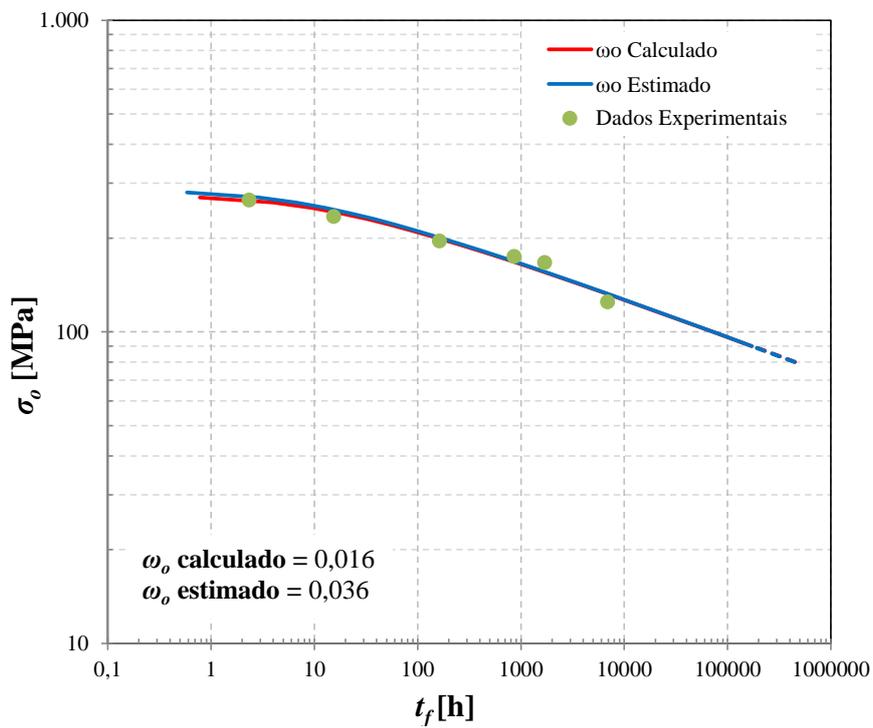
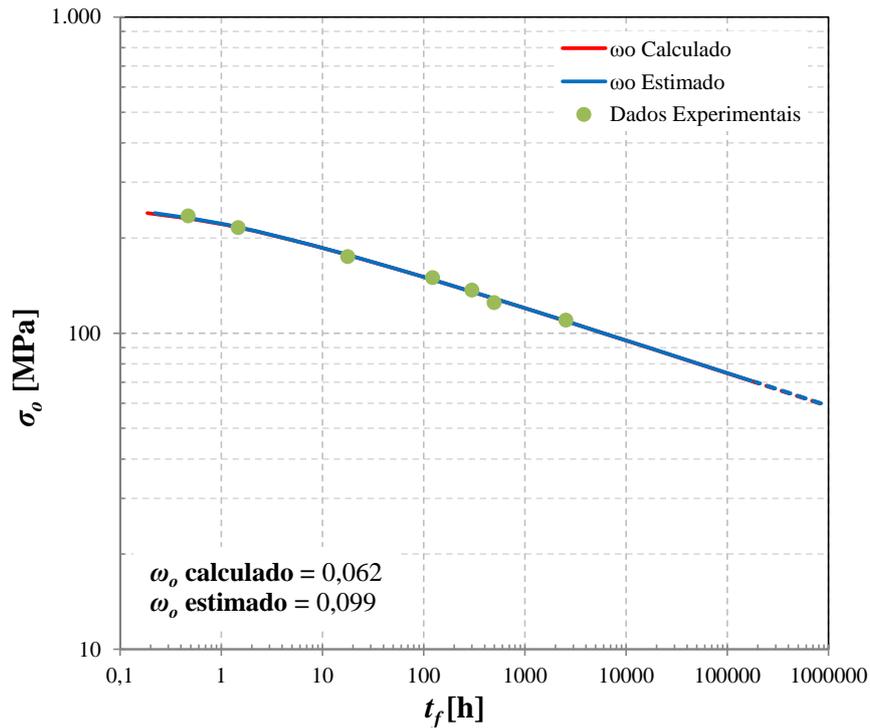


Figura 4.13. Ajuste obtido a partir dos dados dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço a 550°C, com ω_o estimado simultaneamente com os demais parâmetros.

Os resultados obtidos para o tempo de ruptura com as duas abordagens usadas para estimativa do dano inicial ω_o apresentam boa concordância apesar da diferença observada no valor de ω_o . Isso fica claro na figura 4.14 onde as duas curvas estão sobrepostas. Visualmente é difícil distinguir diferenças entre as curvas obtidas para ω_o calculado e para ω_o estimado simultaneamente com os parâmetros da lei de evolução do dano.



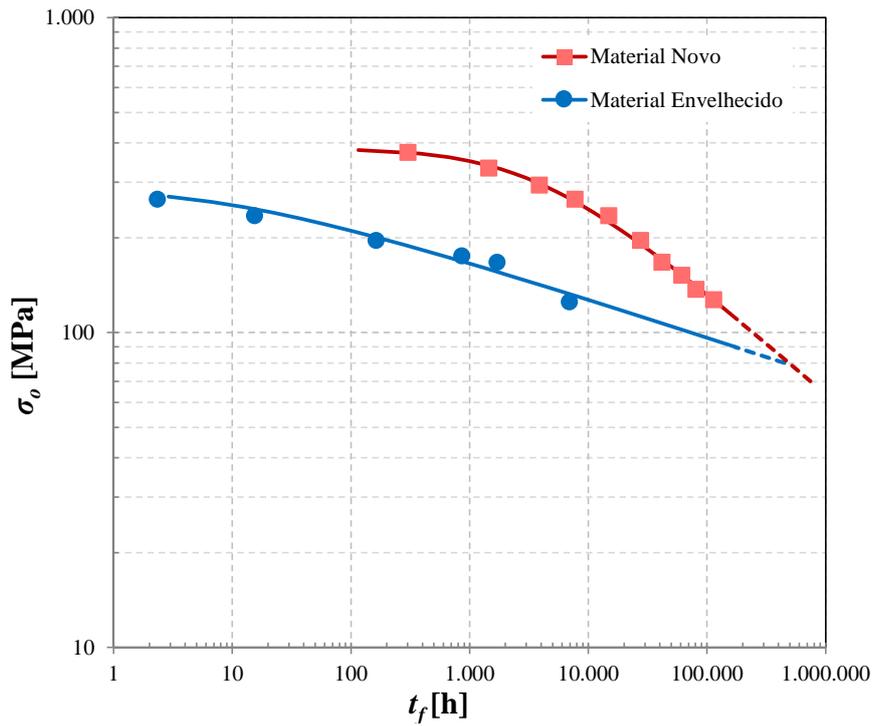
(a)



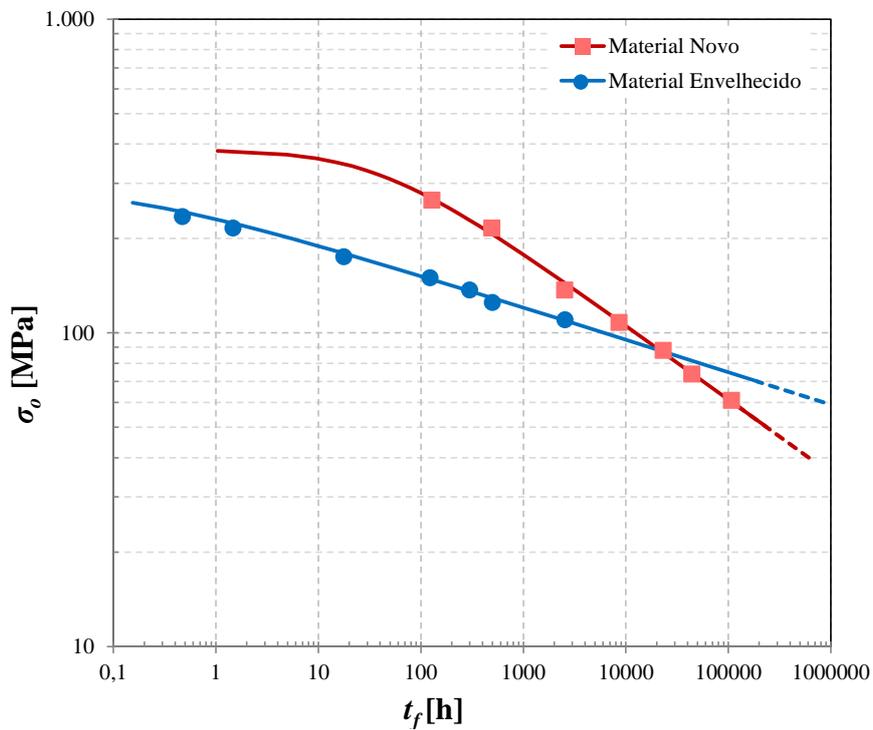
(b)

Figura 4.14. Comparação entre os ajustes obtidos a partir dos dados dos ensaios realizados no material envelhecido em serviço com ω_0 calculado e com ω_0 estimado para (a) 500°C e (b) 550°C

Ao visualizar as curvas do material novo – Base de dados NRIM – e do material envelhecido em serviço para cada uma das temperaturas (figura 4.15), observou-se um comportamento esperado para tempos de ruptura mais curtos, de maneira que, para uma mesma tensão, o material envelhecido em serviço apresentou menor tempo de ruptura. Mas este comportamento não se manteve para tempos de ruptura mais longos, até o momento em que as duas curvas se cruzam. Este comportamento pode ser explicado pelo menor número de dados experimentais com tempos de ruptura maiores, ou seja, ensaios de fluência mais longos, para o material envelhecido em serviço. O ajuste das curvas foi fortemente influenciado pelos ensaios muito longos (mais de 25.000 horas) disponíveis no NRIM para o material novo.



(a)



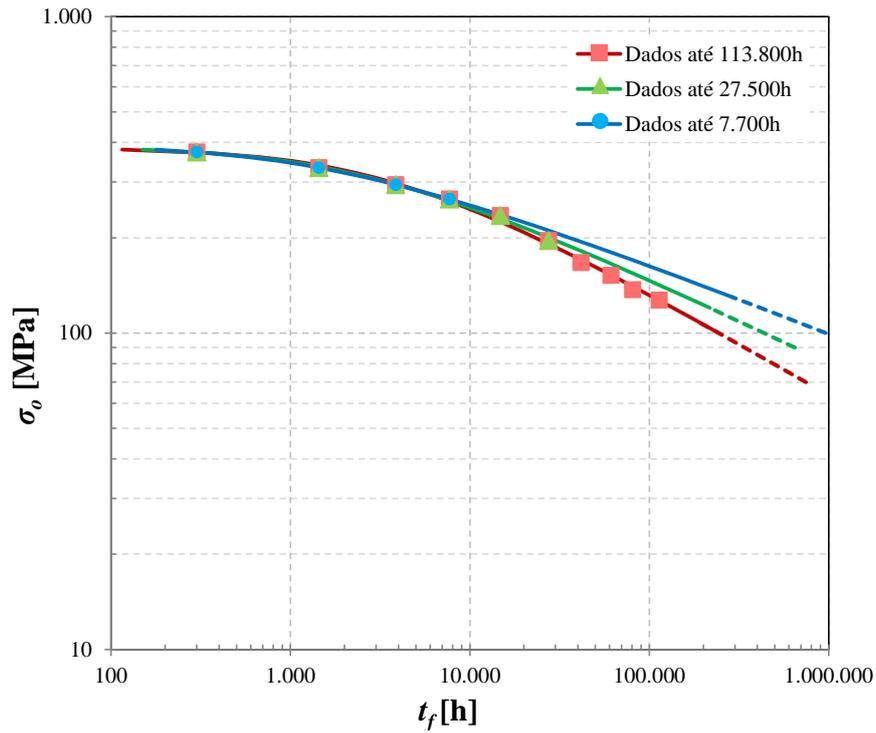
(b)

Figura 4.15. Comparação entre os ajustes do material novo – Banco de dados NRIM – e do material envelhecido em serviço a (a) 500°C e a (b) 550°C.

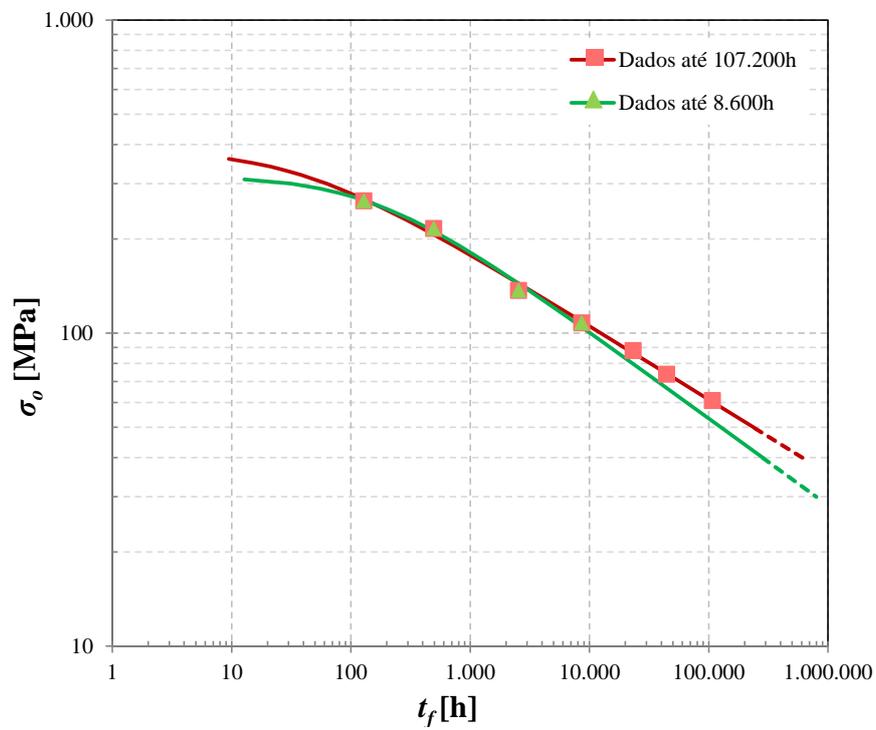
Este fato está em desacordo com uma das premissas do trabalho desenvolvido por Penny [1]. Uma das principais vantagens da utilização do método de Penny seria que a construção das curvas de previsão de vida poderiam ser realizadas com disponibilidade de apenas dados de testes de duração relativamente curta e que não seria necessária uma quantidade exagerada de resultados de testes de laboratório para o desenvolvimento da curva de previsão. Porém, foi observado que os ensaios mais longos influenciam fortemente o ajuste da curva e conseqüentemente na curva de previsão de vida do material.

O modelo de Penny é adequado para previsão de vida. Quando comparado as curvas de previsão de vida dos métodos de Larson-Miller [3] e do ajuste dos dados experimentais (ajuste polinomial), o modelo de Penny se mostrou adequado, seguro e preciso. Isto será demonstrado mais adiante.

Para provar a importante influência dos ensaios de longa duração no ajuste, foram feitos novos ajustes com os dados disponíveis no NRIM retirando-se gradativamente os dados de longa duração para mostrar a mudança no comportamento da curva. A comparação entre a curva com todos os dados (com tempo de ruptura de até 113.800 horas para 500°C e até 107.200 horas para 550°C), com apenas alguns dados de longa duração (com tempo de ruptura de até 27.500 horas para 500°C e 8.600 horas para 550°C) e com apenas os dados de curta duração (com tempo de ruptura de até 7.700 horas para 500°C) é mostrada na figura 4.16.



(a)



(b)

Figura 4.16. Comparação entre a curva com todos os dados, com apenas alguns dados de longa duração e com apenas os dados de curta duração a (a) 500°C e a (b) 550°C.

Ao retirar os ensaios de longa duração o comportamento da curva foi sendo alterado provando assim a importância de tais dados. Observa-se que o comportamento foi o inverso para 500°C e para 550°C, ou seja, fixando uma tensão inicial qualquer, a medida que os dados de longa duração foram sendo retirados da curva de 500°C, a previsão de vida foi aumentando, enquanto na curva de 550°C, a previsão de vida reduziu quando os dados de longa duração foram retirados. Isso mostra a sensibilidade dos dados de longa duração, e que não há uma tendência definida no comportamento da curva na ausência de tais dados.

Estes resultados demonstraram que, a partir dos dados de ruptura por fluência realizados para este trabalho, não é possível avaliar de forma confiável a previsão de vida para o material envelhecido em serviço, uma vez que os dados disponíveis são apenas de duração relativamente curta.

4.3.1. Comparação entre a metodologia de Penny e a de Larson-Miller na construção da curva para previsão de vida residual

As figuras 4.17 e 4.18 mostram as curvas $\log \sigma_o \times P_{LM}$ construídas a partir da abordagem de Larson-Miller para 500 e 550°C, respectivamente. Desta forma, não fez-se necessário o cálculo da curva mestra. O ajuste do modelo através do gráfico de $\log t_R \times 1/T$ foi realizado para definir a constante C. O valor calculado de C foi 19,92, e então, como já é bem estabelecido na literatura [14], o valor utilizado nos cálculos do parâmetro LM foi 20.

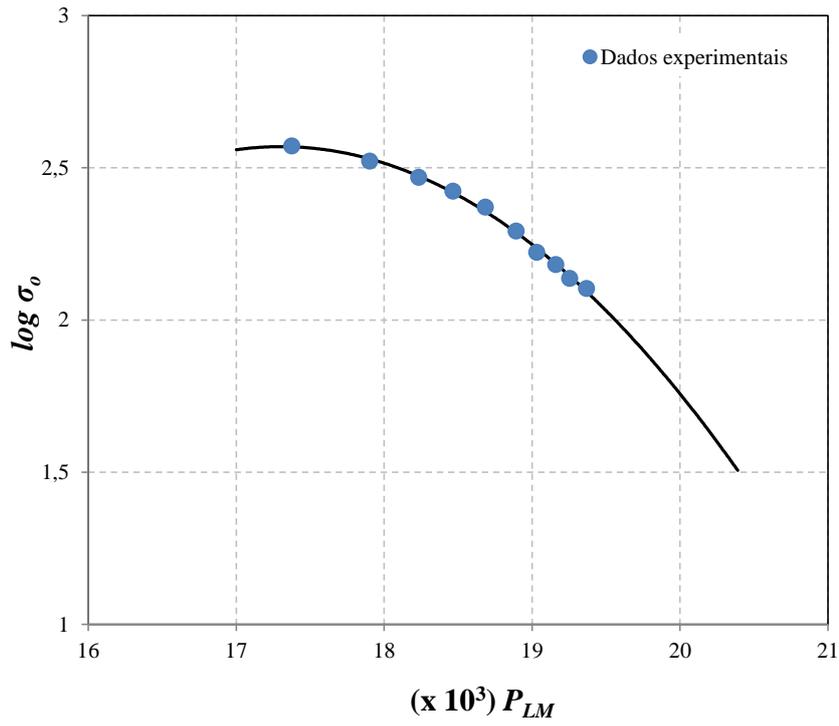


Figura 4.17. Curva $\log \sigma_0 \times P_{LM}$ calculada a partir da abordagem de Larson-Miller para 500°C.

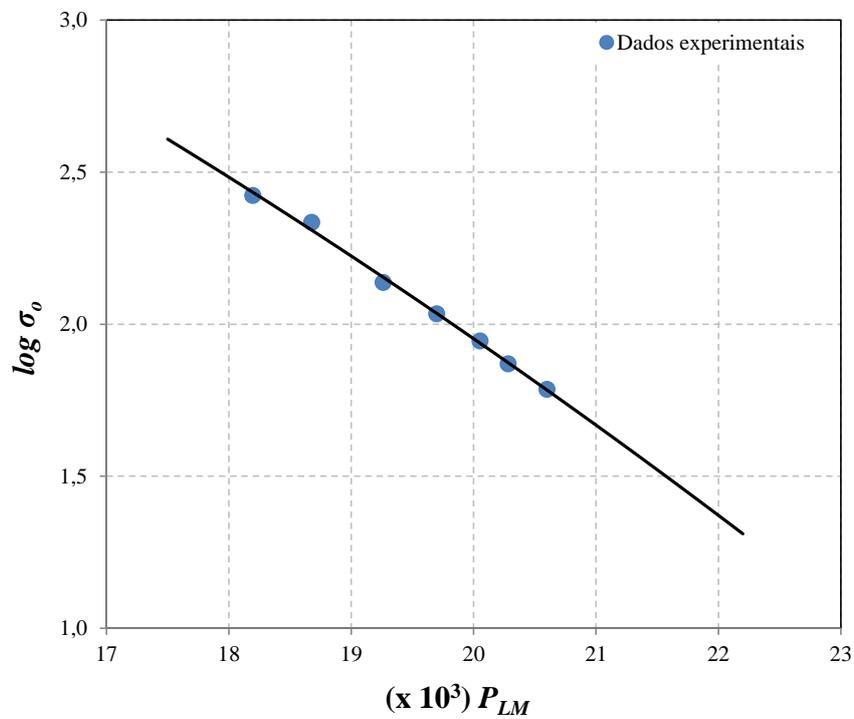


Figura 4.18. Curva $\log \sigma_0 \times P_{LM}$ calculada a partir da abordagem de Larson-Miller para 550°C.

Devido a grande quantidade de ensaios realizados pelo NRIM em tensões diversas numa mesma temperatura foi possível também realizar construção da curva para previsão de vida residual sem a utilização de nenhum método paramétrico, utilizando apenas o ajuste dos dados experimentais num gráfico $\log \sigma_o \times \log t_f$. Estes gráficos estão expostos nas figuras 4.19 e 4.20 para 500 e 550°C, respectivamente, e foram obtidos através de um ajuste polinomial. O polinômio que melhor se ajustou à dispersão dos dados experimentais foi o de grau 2.

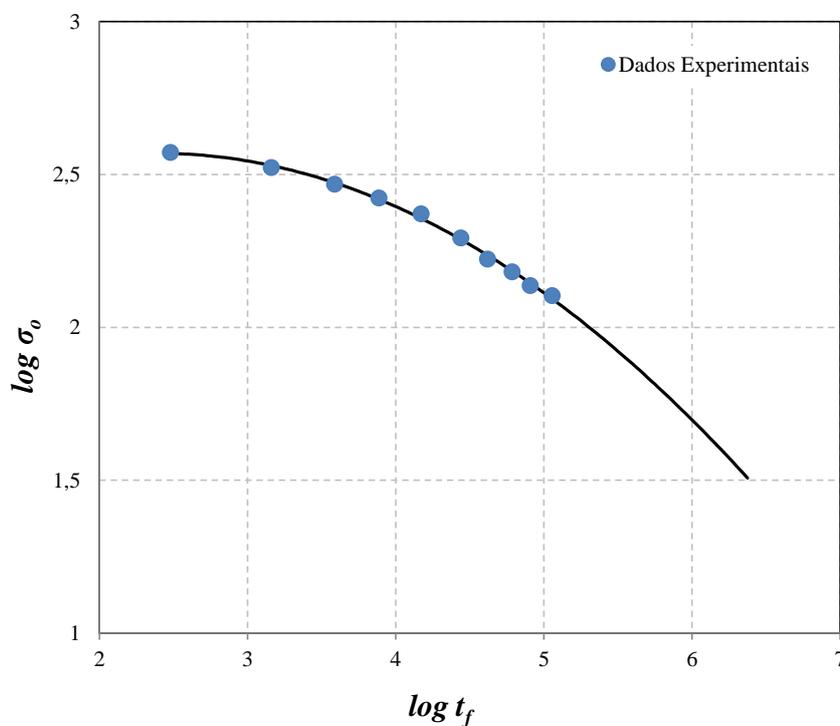


Figura 4.19. Gráfico $\log \sigma_o \times \log t_f$ obtido a partir do ajuste dos dados experimentais para 500°C.

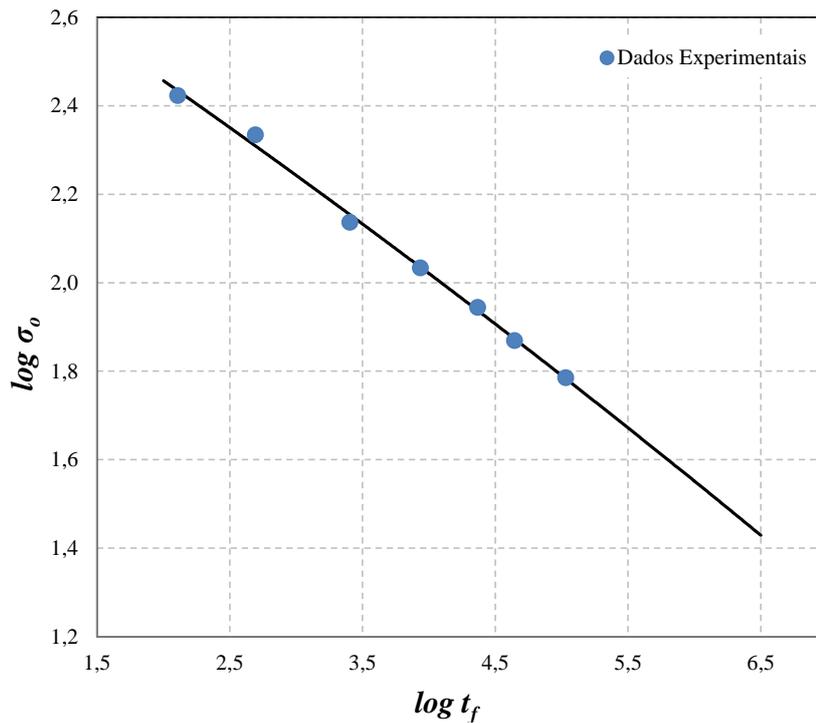


Figura 4.20. Gráfico $\log \sigma_o$ x $\log t_f$ obtido a partir do ajuste dos dados experimentais para 550°C.

Para comparar os três métodos (Penny, Larson-Miller e ajuste polinomial) e avaliar a sensibilidade do método de Penny comparado aos demais, três pontos experimentais, um por vez, foram retirados na realização do ajuste das curvas de previsão. Estes pontos foram utilizados para comparar a precisão dos métodos. Os pontos retirados nos ensaios a 500°C foram os das tensões de 333MPa, 196MPa e 127MPa; e nos ensaios a 550°C foram os das tensões 256MPa, 108MPa e 61MPa.

Os valores de tempo de falha obtidos através das curvas dos métodos nestes pontos foram então comparados ao tempo de falha medidos experimentalmente. Estes resultados podem ser vistos na tabela 4.3.

Tabela 4.3. Valores de t_f calculados pelos métodos de Penny, Larson-Miller e por ajuste polinomial para 333MPa, 196MPa e 127MPa à 500°C e 256MPa, 108MPa e 61MPa à 550°C, mostrando o erro entre o t_f calculado e o medido experimentalmente.

	t_f			Experimental
	Penny	Larson-Miller	Polinomial	
333 MPa à 500°C	1.705 h	1.766 h	1.757 h	1.443,2 h
Erro Relativo	18%	22%	22%	-
196 MPa à 500°C	25.075 h	26.172 h	26.314 h	27.468,8 h
Erro Relativo	-9%	-5%	-4%	-
127 MPa à 500°C	112.584 h	101.500 h	101.582 h	113.758,4 h
Erro Relativo	-1%	-11%	-11%	-
265 MPa à 550°C	136 h	141 h	144 h	128 h
Erro Relativo	6%	10%	13%	-
108 MPa à 550°C	8.915 h	8.646 h	8.877 h	8.604,6 h
Erro Relativo	4%	0,5%	3%	-
61 MPa à 550°C	102.004 h	101.408 h	100.738 h	107.148,5 h
Erro Relativo	-5%	-5%	-6%	-

Estes resultados mostram que os erros relativos do método de Penny é em geral menor quando comparado aos erros dos demais métodos, e isto comprova a precisão do método. Mas estas diferenças, na utilização prática, não são significativas, de forma que qualquer um dos métodos poderia ser aceito sem grandes perdas ou ganhos.

4.4. Curvas teóricas de evolução da deformação baseadas no modelo de evolução do dano

Penny propôs um procedimento para o desenvolvimento de curvas teóricas de evolução da deformação obtidas a partir do modelo de evolução do dano de Kachanov. O desenvolvimento de Penny se baseou na hipótese de que a fluência ocorre sem variação de volume e, com base nesta hipótese, obteve uma relação entre o dano $\omega(t)$ e a deformação verdadeira $e(t)$ representada pela equação (2.25).

Uma vez que as curvas de fluência experimentais do aço 1Cr-0,5Mo como recebido não estão disponíveis no NRIM foi feita então apenas a comparação entre os valores de deformação final e_f calculada através do modelo e o valor obtido experimentalmente, já que este dado encontra-se disponível no NRIM.

As curvas teóricas foram obtidas utilizando-se os coeficientes β e r , obtidos através dos ajustes mostrados nas figuras 4.20 e 4.8, e os t_f 's também calculados a partir do modelo de Penny para cada temperatura. Porém, ao realizar o cálculo para obtenção dos t_f 's verificou-se uma inconsistência física na curva teórica da evolução da deformação por fluência representada pela equação (2.25), e isto pode ser verificado através da demonstração abaixo.

Para determinação da deformação final, e_f , quando $t = t_f$ tem-se que

$$e(t_f) = \frac{-1}{1+r} \ln\left(1 - \frac{\beta t_f}{t_f}\right) \therefore$$

$$\therefore e(t_f) = \frac{-1}{1+r} \ln(1 - \beta) \quad (4.1)$$

Como $\beta = 1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f}\right)^{1+r}$ a equação (4.1) fica

$$e(t_f) = \frac{-1}{1+r} \ln \left\{ 1 - \left[1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f} \right)^{1+r} \right] \right\} \therefore$$

$$\therefore e(t_f) = \ln \left(\frac{\sigma_f(T)}{\sigma_o} \right) \quad (4.2)$$

Segundo a equação (4.2) a deformação final na fratura seria dependente apenas da tensão inicial aplicada e da tensão de fratura do material. Este comportamento não é observado na realidade. A deformação total de um componente operando sob regime de fluência é dependente de diversas variáveis que não só o carregamento externo e a temperatura; características estruturais, microestruturais e mecânicas do material e até características ambientais são determinantes na deformação final e na taxa de deformação de um componente sob fluência. E estas variáveis não estão representadas de nenhuma forma na equação (4.2). Além disso, pelo modelo, à medida que σ_o aumenta, e_f diminui (já que σ_f se mantém fixo para uma dada temperatura) e este comportamento não é observado experimentalmente.

A confirmação da inconsistência da equação (2.25) foi corroborada com os resultados obtidos da comparação entre as deformações finais (e_f) teóricas e experimentais do material novo, e também com os resultados da comparação entre as curvas de fluência teóricas e as curvas experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço.

As tabelas 4.4 e 4.5 mostram as comparações entre os valores de deformação final verdadeira e de engenharia (e_f e \mathcal{E}_f) disponíveis no NRIM para o material novo e os valores calculados a partir da equação teórica do Penny. Os erros relativos deixam claro que a equação (2.25) não representa o comportamento real da deformação em função do tempo durante a fluência.

Tabela 4.4. Comparação entre os valores de deformações finais verdadeira e de engenharia (e_f e \mathcal{E}_f) disponíveis no NRIM para o material novo e os valores calculados a partir da equação teórica do Penny para 500°C.

σ_o [MPa]	e_f experimental	\mathcal{E}_f experimental	e_f Penny	\mathcal{E}_f Penny	Erro Relativo [%]
127	0,10	0,10	1,11	2,03	-1931,01
137	0,10	0,11	1,03	1,81	-1545,25
152	0,17	0,18	0,93	1,53	-751,38
167	0,21	0,23	0,84	1,30	-467,38
196	0,17	0,18	0,00	0,00	100
235	0,14	0,15	0,49	0,64	-325,35
265	0,17	0,19	0,00	0,00	100
294	0,18	0,20	0,27	0,31	-54,64
333	0,26	0,30	0,14	0,16	48,01
373	0,32	0,38	0,03	0,03	91,58

Tabela 4.5. Comparação entre os valores de deformação final verdadeira e de engenharia (e_f e \mathcal{E}_f) disponíveis no NRIM para o material novo e os valores calculados a partir da equação teórica do Penny para 550°C.

σ_o [MPa]	e_f experimental	\mathcal{E}_f experimental	e_f Penny	\mathcal{E}_f Penny	Erro Relativo [%]
61	0,08	0,08	1,84	5,28	-6499,14
74	0,10	0,10	1,64	4,17	-4074,51
88	0,13	0,14	1,47	3,35	-2293,08
108	0,23	0,26	1,27	2,54	-878,30
137	0,25	0,28	1,03	1,79	-541,02
216	0,29	0,33	0,57	0,77	-134,76
265	0,38	0,46	0,37	0,44	3,83

As comparações entre as curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e as curvas teóricas obtidas a partir do modelo do Penny podem ser vistas nas figuras 4.21 a 4.22. Neste caso os coeficientes usados nos cálculos foram os obtidos no ajuste das curvas para o material envelhecido em serviço, ou seja, β^* , r^* e t_f^* . As curvas nas demais condições de ensaio estão apresentadas no anexo II.

167 MPa / 500°C

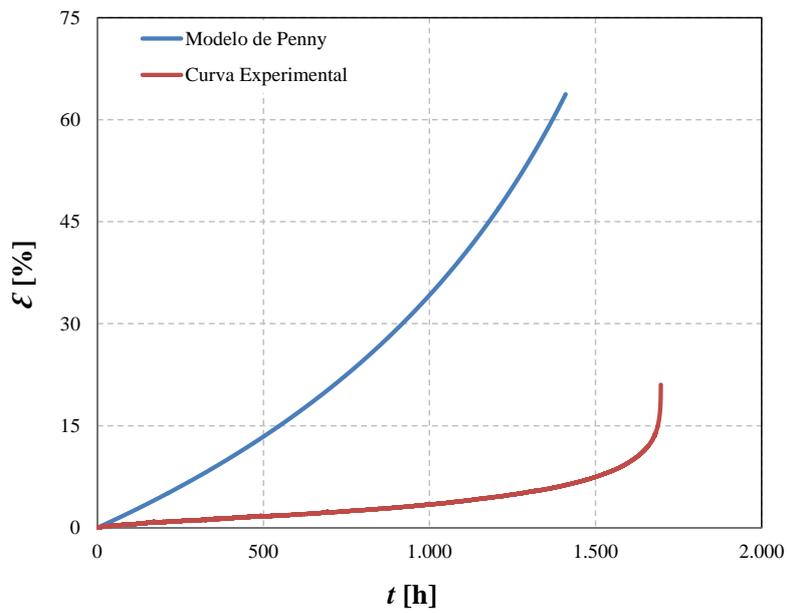


Figura 4.21. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 167MPa.

110 MPa / 550°C

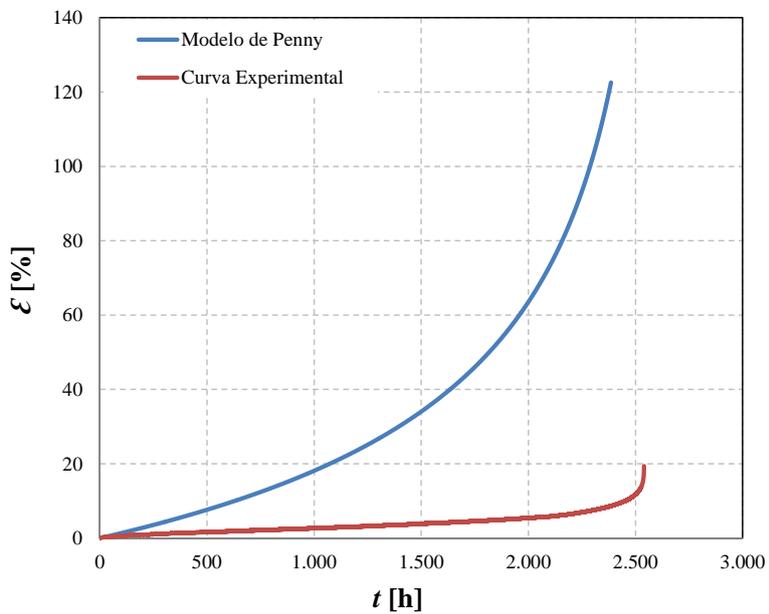


Figura 4.22. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 110MPa.

Através das figuras 4.21 e 4.22 fica visivelmente explícita a conclusão de que a equação de evolução da deformação obtida a partir do modelo de evolução do dano, apesar de desenvolvida utilizando premissas bem estabelecidas, não representa o que ocorre durante o processo real de fluência.

5. CONCLUSÕES

- Com este estudo pretendia-se verificar se havia diferença significativa nas curvas para previsão de vida residual do aço 1%Cr-0,5%Mo novo – Base de dados NRIM – e no mesmo aço envelhecido em serviço classificado no estágio de degradação E, segundo Toft e Marsden. Para isso, foi feita uma modificação no método desenvolvido por Penny [1], de forma a ser levada em consideração a degradação prévia que o material sofreu durante o tempo de serviço transcorrido. Entretanto, tais diferenças não puderam ser verificadas devido a quantidade insuficiente de dados de ensaios disponível para o material envelhecido em serviço.
- A partir dos resultados dos ensaios de fluência obtidos da base de dados do NRIM foram feitas simulações para verificação da sensibilidade da curva para previsão de vida construída a partir dos dados disponíveis. A curva construída a partir do método de Penny mostrou-se precisa para previsão de vida residual quando comparada à demais métodos como o de Larson-Miller e ao ajuste polinomial.

Porém, os resultados evidenciaram que a construção das curvas para previsão de vida utilizando o método de Penny só mostrou-se confiável utilizando dados de ensaios de fluência com tempos relativamente longos, como os disponíveis no NRIM para o material novo. Sendo assim, não foi possível obter uma curva para previsão de vida confiável para o material envelhecido em serviço, uma vez que não houve tempo hábil para realização de ensaios de ruptura por fluência muito longos para este material.

- Além disso, os resultados mostraram também que, apesar da utilização de premissas fisicamente bem estabelecidas, a expressão que relaciona a deformação e o dano desenvolvida por Penny não representa o que ocorre durante o processo de deformação por fluência. Isso porque o comportamento da deformação de uma estrutura submetida a um carregamento uniaxial constante envolve variáveis metalúrgicas importantes que não foram levadas em consideração no desenvolvimento da equação.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] PENNY, R. K., “The use of damage concepts in component life assessment”, *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 66, 263-280, 1996.
- [2] NRIM, “Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of 1Cr-0,5Mo Steel Tubes for Boilers and Heat Exchangers (STBA 22)”, National Research Institute for Metals, Japan, 1996.
- [3] LARSON, F. R. e MILLER, J., “A time-temperature relationship for rupture and creep stress”. *Transaction ASME*, vol. 74, p. 765-771, 1952.
- [4] WINCK Jr., J. C., Avaliação dos danos por fluência no superaquecedor da caldeira de CO da REFAP S/A segundo API STD 530. Tese de M.Sc, PPGEM/UFRS, Porto Alegre, RS, Brasil, 2009.
- [5] FUENTES, A. R. F. ; ALCÂNTARA, N. G. ; RODRÍGUEZ, S. H. ; IBARRA, A. L., “Effect of in Service Weld Repair on the Performance of CrMo Steel Steam Pipelines”. *Materials Research*, São Carlos, v. 9, n. 2, p. 153-158, 2006.
- [6] VISWANATHAN, R., BAKKER, W.T., “Materials for Boilers in Supercritical Power Plants” In: *Proceedings of 2000 International Joint Power Generation Conference*, pp. 122, Miami Beach, July 2000.
- [7] ABE, F.; TORSTEN-ULF, K.; VISWANATHAN, R., *Creep-resistant Steels*, 1ed, Cambridge, Woodhead Publishing, 2008.
- [8] LUNDIN, C. D., LIU, P. and CUI, Y., “A Literature review on characteristics of high temperature ferritic Cr-Mo steels and weldments”, *WRC Bulletin*, no 454, pp. 1-36, 2000.
- [9] ABE, F., *Bainitic and martensitic creep-resistant steels. Current Opinion in Solid State and Materials Science*, n. 8, pp. 305-311, 2004.
- [10] MASUYAMA, F., “History of power plants and progress in heat resistant steels”, *The Iron and Steel Institute of Japan*, v.41, n.6, pp. 612-625, 2001.

- [11] METALS HANDBOOK, "Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys", Vol. 1, 10ª edição. ASM International, 1990.
- [12] DAVIS, Joseph R., ASM Specialty Handbook Heat-Resistant Material. ASM International, 1997.
- [13] KLUEH, R. L., ALEXANDER, D. J., SOKOLOV, M. A., "Effect of chromium, tungsten, tantalum, and boron on mechanical properties of 5–9Cr–WVTaB steels", Journal of Nuclear Materials, n. 304, pp. 139-152, 2002.
- [14] FURTADO, H. C., Avaliação de Danos em Aços Ferríticos Cr-Mo Operando em Regime de Fluência. Tese de D.Sc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.
- [15] HULL, D., BACON, D. J., "Introduction to dislocations", International Series on Materials Science and Technology, v. 37, BPC Wheatons, 1984.
- [16] LE MAY, I., "Principles of mechanical metallurgy", Elsevier Science Publishing Co, 1981.
- [17] TAE-HO LEE; CHANG-SEOK OH; SEOG-HYEON RYU; JEONG-TAE KIM, Crystallography and Morphology of Carbides in a Low-Cycle Fatigued 1Cr-1Mo-0.25V Steel. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2010.
- [18] YAGI, K., "1Cr-0.5Mo Steel". In: YAGI K., MERCKLING G., KERN T.-U., IRIE H., WARLIMONT H. (eds), Creep Properties of Heat Resistant Steels and Superalloys, chapter 2.2.4, Berlin, Springer-Verlag, 2004.
- [19] SKLENCKA, V., KUCHAROVÁ, K., SVOBODA, M., KLČEK, L., BURSIK, J., KROUPA, A., "Long term creep behavior of 9-12%Cr power plant steel". CAPE 2003, Cape Town, South Africa, 2003.
- [20] TOFT, L.H, MARSDEN, R.A., "Structural processes in creep: special report no. 70", Iron & Steel Institute, pp. 238-244, London, 1961.
- [21] REED-HILL, R. E., Princípios de Metalurgia Física, Guanabara Dois S.A., 2 ed, Rio de Janeiro, RJ, 1982.

- [22] SIQUEIRA, M.H.S., Caracterização de juntas soldadas de tubos de aço 5Cr-1/2Mo novas e envelhecidas em serviço. Tese de Msc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, R.J., Brasil, 1997.
- [23] B.A. SENIOR, A Critical Review of Precipitation Behaviour in 1Cr-Mo-V Rotor Steels, *Material Science and Engineering A*, vol. 103, UK, pp. 263–71, 1988.
- [24] KROUPA, A., VÝROSTKOVÁ, A., SVOBODA, M., JANOVEC, J., “Carbide reactions and phase equilibria in low alloy Cr-Mo-V steels tempered at 773-993 K. Part II: theoretical calculations”, *Acta Materialia*, v. 46, n. 1, pp. 39-49, 1998.
- [25] BISS, V. A., WADA, J, “Microstructural Changes in 1Cr-0,5Mo Steel After 20 Years of Service”, *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, pp. 109-14, 1985.
- [26] VARIN, R. A., HAFTECK, J, “Structural Changes in a Ferritic Heat-Resistant Steel After Long-Term Service”, *Materials Science Engineering*, v. 62, pp. 129-36, 1984.
- [27] DOBRZÁNSKI, J., HERNAS, A. “Correlation between phase composition and lifetime of 1Cr-0.5Mo steels during long term service at elevated temperatures”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 53, pp. 101-108, 1995.
- [28] DIETER, G. E., *Mechanical Metallurgy SI Metric Edition*, London, McGraw-Hill Book Company, 1988.
- [29] ASHBY M. F., “A first report on deformation-mechanism maps”, *Acta Metallurgica*, 20, 887–897, 1972.
- [30] ASHBY M. F., GANDHI C., TAPLIN D. M. R., “Fracture-mechanism maps and their Construction for FCC Metals and Alloys”, *Acta Metallurgica*, 27, 699–729, 1979.
- [31] MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K, *Mechanical Behavior of Materials*, 2ed, New York, Cambridge Uni-versity Press, 2009.

- [32] HOLLOMON, J. H., JAFFE, L. D., “Time-Temperature relations in tempering steels”. *Transaction ASIE*, v. 162, pp. 223, 1943.
- [33] VISWANATHAN, R. “Strength and Ductility of 2,25Cr-1Mo Steels in Creep”, *Met. Tech.*, pp 284-293, 1974.
- [34] MANSON, S. S., HAFERD, A. M., A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress-rupture data. NASA, TN 2890, 1953.
- [35] PENNY, R. K., MARRIOTT, D. L., *Design for Creep*. Chapman & Hall, 2^o ed, London, 1995.
- [36] KACHANOV, L. M., “Introduction to Cotinuum Damage Mechanics”. Martinus Nijhoff Publ., Dordrecht, 1986.
- [37] PENNY, R. K. , “Practical Methods for Creep Assessments: Data Extrapolation and Crack Propagation”. *Failures, Umhlanga Rocks*, pp. 119-134, 2002.
- [38] PONTER, A. R. S., LECKIE F. A., “Energy theorems for bodies which creep in the plastic range”, *Leicester Univ. Rep.* 68-11, Oct., 1968.
- [39] RABOTNOV, Y. N., “Creep Problems in Structural Members”, North Holland Publ. Co., London, 1995.
- [40] Site www.keytometals.com, acessado em dezembro de 2014.
- [41] DIN 50125:2009-07 – “Testing of metallic materials – Tensile test pieces”. DIN, Berlin, Germany, July, 2009.
- [42] ASTM E21-05 – “Standard Test Methods for Elevated Temperature ension Tests of Metallic Materials”. ASTM, USA, 2005.
- [43] ASTM E92-82 (2003)^{ε2} – “Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials”. ASTM, USA, 2006.

ANEXO I

Curvas de fluência do material envelhecido em serviço

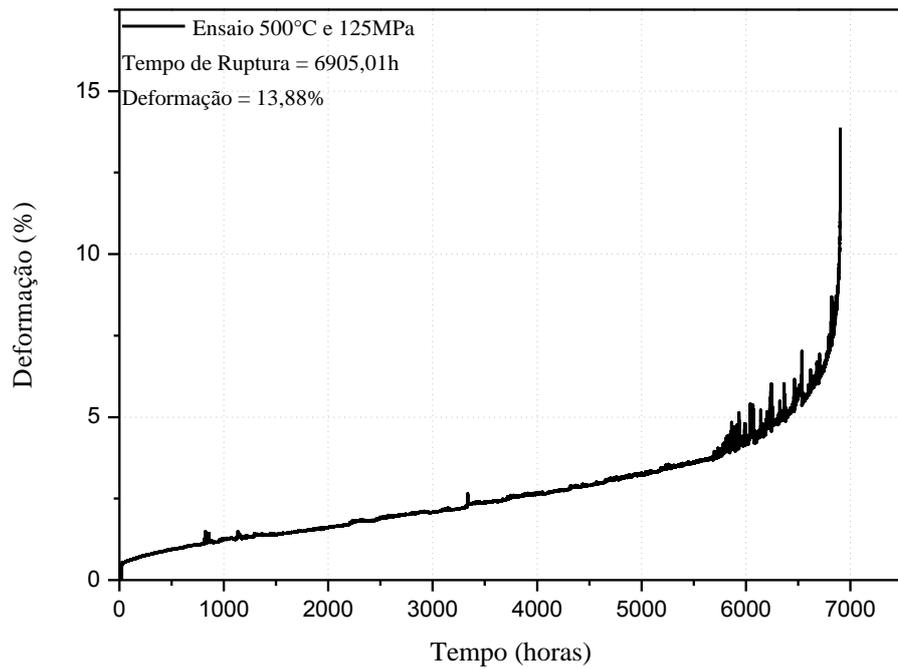


Figura 1. Curva de fluência do ensaio F_{500,125}.

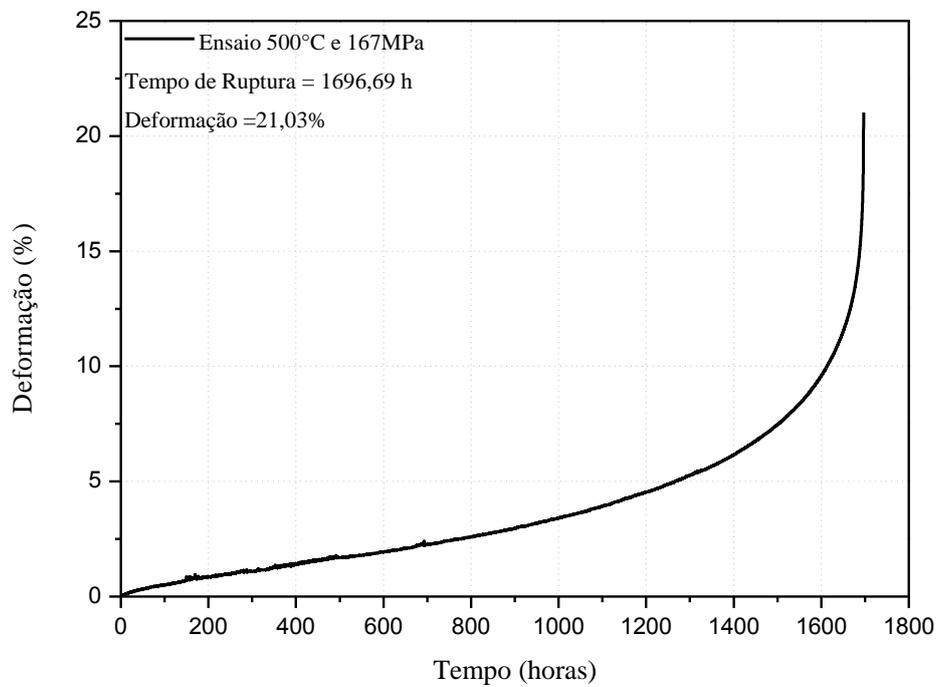


Figura 2. Curva de fluência do ensaio F_{500,167}.

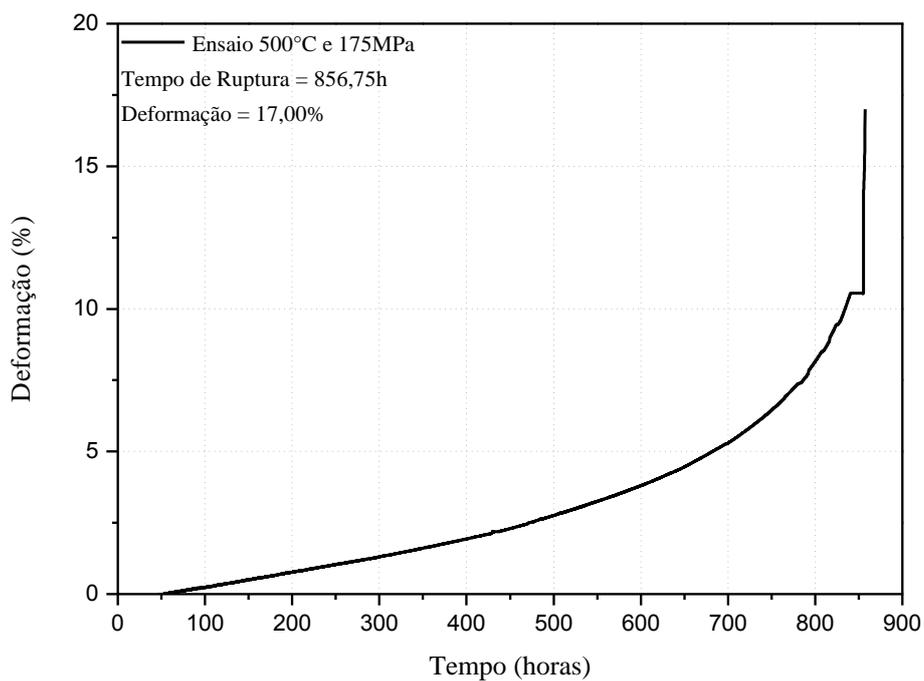


Figura 3. Curva de fluência do ensaio F_{500,175}.

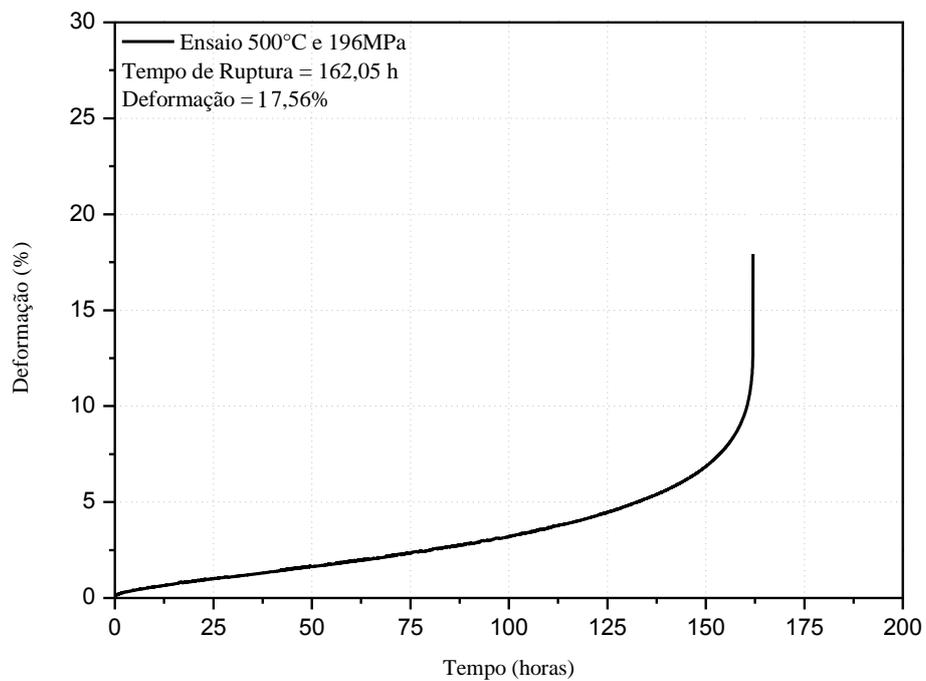


Figura 4. Curva de fluência do ensaio F_{500,196}.

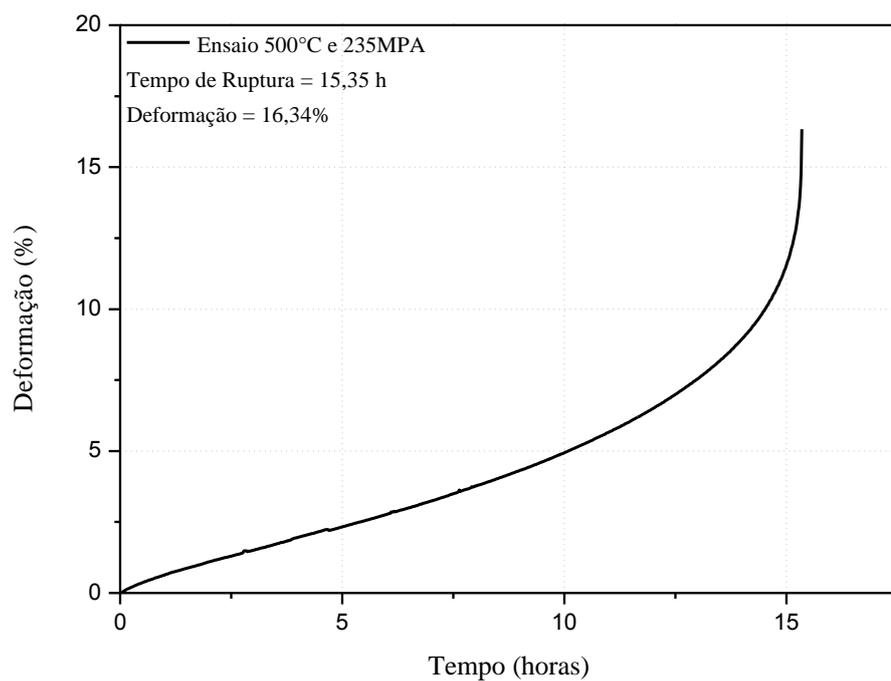


Figura 5. Curva de fluência do ensaio $F_{500,235}$.

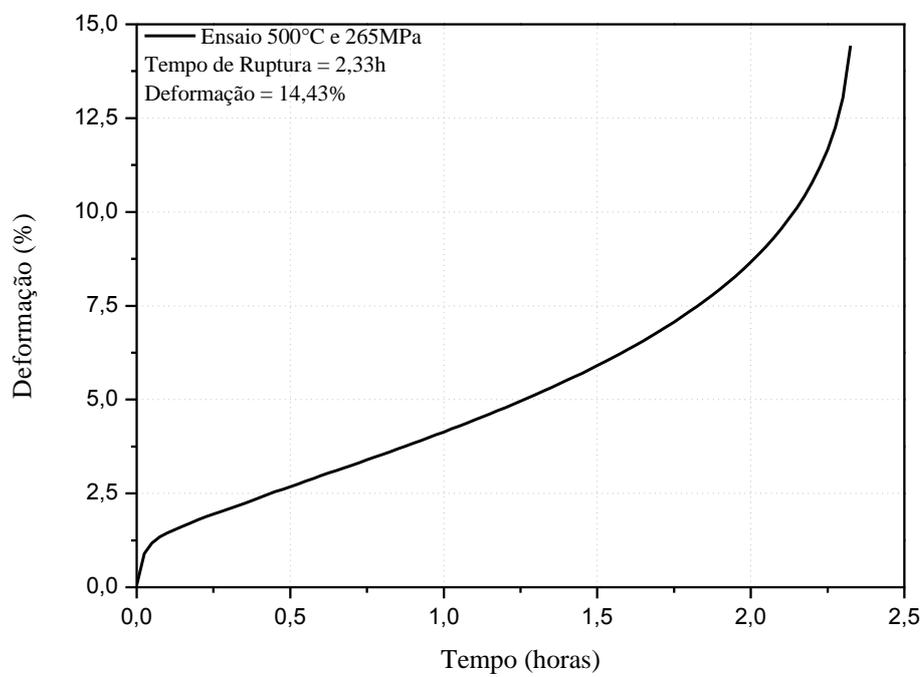


Figura 6. Curva de fluência do ensaio $F_{500,265}$.

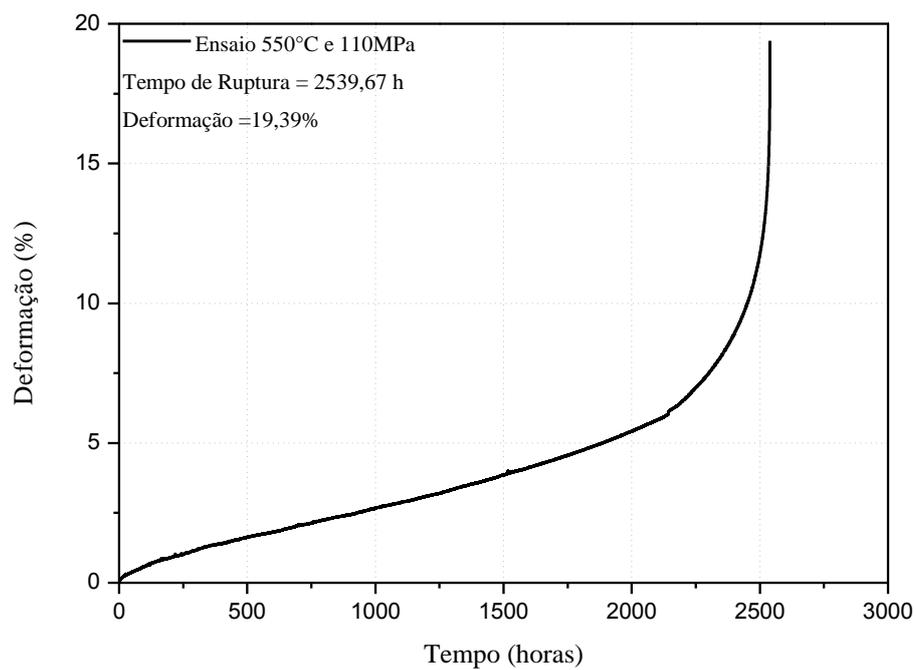


Figura 7. Curva de fluência do ensaio F_{550,110}.

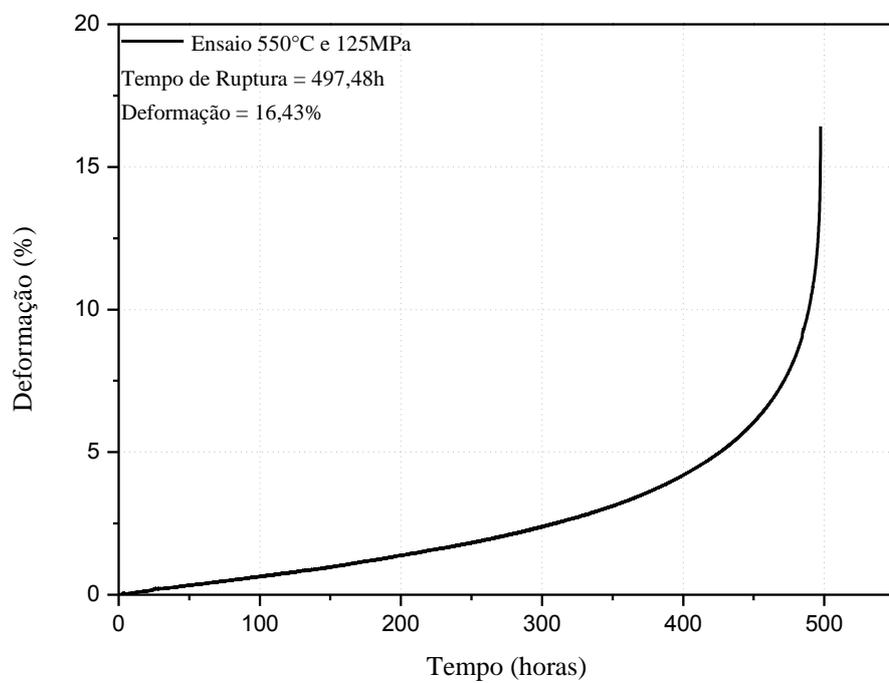


Figura 8. Curva de fluência do ensaio F_{550,125}.

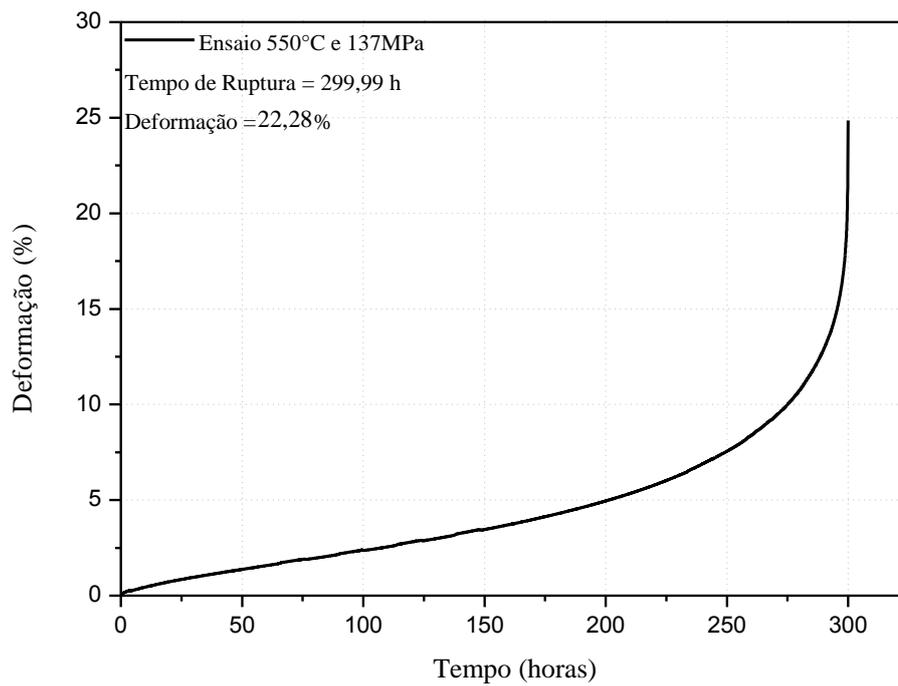


Figura 9. Curva de fluência do ensaio F_{550,137}.

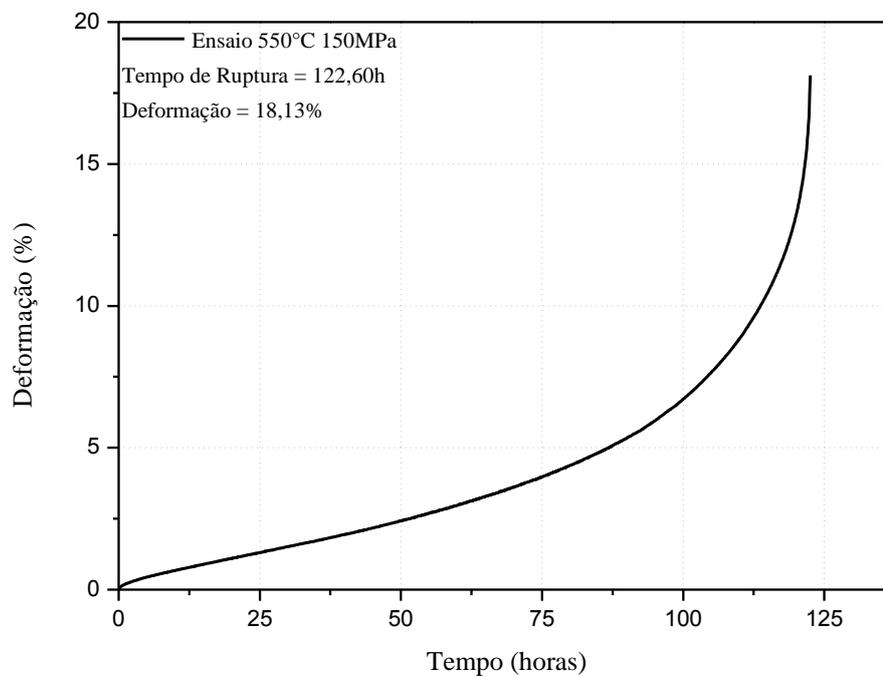


Figura 10. Curva de fluência do ensaio F_{550,150}.

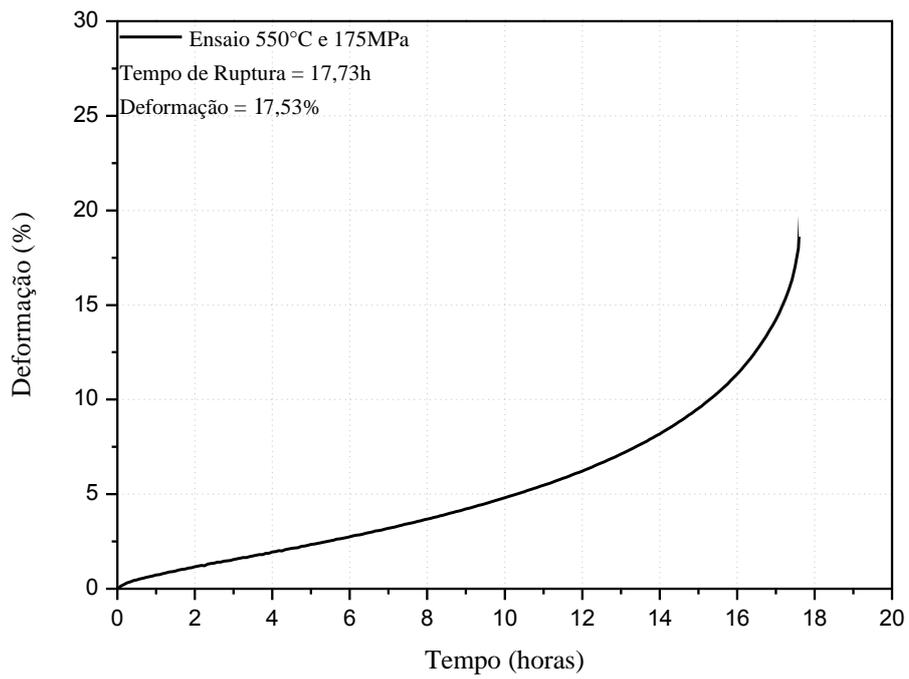


Figura 11. Curva de fluência do ensaio F_{550,175}.

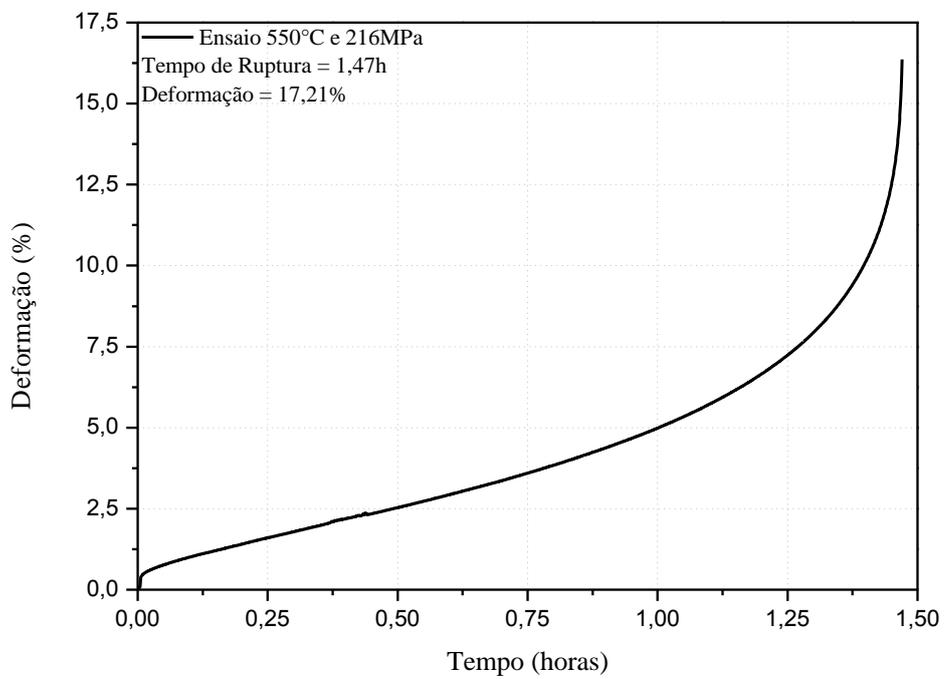


Figura 12. Curva de fluência do ensaio F_{550,216}.

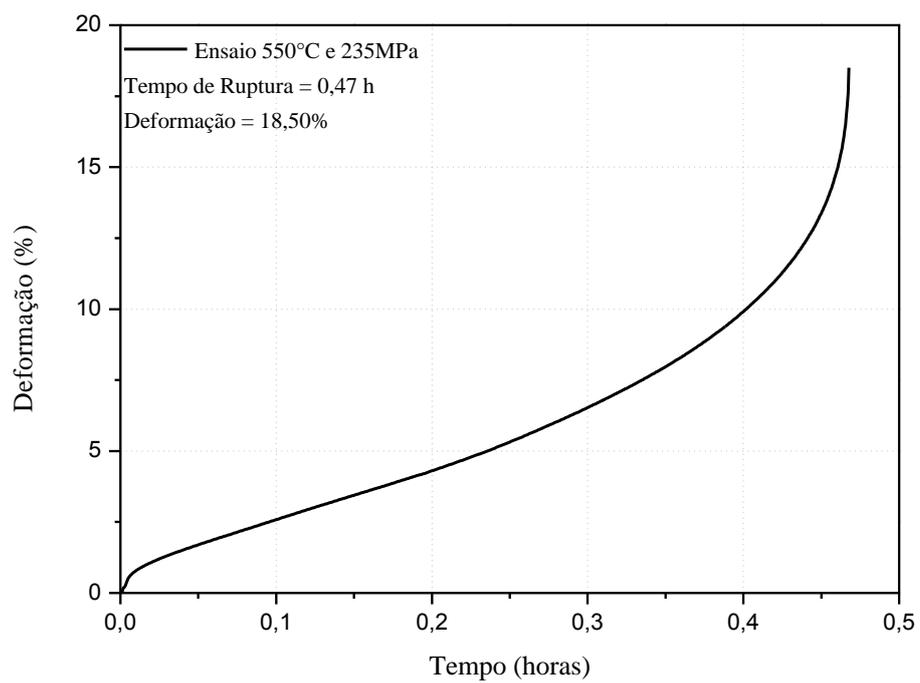


Figura 13. Curva de fluência do ensaio F_{550,235}.

ANEXO II

**Comparações entre as curvas de fluência experimentais
obtidas através dos ensaios no material envelhecido em
serviço**

e as curvas teóricas obtidas a partir do modelo do Penny

125 MPa / 500°C

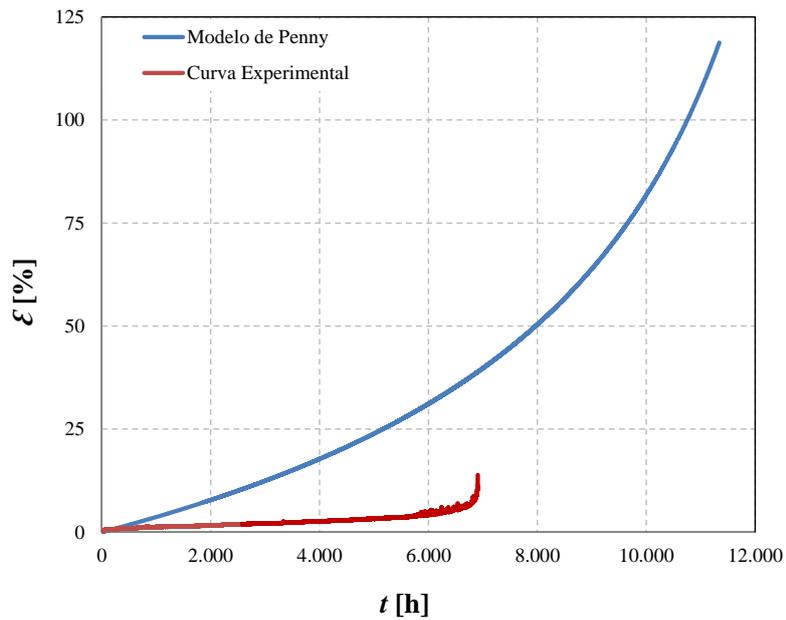


Figura 14. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 125MPa.

175 MPa / 500°C

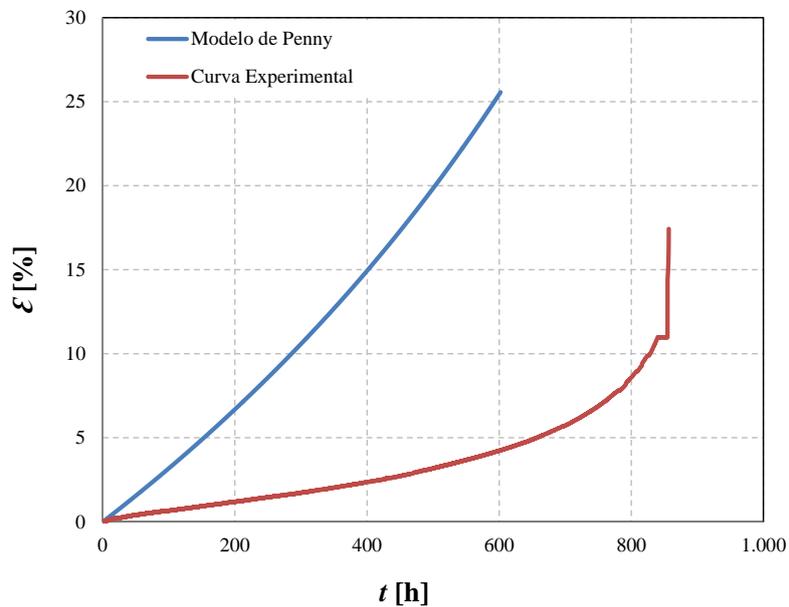


Figura 15. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 175MPa.

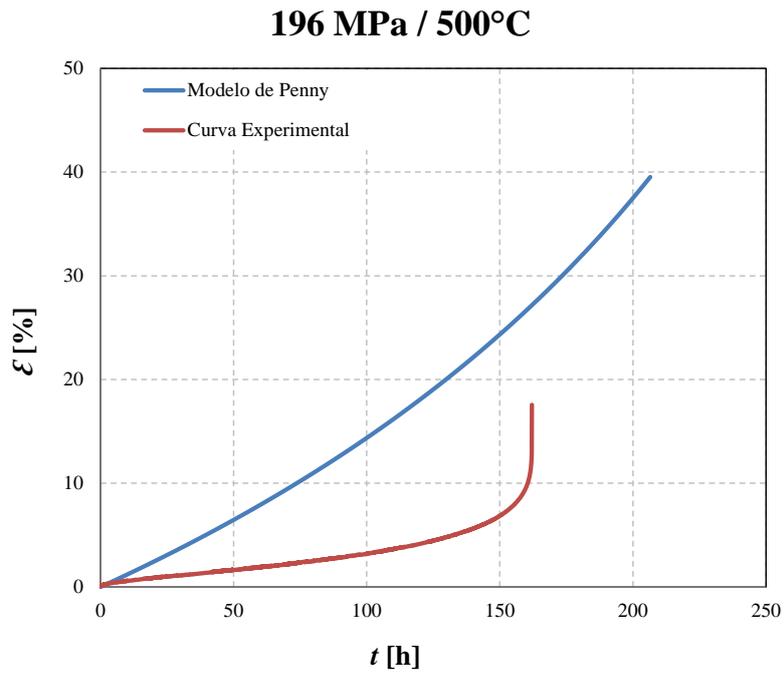


Figura 16. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 196MPa.

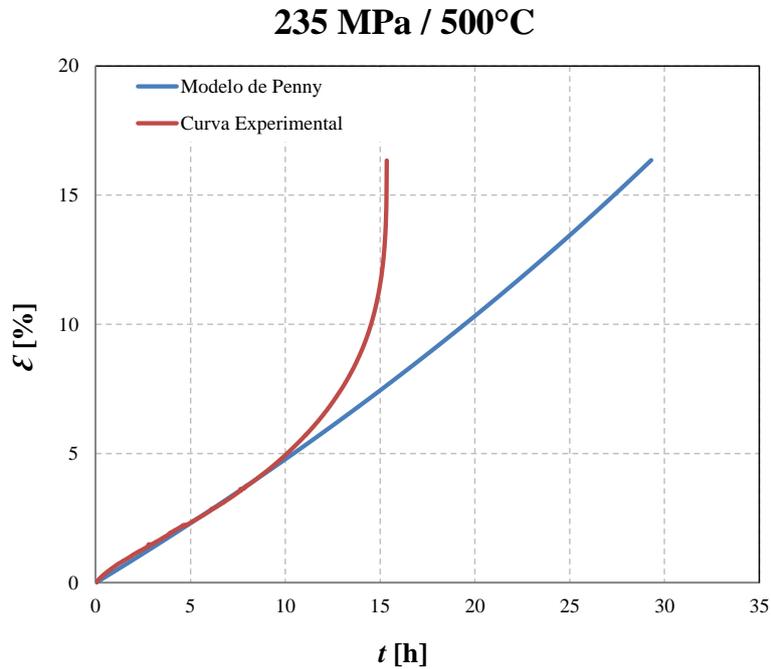


Figura 17. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 235MPa.

265 MPa / 500°C

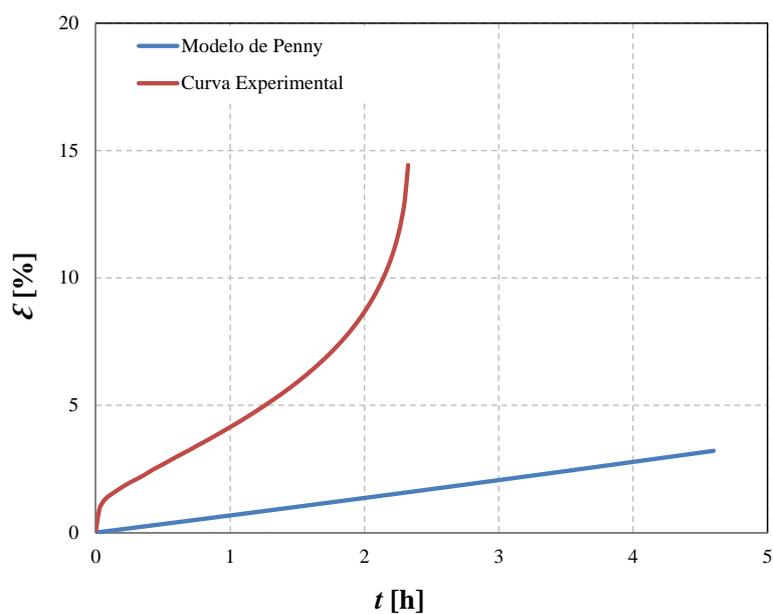


Figura 18. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 500°C e 265MPa.

125 MPa / 550°C

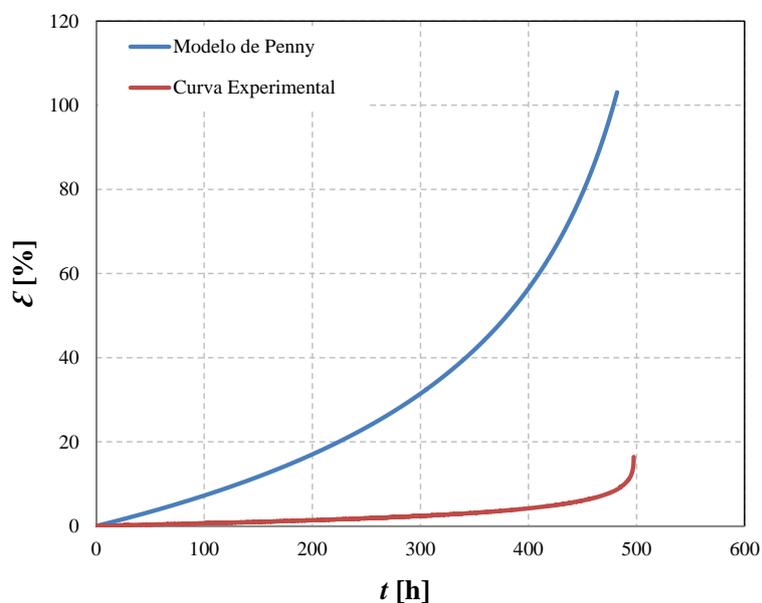


Figura 19. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 125MPa.

137 MPa / 550°C

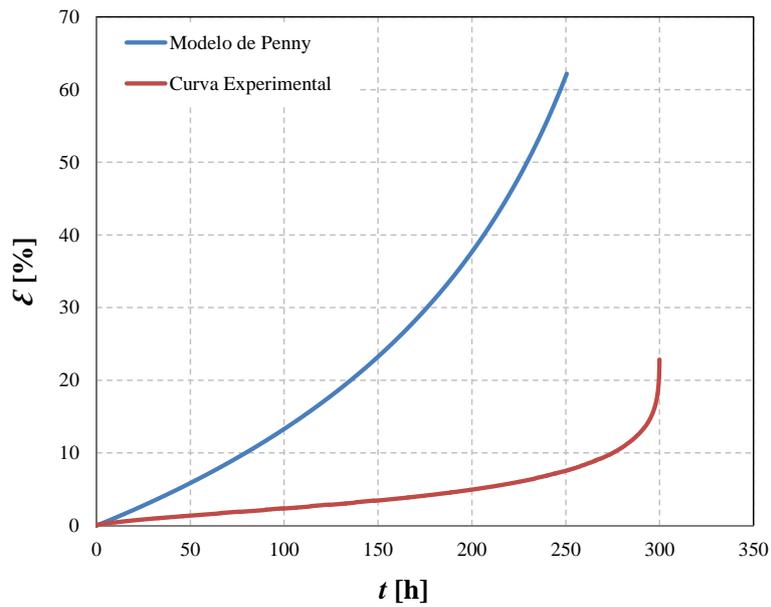


Figura 20. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 137MPa.

150 MPa / 550°C

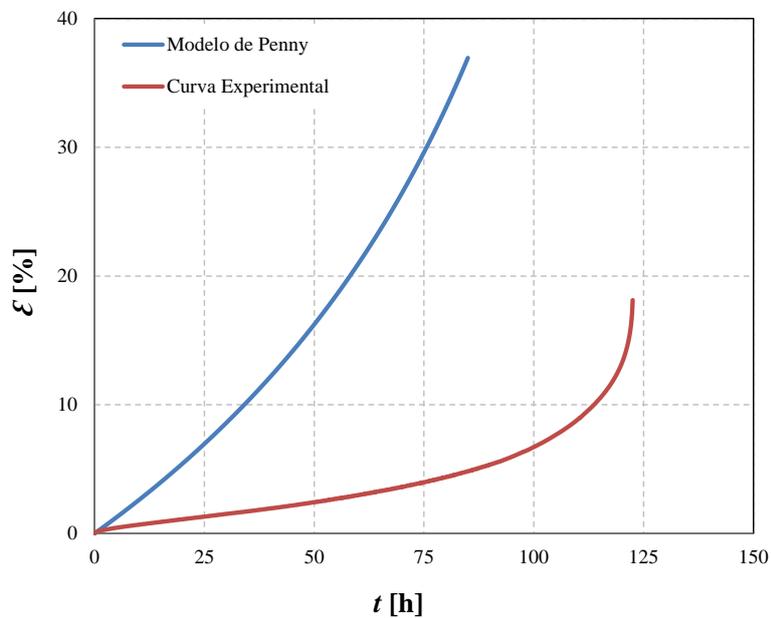


Figura 21. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 150MPa.

175 MPa / 550°C

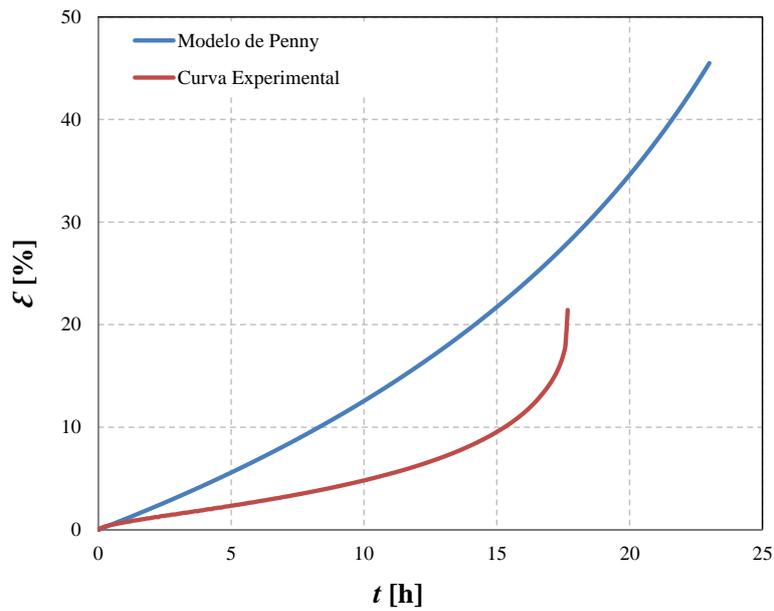


Figura 22. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 175MPa.

216 MPa / 550°C

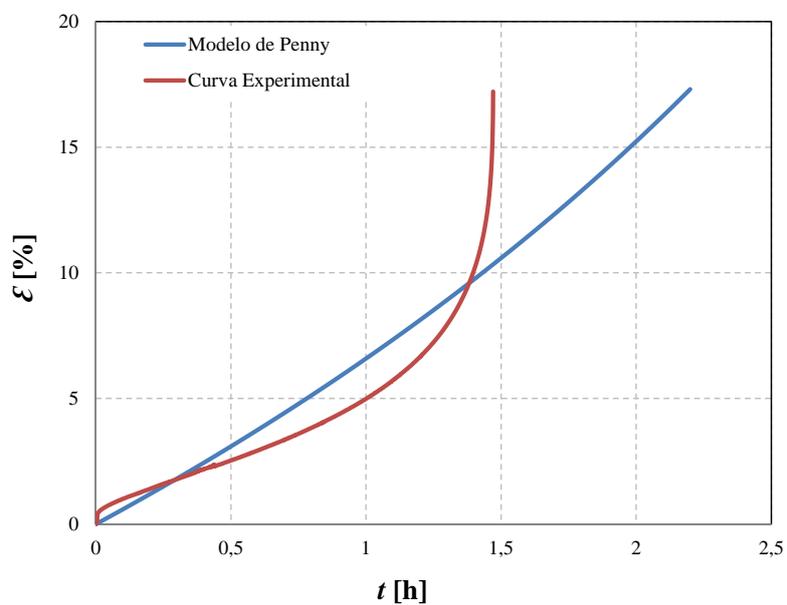


Figura 23. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 216MPa.

235 MPa / 550°C

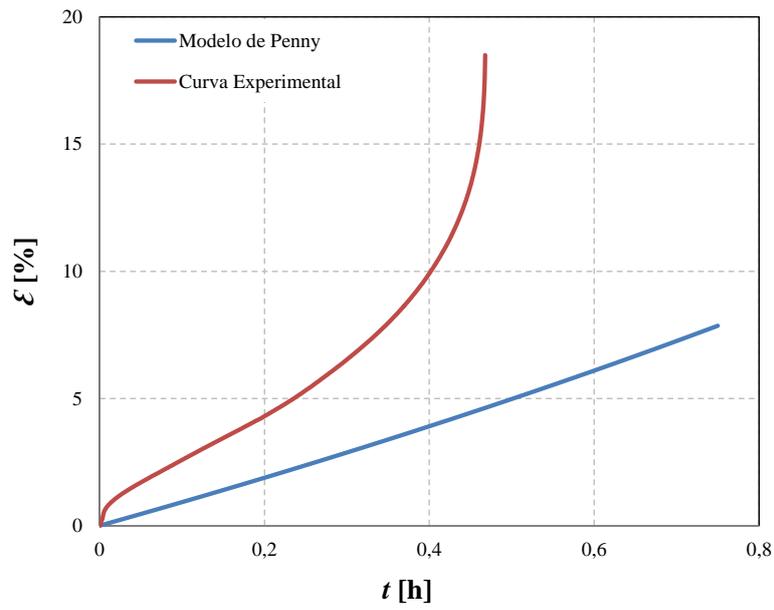


Figura 24. Comparação entre curvas de fluência experimentais obtidas através dos ensaios no material envelhecido em serviço e curvas teóricas do Penny para 550°C e 235MPa.