**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS**

DANILO BORGES VILLARINO DE CASTRO

**Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ASTM A-297 Gr HP
Modificado com Nióbio em Altas Temperaturas**

São Carlos/SP
2012

DANILO BORGES VILLARINO DE CASTRO

**Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ASTM A-297 Gr HP
Modificado com Nióbio em Altas Temperaturas**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM) da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP) para a obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Comportamento mecânico de materiais metálicos em elevadas temperaturas.

Orientador: Prof. Dr. Tit. Waldek
Wladimir Bose Filho

Versão Corrigida
Original na unidade

São Carlos/SP
2012

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca – EESC/USP

S211d	<p>Castro, Danilo Borges Villarino de Estudo do comportamento em fadiga do aço ASTM A-297 Gr HP modificado com nióbio em altas temperaturas. / Danilo Borges Villarino de Castro ; orientador Waldek Wladimir Bose Filho. -- São Carlos, 2012.</p> <p>Tese (Doutorado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Comportamento Mecânico de Materiais Metálicos em Elevadas Temperaturas)-- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2012.</p> <p>1. Aço ASTM A-297. 2. Envelhecimento. 3. Fadiga. 4. Alta temperatura. 5. Nióbio. 6. Comportamento mecânico. I. Título.</p>
-------	---

Este exemplar foi revisado e alterado em relação ao original seguindo as orientações da comissão julgadora, sob a exclusiva responsabilidade do autor.

Este trabalho é dedicado a Deus e às memórias das vovós Patrocínia de Paiva Pinheiro e Dejanira Menezes de Castro, da sobrinha Maria Vitória Santana Villarino e do vovô Benito Dó Rio Villarino e Geraldo Pereira de Castro.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Waldek Wladimir Bose Filho (EESC/USP), pela atenção e apoio durante o processo de definição e orientação.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli (EESC/USP), que nos anos de convivência, muito me ensinou em sua co-orientação, contribuindo para meu crescimento científico e intelectual.

Ao Prof. Dr. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert (EESC/USP), co-orientador, que muito me ajudou na realização dos ensaios experimentais e, até mesmo, em publicações de artigos para anais de congressos e periódicos da área.

Ao Prof. Mauricio Angeloni (FATEC/Sertãozinho), pela imensa ajuda prestada na parte de modelagem computacional desta Tese de Doutorado. Suas sugestões e análises foram imprescindíveis para o sucesso deste projeto.

Ao Mestre Paulo Afonso Franzon Manoel (FEIS/UNESP), pela excelente contribuição no tratamento dos dados de ensaios de impacto Charpy. A rotina computacional desenvolvida por ele foi de excelente valia para a obtenção de preciosos dados neste projeto.

À Escola de Engenharia de São Carlos (EESC) da Universidade de São Paulo, pela oportunidade de realização do curso de doutorado.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pela concessão da bolsa de doutorado e pelo apoio financeiro para a realização desta pesquisa.

A todos os funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura da EESC/USP, por colocar à disposição a área experimental e os laboratórios necessários para esta pesquisa.

Ao meus pais, irmãos e esposa, por todo o apoio que têm me dado e pela compreensão nos momentos em que estive ausente devido aos compromissos do Doutorado.

Aos amigos do dia a dia e aos colegas de trabalho, que me acompanharam durante toda essa caminhada do processo de doutoramento, sempre com um conselho apreciável ou apenas cedendo um pouco de atenção para escutar meus murmúrios e lamentações em determinados momentos difíceis desse processo.

Por fim, agradeço a Deus, pois tenho fé em sua existência e acredito no livre arbítrio concedido por ele a todos nós.

Contexto é a chave da compreensão.

David Koch

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo estudar o comportamento mecânico em elevadas temperaturas do aço ASTM A-297 Gr HP modificado ao nióbio. Este tipo de aço é utilizado em suportes de tubos que permanecem longos períodos de tempo expostos em temperaturas de operação próximas a 900°C. Nesta pesquisa, foram estudadas a microestrutura, a resistência mecânica, a tenacidade ao impacto e a resistência à fadiga, considerando o efeito da temperatura de ensaio. Para a avaliação do efeito da temperatura e tempo de permanência na microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas, foram realizados ensaios de dureza, tração e impacto para cada uma das condições apresentadas. Todas as condições do material envelhecido apresentaram a presença de precipitados nos contornos interdendríticos e precipitados secundários no seio da matriz austenítica, fazendo com que o material elevasse seus parâmetros de resistência mecânica, quando comparado com a condição de como-recebido (CR). Após esta etapa, foi estudado o comportamento mecânico em temperaturas elevadas, apenas para as condições CR e T1000 (envelhecido a 927°C durante 1000 horas). Ensaios mecânicos de tração, impacto e fadiga (ϵ -N e da/dN - ΔK) foram realizados nas seguintes temperaturas: 25°C, 871°C, 899°C, 927°C, 954°C e 982°C. Para a avaliação dos ensaios de impacto, utilizaram-se corpos de prova Charpy do tipo convencional (presença do entalhe) e pré-trincados (entalhe mais pré-trinca). Em todas as temperaturas de ensaio de tração, observou-se que a condição T1000 resultou em aumento do valor dos parâmetros de resistência mecânica e diminuição da sua ductilidade, em relação à condição CR. Em ensaios nas temperaturas elevadas, observou-se que a precipitação de carbeto secundários na matriz austenítica da condição T1000 é capaz de evitar uma queda acentuada dos parâmetros de resistência mecânica, quando comparada com a condição CR. As duas condições (CR e T1000) mostraram-se sensíveis à presença de um concentrador de tensão (entalhe mais pré-trinca), quando submetidas a ensaios de impacto. Os resultados de tração e impacto corroboram as evidências fractográficas encontradas para cada condição, indicando que há uma maior parcela de fratura dúctil nas amostras ensaiadas em temperaturas elevadas do que na temperatura ambiente. Em relação ao comportamento em fadiga do material, observou-se que a vida em fadiga do material ensaiado em 25°C foi muito maior do que a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo. Este fato pode ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento e devido ao efeito da oxidação superficial das bandas de deslizamento permanentes. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga mostraram que a taxa da/dN foi maior na temperatura de 927°C do que em 25°C, devido ao fato da maior ductilidade que

o material apresenta em elevadas temperaturas, associado aos efeitos de oxidação e de fluência. Alguns resultados de fadiga de baixo ciclo foram confrontados com modelos teóricos de plasticidade. As curvas teóricas foram capazes de simular relativamente bem os resultados experimentais.

Palavras-chave: aço ASTM A-297. Envelhecimento. Fadiga. Alta temperatura. Nióbio. Fluência.

ABSTRACT

This work aims to study the mechanical behavior at high temperatures of ASTM A-297 Gr HP steel changed with niobium. This type of steel is used for pipe supports that remain exposed long periods of time at operating temperatures near 900°C. In this study, was studied the microstructural composition, the mechanical strength, impact toughness and fatigue resistance, considering the effect of temperature test. To evaluate the effect of temperature and residence time in the microstructure and hence the mechanical properties were performed hardness, tensile and impact test for each of the conditions presented. All conditions of the aged material showed the presence of precipitates in the interdendritic boundaries and secondary precipitates within the austenitic matrix, causing the material to elevate its mechanical strength, compared to CR condition. After this step was studied the mechanical properties at elevated temperatures only for the conditions CR and T1000 (aged at 927 °C for 1000 hours). Tensile, impact and fatigue tests (ϵ -N and da/dN - ΔK), were performed at the following temperatures: 25°C, 871°C, 899°C, 927°C, 954°C and 982°C. To evaluate the impact tests, were used Charpy specimens of the conventional type (presence of the notch) and pre-cracked (pre crack more notch). In all test temperatures of traction, it was observed that the T1000 condition resulted in an increase of the value of mechanical strength and reduction of its ductility, compared to CR conditions. In tests at elevated temperatures, it was observed that the precipitation of carbides in the austenitic matrix of the secondary condition T1000 is able to avoid a sharp decline in mechanical strength compared with the proviso CR. The two conditions (CR and T1000) were sensitive to the presence of a stress raiser (notch further pre-crack) when subjected to impact tests. The results of tensile and impact fractographies corroborate the evidence found for each condition, indicating a greater share of ductile fracture in testing samples at elevated temperatures than at room temperature. Regarding the fatigue behavior of the material, it was found that the fatigue life of the material tested at 25°C was much greater than 927°C, especially in the region of high cycle fatigue. This fact can be attributed to two factors dependent on the time: premature nucleation due to a significant reduction in yield strength and due to the effect of surface oxidation of permanent slip bands. The tests of crack propagation by fatigue showed that the rate da/dN was greater at a temperature of 927°C than at 25°C, because of higher ductility that the material exhibits at high temperatures associated with the effects of oxidation and creep.

Keywords: ASTM A297. Aging. Fatigue. High temperature. Niobium. Creep.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Micrografia ótica de uma amostra de aço HP-Nb.	22
Figura 2.2 - Micrografia ótica de uma amostra de aço HP-Nb após envelhecimento.	22
Figura 2.3 - Tensões admissíveis em códigos de projeto (ASME VIII e BS 5500) em função da temperatura de trabalho para aços tipicamente aplicados em temperaturas elevadas.	25
Figura 2.4 - (a) Representação esquemática dos estágios de deformação por fluência em função do tempo, para carga constante. (b) Variações na taxa de fluência.	26
Figura 2.5 - Dados de fluência para uma variedade de aços ferríticos ensaiados a 600°C com tensão de 108 MPa: (a) curvas de fluência e (b) variações correspondentes na taxa de fluência.	27
Figura 2.6 - Mapa de deformação esquemática como função da tensão homóloga e temperatura homóloga.	28
Figura 2.7 - A força de escalagem sobre uma discordância. τ é a tensão de cisalhamento sobre um plano de deslizamento e b é a magnitude do vetor de Burgers da discordância.	28
Figura 2.8 - Fluência pelo mecanismo difusional.	29
Figura 2.9 - Tabela periódica apresentando as posições dos elementos para a formação de carbetos.	30
Figura 2.10 - Região crítica de alta deformação em um entalhe e modelamento de um espécime de tração sem entalhe.	32
Figura 2.11 - Ciclo de histerese de uma liga Ti-13V-11Cr-3Al que apresenta o método empregado para determinar as parcelas elástica e plástica da deformação cíclica. Ensaio realizado na temperatura ambiente com controle de deformação de 0,028%.	33
Figura 2.12 - Representação esquemática do Efeito Bauschinger.	34
Figura 2.13 - Endurecimento cíclico: (a) amplitude de deformação constante, (b) resposta da tensão (aumento do nível de tensão aplicado) e (c) histereses.	35
Figura 2.14 - Amolecimento cíclico: (a) amplitude de deformação constante, (b) resposta da tensão (decréscimo do nível de tensão aplicado) e (c) histereses.	35
Figura 2.15 - Representação esquemática de uma curva deformação-vida.	38
Figura 2.16 - Vida em serviço estendida de um componente trincado.	40
Figura 2.17 - Tamanho da trinca em função do número de ciclos para diferentes valores de tensão máxima.	40
Figura 2.18 - Curva representativa de um ensaio de crescimento de trinca por fadiga.	41
Figura 2.19 - Mecanismo de formação de estrias.	42
Figura 2.20 - Exemplo de formação de estrias sobre uma superfície de fratura por fadiga da liga de Al 7475-T7351.	42
Figura 2.21 - Dados de crescimento de trinca por fadiga para alguns aços.	44

Figura 2.22 - Comparação de dados de crescimento de trinca por fadiga para alguns materiais.	45
Figura 2.23 - (a) Efeitos de modos de falha em fadiga de um aço inoxidável do tipo 304 ensaiado em ar. (b) Quatro tipos de ondas de deformação e tensão adotados em ensaios de fadiga em temperaturas elevadas para verificar os efeitos da frequência, formas de ondas de tensão e deformação no modo de falha e na vida em fadiga.	46
Figura 2.24 - Vida em fadiga de uma liga Ti-Al fundida (Ti-34%Al) em função da temperatura de ensaio.	48
Figura 2.25 - Dependência da frequência sobre o comportamento de crescimento de trinca de uma liga A286 ensaiada a 593°C em vácuo e no ar.	49
Figura 2.26 - Resultados de ensaios de crescimento de trinca por fadiga de um aço inoxidável tipo 304 para os quatro tipos de formas de onda. Dependência da forma de onda de tensão em função da taxa de crescimento de trinca.	50
Figura 2.27 - Relaxamento na carga, que pode ocorrer no máximo deslocamento durante um carregamento de amplitude de deslocamento constante.	51
Figura 2.28 - Crescimento de trinca e relaxamento na carga, de um aço baixa liga 0,5%CrMoV fragilizado, ocorrido durante carregamento de amplitude de deslocamento constante a 0,001 Hz e 565°C.	52
Figura 2.29 - Crescimento de trinca e relaxamento na carga, de um aço baixa liga 2,25%CrMo dúctil, ocorrido durante carregamento de amplitude de deslocamento constante a 0,001 Hz e 538°C.	52
Figura 2.30 - Crescimento de trinca e relaxamento de carga de um aço austenítico tipo 304H envelhecido (ciclagem com amplitude de deslocamento constante a 760°C).	53
Figura 2.31 - Diagrama carga <i>versus</i> deslocamento para um ciclo de amplitude de deslocamento constante envolvendo tração e compressão.	54
Figura 2.32 - Curva de crescimento da trinca em relação à frequência de ensaios de amplitude de deslocamento constante, no aço inoxidável 347 envelhecido e ensaiado a 650°C.	55
Figura 2.33 - Dependência do crescimento de trinca em relação à frequência de ensaios de amplitude de deslocamento constante, no aço inoxidável 316 ensaiado a 600°C.	55
Figura 2.34 - Curvas da $dN \times \Delta K$ a 770°C em uma liga à base de níquel AP1, em função da frequência a: (a) $R = 0,1$ e (b) $R = 0,7$.	56
Figura 2.35 - Micrografias mostrando (a) fratura intergranular entre região de fadiga transgranular, obtida de um ensaio em aço inoxidável 316L, com tempo de permanência (<i>dwell</i>) de 8 horas ; (b) estrias sobre contornos de grãos em um ensaio com tempo de permanência (<i>dwell</i>) de 30 minutos. O sentido do crescimento da trinca é apresentado da esquerda para a direita.	57
Figura 2.36 - Curva tensão-deformação de engenharia.	58

Figura 2.37 - Força em função do deslocamento durante um ensaio de impacto Charpy instrumentado.	58
Figura 2.38 - Curva $F \times d$ durante um ensaio de impacto Charpy instrumentado.	60
Figura 2.39 - Resposta $F \times t$ para um aço de média resistência mecânica.	60
Figura 2.40 - Variação de K_{IR} em função da temperatura.	63
Figura 2.41 - Curvas de carregamento obtidas no ensaio de impacto Charpy, onde são mostradas as curvas de um mesmo corpo de prova CR ensaiado a 871°C . A linha rosa refere-se à curva original (contendo as oscilações naturais do processo de impacto) e a linha azul refere-se à curva filtrada (segundo o Método da Média Móvel em rotina Matlab).	64
Figura 2.42 - Método da taxa de variação da flexibilidade elástica do corpo de prova para determinação do ponto real de início de fratura, adaptado de Kobayashi <i>et al.</i>	65
Figura 2.43 - Superfícies de fluxo equipotenciais - casos limites de plasticidade independente do tempo.	68
Figura 2.44 - Exemplos de algumas leis particulares de fluxo para um aço 1Cr1/2Mo1/4V.	69
Figura 2.45 - Endurecimento isotrópico: representação no espaço tensão e na tensão-compressão.	70
Figura 2.46 - Representação esquemática da curva tensão e interpretação pelo endurecimento isotrópico.	70
Figura 2.47 - Exemplo de endurecimento cinemático do aço 2,25Cr1Mo	71
Figura 2.48 - Determinação de k no modelo de endurecimento cinemático (a) não-linear e (b) linear	72
Figura 2.49 - Modelo de endurecimento cinemático não-linear: (a) tridimensional e (b) tração-compressão.	72
Figura 2.50 - (a) Extensão da trinca de um comprimento de trinca inicial $a_0 = 10$ mm, predito pelo modelo de Pommier e Risbet, para um ensaio de fadiga de amplitude constante de $S_{\max} = 200$ MPa e diversos valores de razão de carga. (b) Mesmos resultados: da/dN versus ΔK .	75
Figura 2.51 - Comparativo da evolução do nível de abertura da trinca: modelo de Pommier e Risbet <i>versus</i> equações empíricas de Newman.	76
Figura 3.1 - (a) Vista ortográfica e (b) perspectiva do corpo-de-prova de tração. Medidas em mm.	80
Figura 3.2 - Detalhe da região de acoplamento do corpo de prova na garra hidráulica para ensaios de tração em temperaturas elevadas.	81
Figura 3.3 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova Charpy. Medidas em mm.	82
Figura 3.4 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, de acordo com a norma ASTM E606-04. Dimensões em mm.	83
Figura 3.5 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, de acordo com a norma ASTM E647-00. Dimensões em mm.	85

Figura 3.6 - Fluxograma dos procedimentos experimentais realizados neste trabalho.	87
Figura 4.1 - Fotomicrografias obtidas a partir das amostras nas condições: (a) CR, (b) T10, (c) T30, (d) T100 (e) T300 e (f) T1000. Ataque químico com o reagente Behara. Aumento de 200x.	89
Figura 4.2 - Fotomicrografias de uma amostra T10, realizada por microscopia eletrônica de varredura no intuito de se identificar as fases presentes e a morfologia dos carbeto primários. O retângulo e as setas apontam regiões em que foram realizadas análises via EDX.	91
Figura 4.3 - Espectro e composição química da região do retângulo da Figura 4.2(a).	91
Figura 4.4 - Espectro e composição química da região seta amarela da Figura 4.2(a).	91
Figura 4.5 - Espectro e composição química da região da seta laranja da Figura 4.2(a).	92
Figura 4.6 - Espectro e composição química da região da seta preta da Figura 4.2(b).	92
Figura 4.7 - Espectro e composição química da região da seta vermelha da Figura 4.2(b).	92
Figura 4.8 - Fotomicrografia (obtida via MEV-EDX) de uma amostra do material na condição T30 (aumento de 3000x).	93
Figura 4.9 - Propriedades mecânicas do material nas condições estudadas. Ensaios realizados na temperatura de 25°C. Os valores de energia absorvida por impacto foram mensurados em kJ/m ² .	94
Figura 4.10 - Curvas de tração em função da temperatura de ensaio para as condições: (a) CR, (b) T1000 e (c) evidência do DSA na condição T1000 (ampliação das curvas).	96
Figura 4.11 - Parâmetros obtidos nos ensaios de tração em função da temperatura de ensaio para as condições: (a) CR e (b) T1000.	97
Figura 4.12 - Energia total absorvida por impacto (kJ/m ²), das condições estudadas, em função da temperatura de ensaio.	98
Figura 4.13 - Comportamento da força <i>versus</i> distância, obtido de ensaios de impacto Charpy de espécimes da condição CR ensaiados a 927°C: (a) convencional e (b) pré-trincado.	99
Figura 4.14 - Resultados de tenacidade J_{id} e K_{id} para as diversas temperaturas de ensaio.	100
Figura 4.15 - Critérios de validade das tenacidades: (a) J_{id} e (b) K_{id} .	101
Figura 4.16 - Superfície de fratura de um corpo de prova que foi previamente pré-trincado por fadiga, fraturado em ensaio de impacto Charpy onde pode-se observar o tunelamento no rastro de propagação da trinca por fadiga.	102
Figura 4.17 - Aspectos fractográficos da região de fratura dos corpos de prova da condição CR, ensaiados nas temperaturas de : (a) 25°C, (b) 871°C, (c) 927°C e (d) 982°C. Aumento de 2000x.	103
Figura 4.18 - Aspectos fractográficos da região de fratura dos corpos de prova	

	da condição T1000, ensaiados nas temperaturas de : (a) 25°C, (b) 871°C, (c) 927°C e (d) 982°C. Aumento de 2000x.	104
Figura 4.19	- Grãos colunares do material estudado. Ataque químico com o reagente químico Lepito.	104
Figura 4.20	- Exemplo de histereses obtidas em ensaios de fadiga ε -N com 0,30% de controle de amplitude de deformação: (a) ciclo 2500 para o corpo de prova T1000 ensaiado a 25°C e (b) ciclo 702 para o corpo de prova T1000 ensaiado a 927°C.	105
Figura 4.21	- Curvas deformação-vida do material T1000 nas temperatura de: (a) 25°C e (b) 927°C.	106
Figura 4.22	- Sobreposição entre as parcelas totais da curva deformação-vida do material T1000 nas temperaturas de 25°C e 927°C.	107
Figura 4.23	- Curva da/dN versus ΔK de corpos de prova nas condições CR e T1000, ensaiados nas temperaturas de 25°C e 927°C.	108
Figura 4.24	- Macrografias das superfícies de fratura de corpos de prova CR ensaiados em propagação de trinca por fadiga em: (a) 25°C e (b) 927°C.	110
Figura 4.25	- Microfractografias da superfície de fratura de corpos de prova ensaiados por propagação de trinca por fadiga. (a) CR a 25°C – $\Delta K = 33,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (b) CR a 927°C – $\Delta K = 15,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (c) T1000 a 25°C – $\Delta K = 31,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; e (d) T1000 a 927°C – $\Delta K = 23,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Aumento de 500x.	111
Figura 4.26	- Modelo axi-simétrico utilizado para a determinação dos parâmetros plásticos e viscosos do comportamento do aço ASTM A297 Gr HP modificado com nióbio. (a) e (b) condições de contorno; (c) malha de Elemento Finito.	113
Figura 4.27	- Comparação entre os 10 primeiros ciclos de histerese dos ensaios reais <i>versus</i> o modelo proposto por Angeloni (2011) para as seguintes amplitudes de deformação: (a) 0,10%; (b) 0,20% e (c) 0,25%.	114

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição química (% em peso) dos graus HK e HP para o aço ASTM A297.	21
Tabela 3.1 - Composição química nominal (% em peso) do material estudado.	77
Tabela 3.2 - Condições de tratamento térmico de envelhecimento a 927°C.	78
Tabela 4.1 - Análise química (% em peso) do material estudado.	88
Tabela 4.2 - Parâmetros de fadiga de baixo ciclo do material T1000 nas temperaturas estudadas.	107
Tabela 4.3 - Parâmetros da equação de Paris para o material estudado em diferentes condições.	109
Tabela 4.4 - Parâmetros de plasticidade da condição CR ensaiada em ϵ -N a 927°C a 0,05 Hz.	113

LISTA DE SIGLAS

ASM	<i>American Society for Materials</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Standard Testing and Materials</i>
CTOD	Deslocamento da abertura da frente da trinca (<i>crack tip opening displacement</i>)
CVN	Corpo de prova Charpy com entalhe em V
DSA	Envelhecimento dinâmico (<i>dynamic strain ageing</i>)
EDX	Energia dispersiva de raios-X
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
FEG	Feixe de emissão de campo (<i>field emission gun</i>)
IFSC	Instituto de Física de São Carlos
IQSC	Instituto de Química de São Carlos
ISSH	Endurecimento por solução sólida (<i>interaction solid-solution hardening</i>)
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MTS	Sistemas de Ensaios Mecânicos (<i>mechanical testing systems</i>)
PLC	Efeito Portevin-LeChatelier
SMM	Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura
TVFE	Taxa da Variação da Flexibilidade Elástica
UCR	Unidade de Coqueamento Retardado
USP	Universidade de São Paulo

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento da trinca
a_0	comprimento da trinca inicial
A	área da secção transversal
A	coeficiente da relação de Norton-Hoff
Al	alumínio
A_T	alongamento total
b	magnitude do vetor de Burgers
b	expoente de Basquin
b	ligamento remanescente
b	velocidade de estabilização dos ciclos
B	espessura
c	expoente de ductilidade em fadiga
c	deformação por fluência
C	carbono
C	secante da flexibilidade elástica
C	módulo de endurecimento
$C_{(R)}$	coeficiente da lei de Paris
C^*	parâmetro de correlação entre o crescimento de trinca por fluência e o crescimento de trinca por fadiga, sob condições estáveis de fluência
C^e	flexibilidade elástica
C_{MG}	constante de Monkman-Grant
Cr	cromo
CR	como-recebido
$C(T)$	corpo de prova compacto
Cu	cobre
d	deslocamento ou deflexão
da/dN	taxa de propagação de trinca por fadiga
da/dt	taxa de crescimento da trinca
d_e	deslocamento referente à carga de escoamento
d_m	deslocamento referente à carga máxima
d_t	deslocamento referente à carga final
$d\rho/dt$	taxa de arredondamento da ponta da trinca
E	módulo de Young
E	energia de ativação
E_i	energia de iniciação

E_p	energia de propagação
E_t	energia total
f	fluxo plástico
F	força ou carga
F_e	carga de escoamento
F_m	carga máxima
Hf	háfnio
HRc	dureza Rockwell C
J_{id}	tenacidade à fratura elasto-plástica de iniciação dinâmica
J_{Ic}	tenacidade à fratura dinâmica elasto-plástica - modo I de abertura
k	tensão de escoamento
k	constante de Boltzmann
K_c	fator intensidade de tensão crítico
K_I	fator intensidade de tensão
K_{Ia}	tenacidade à fratura de travamento da trinca
K_{Ic}	tenacidade à fratura estática - modo I de abertura
K_{Id}	tenacidade à fratura elástica linear de iniciação dinâmica
K_{Id}	tenacidade à fratura dinâmica elástica linear - modo I de abertura
K_{IR}	valor de referência de tenacidade à fratura - modo I de abertura
K_{max}	fator intensidade de tensão (valor máximo)
K_{min}	fator intensidade de tensão (valor mínimo)
K_{op}/K_{max}	variações de níveis de abertura da trinca
m	expoente de Paris
Mn	manganês
Mo	molibdênio
n	expoente de encruamento
n	expoente da relação de Norton-Hoff
N	nitrogênio
N	vida em fadiga
Nb	nióbio
Nd	neodímio
N_f	número de ciclos para falhar
Ni	níquel
p	deformação plástica acumulada
P	fósforo
Q	valor assintótico – ciclos estabilizados
R	razão de carga

R	força termodinâmica
R	endurecimento isotrópico não-linear
RA	redução de área
R_o	valor inicial de R (força termodinâmica)
R_ϵ	razão de deformação
S	enxofre
S_e	limite de escoamento de engenharia
Si	silício
S_R	limite de resistência à tração
t_e	tempo referente à carga de escoamento
t_m	tempo referente à carga máxima
t_r	tempo de ruptura
t_t	tempo referente à carga final
T	temperatura absoluta
Ta	tântalo
T_f	temperatura absoluta de fusão
Ti	titânio
T10	envelhecimento a 927°C durante 10 horas
T30	envelhecimento a 927°C durante 30 horas
T100	envelhecimento a 927°C durante 100 horas
T300	envelhecimento a 927°C durante 300 horas
T1000	envelhecimento a 927°C durante 1.000 horas
V	vanádio
W	tungstênio
W	largura
W_m	energia máxima obtida pela integração da curva força x tempo
X	endurecimento cinemático não-linear
Zr	zircônio
α	parâmetro ajustável da lei de propagação da trinca
$\Delta C/C$	alteração na taxa de flexibilidade elástica
Δ^c	taxa de deformação por fluência
$\Delta CTOD$	variação da abertura da ponta da trinca
Δ^e	taxa de deformação elástica
$\Delta \epsilon_e$	variação da deformação elástica
$\Delta \epsilon_e/2$	amplitude de deformação elástica
$\Delta \epsilon_p/2$	amplitude de deformação plástica
$\Delta \epsilon_t/2$	amplitude de deformação total

ΔK	variação do fator intensidade de tensão
ΔK_{eff}	variação do fator intensidade de tensão efetivo
ΔK_0	variação do fator intensidade de tensão mínimo
$\Delta \sigma$	variação da tensão
$\Delta \sigma/2$	amplitude de tensão verdadeira
ε	deformação
ε'_f	coeficiente de ductilidade em fadiga
ε_s^c	taxa mínima de fluência
$\dot{\varepsilon}_v$	componente viscosa da relação de Norton-Hoff
ϕ^{eff}	termo oposto à produção de calor por uma deformação plástica na ponta da trinca
ϕ^x	termo oposto ao armazenamento da energia elástica para dentro da zona plástica da ponta da trinca.
Φ	termo obtido de equações constitutivas para a plasticidade cíclica de estruturas trincadas
ρ	arredondamento da ponta da trinca
Ω	taxa de fluxo
σ	tensão
σ_e	limite de escoamento real
σ'_f	coeficiente de resistência à fadiga
σ_R	limite de resistência à tração real
σ_v	tensão da componente viscosa da relação de Norton-Hoff
τ	tensão de cisalhamento
ν	coeficiente de Poisson
$2a$	comprimento da trinca central
$2N_f$	número de reversos para falhar
$2N_t$	vida de transição em fadiga

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	19
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1 Aços inoxidáveis fundidos	21
2.2 Aços HP	21
2.3 Tratamento térmico de envelhecimento	23
2.4 Envelhecimento dinâmico	24
2.5 O fenômeno da fluência	24
2.6 Mecanismos de fluência	27
2.6.1 Fluência pelo deslizamento de discordâncias	27
2.6.2 Fluência difusional	29
2.7 Carbetos	30
2.8 Nucleação de trinca em fadiga	31
2.8.1 Amolecimento e endurecimento na deformação cíclica	34
2.8.2 Curva deformação-vida	36
2.9 Propagação de trinca por fadiga	38
2.9.1 Efeitos microestruturais	42
2.9.2 Efeitos da temperatura	44
2.10 Modelagem do crescimento de trinca cíclico	50
2.10.1 Carregamento em tração	50
2.10.2 Carregamento em tração-compressão	54
2.11 O ensaio Charpy instrumentado	57
2.12 Mecânica da fratura	61
2.12.1 Tenacidade à fratura em deformação plana	61
2.12.2 Metodologia para a determinação de K_{Ic} e J_{Ic}	64
2.13 Plasticidade	67
2.13.1 Leis particulares de fluxo	68
2.13.2 Endurecimento isotrópico	69
2.13.3 Endurecimento cinemático	71
2.14 Viscoplasticidade	73
2.15 Modelagem da lei de Paris – fadiga de amplitude constante	74
3. MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	77
3.1 Material	77
3.2 Procedimentos experimentais	78
3.2.1 Tratamento térmico	78
3.2.2 Análise microestrutural	78

3.2.3 Ensaio de dureza	79
3.2.4 Ensaio de tração	79
3.2.5 Ensaio de impacto	80
3.2.6 Fadiga de baixo ciclo	83
3.2.7 Propagação de trinca por fadiga	84
3.2.8 Simulação computacional dos ensaios de fadiga	84
3.2.9 Análise fractográfica	86
3.3 Síntese dos procedimentos experimentais	86
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	88
4.1 Análise química	88
4.2 Análise metalográfica	88
4.2.1 Análise microscópica	88
4.2.2 Qualificação de fases via MEV-EDX	90
4.4 Propriedades mecânicas a 25°C	93
4.5 Propriedades mecânicas em temperaturas elevadas	93
4.5.1 Tração	95
4.5.2 Impacto	95
4.5.3 Determinação da tenacidade à fratura dinâmica	97
4.5.4 Superfícies de fratura	99
4.6 Fadiga de baixo ciclo	105
4.7 Propagação de trinca por fadiga	108
4.8 Modelagem computacional da fadiga de baixo ciclo	111
5. CONCLUSÕES	116
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	118
REFERÊNCIAS	119
ANEXO	125

1. INTRODUÇÃO

Os ensaios mecânicos básicos, como por exemplo os ensaios de tração, torção, etc..., geralmente são realizados em condições que nem sempre representam as condições em serviço dos componentes, que em geral nem sempre são simples, fazendo com que possam ser encontradas diferenças consideráveis entre este comportamento e os comportamentos mecânico obtidos nestes ensaios básicos. A tríade estado de tensão, temperatura e tempo de ensaio pode fazer com que um componente escoe a uma tensão abaixo da tensão limite de escoamento obtida no ensaio de tração convencional. Estas condições determinam alguns modos de falhas que já são conhecidas, tais como fratura por clivagem, colapso plástico, fadiga, fluência e fadiga-fluência.

Para se projetar e realizar a manutenção preventiva de equipamentos e componentes que operem em temperaturas elevadas, é necessário prever o modo de falha que determinará a vida, em serviço. Alguns ensaios mecânicos, tais como: dureza, tração e impacto, são necessários para caracterizar mecanicamente o material estudado, mas somente esses ensaios não são suficientes para descrever o comportamento em fratura quando cargas cíclicas ou defeitos tipo trinca estejam presentes, tornando assim neste último caso, necessária a aplicação da Mecânica da Fratura. Ainda, a configuração geométrica da estrutura, modo de carregamento, efeito do meio (temperatura, etc...) e tempo de serviço são alguns dos parâmetros levados em consideração para a avaliação da integridade estrutural de materiais para a aplicação em engenharia.

A integridade estrutural de fornos petroquímicos, fornos de refino de petróleo, equipamentos militares, turbinas a gás, moinhos de aço, entre outros, interessam aos ramos das Engenharias Petroquímica, Naval, Aeronáutica e de Geração de Energia.

Grande parte das refinarias e pólos petroquímicos do país estão prestes a atingir o limite de vida de seus equipamentos instalados. Em contrapartida, a busca pelo aumento da produtividade, visando melhor atender ao mercado externo, faz com que haja a necessidade de se ampliar estas instalações. Dessa forma, a avaliação da integridade estrutural de suas instalações e componentes, utilizados em temperaturas elevadas, é mais do que obrigatória para suprir tal demanda. Pesquisadores têm voltado suas atenções para novas oportunidades de pesquisa, visto que o setor petroquímico brasileiro vem crescendo a cada ano.

O objetivo desta pesquisa foi a avaliação do comportamento mecânico em temperaturas elevadas do aço ASTM A297 modificado com nióbio, considerando o efeito de

carregamentos dinâmicos e cíclicos. Este aço é bastante utilizado em fornos petroquímicos que se encontram em Unidades de Coqueamento Retardado (UCR).

Além do Resumo e da Introdução (Capítulo 1), esta tese é composta de outros capítulos, a saber: Revisão Bibliográfica (Capítulo 2), Materiais e Procedimentos Experimentais (Capítulo 3), Resultados e Discussões (Capítulo 4), Conclusões (Capítulo 5) e Referências Bibliográficas.

O Capítulo 2 apresentará os principais mecanismos atuantes em temperaturas elevadas no que diz respeito ao comportamento mecânico de materiais metálicos. Este Capítulo também terá informações sobre tratamento térmico de envelhecimento, envelhecimento dinâmico, aços inoxidáveis e as possíveis microestruturas do aço ASTM A297.

No Capítulo 3, além da abordagem da composição química nominal do aço ASTM A297, haverá uma descrição pormenorizada de cada análise e ensaio mecânico realizado neste trabalho: descrição de equipamentos utilizados, temperaturas de ensaio, número de corpos de prova, parâmetros iniciais de ensaios, dentre outras informações relevantes.

No Capítulo 4, o qual trata dos Resultados e Discussões, é realizada uma discussão detalhada das informações pertinentes encontradas neste estudo. A ordenação e sequência dos resultados encontrados seguem rigorosamente a evolução deste trabalho. Buscou-se discutir de maneira eficiente e coerente os resultados obtidos, com bastante acurácia a respeito dos fenômenos ali evidenciados.

Por fim, no Capítulo 5, procurou-se sintetizar os principais resultados e fenômenos encontrados em um texto curto, direto e verossímil, com o intuito de apresentar ao leitor as conclusões pertinentes que agreguem um determinado grau de ineditismo para este estudo. Em adição, são sugeridos alguns passos que podem ser estudados em trabalhos futuros para outros pesquisadores da área de Engenharia de Materiais.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços inoxidáveis fundidos

A característica mais comum entre os aços inoxidáveis é o elevado teor de cromo, permitindo que ocorra o fenômeno de passividade a estas ligas e sendo por isto usados em ambientes altamente corrosivos, em temperaturas elevadas ou ambos. Tal qual outras ligas metálicas, os aços inoxidáveis classificam-se como fundidos ou trabalhados, sendo que estes últimos sofrem conformação mecânica para o condicionamento estrutural antes da obtenção da forma final.

Em relação aos aços inoxidáveis fundidos, são duas as classes que se destacam: as do tipo C, para aplicação em serviço em ambientes aquosos corrosivos (temperaturas de até 650°C) e as do tipo H, aplicadas em serviço a altas temperaturas (acima de 650°C). Além da diferença entre a faixa de temperatura de aplicação destes dois tipos de aços, o teor de carbono também apresenta-se diferente. Os aços inoxidáveis do tipo H contêm um alto teor de carbono em sua composição química, acarretando uma evolução microestrutural conforme a temperatura de serviço e, desta forma, mantendo sua elevada resistência mecânica, particularmente sob o ponto de vista de fluência (NUNES, 2005).

Entre os aços resistentes ao calor destacam-se os tipos HK e HP, que são extensivamente usados em aplicações estruturais sob temperaturas de até 1150°C, apresentando boa resistência à corrosão por gases quentes. O aço ASTM A297 pode ser do grau HK e HP, conforme mostra a Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Faixas de composição química (% em peso) dos graus HK e HP para o aço ASTM A297 (ASM, 1990).

<i>Elementos Químicos</i>	<i>HK</i>	<i>HP</i>
C	0,20 – 0,60	0,35 – 0,75
Si	2,00 (máx)	2,00 (máx)
Cr	24,0 – 28,0	24,0 – 28,0
Ni	18,0 – 22,0	33,0 – 37,0

2.2 Aços HP

A composição básica de um aço HP exibe uma microestrutura típica de um aço fundido resistente ao calor, consistindo de uma matriz austenítica circundada por carbeto

primários (Cr_7C_3), principalmente na região interdendrítica. Quando exposto a determinados tipos de tratamentos térmicos (envelhecimento ou até mesmo em serviço), uma fina precipitação de carbeto de cromo secundária (Cr_{23}C_6) é promovida no seio da matriz. As Figuras 2.1 e 2.2 apresentam exemplos de precipitações de carbeto primários e secundários, respectivamente.

As características desta precipitação junto àquela que ocorre durante a solidificação, chamada de primária, controlam as propriedades mecânicas desta classe de aços (NUNES, 2007).

Figura 2.1 - Micrografia ótica de uma amostra de aço HP-Nb (ALMEIDA, 2003).

Figura 2.2 - Micrografia ótica de uma amostra de aço HP-Nb após envelhecimento (ALMEIDA, 2003).

Este tipo de aço é utilizado na confecção de fornos petroquímicos, fornos de refino de petróleo, equipamentos militares, turbinas a gás, moinhos de aço, entre outros. No caso particular da indústria petroquímica, esta classe de aço vem sendo utilizada desde o início dos anos 60, em substituição às tradicionais superligas de níquel, obtendo-se, assim, uma redução de custos e propriedades similares sob condições de fluência, que é um dos principais mecanismos de falhas em serviço a altas temperaturas. De tempos em tempos, o

entendimento desta relação tem motivado o desenvolvimento de novas gerações de aços. Os avanços das técnicas de produção de aços, como a fundição por centrifugação, também contribuíram para melhores desempenhos observados ao longo dos anos (LIAW, 1997).

2.3 Tratamento térmico de envelhecimento

Em geral, aços inoxidáveis fundidos da classe H (resistentes ao calor) apresentam maiores teores de carbono do que seus equivalentes da classe C (resistentes à corrosão). Este maior teor de carbono é justificado pelo aumento considerável que se obtém nos parâmetros de resistência mecânica em temperaturas elevadas por intermédio de uma fina precipitação de carbeto na matriz austenítica. Neste tipo de liga, tanto na condição de como-recebido, quanto na condição de após resfriamento rápido a partir de temperaturas elevadas, grande quantidade de carbono fica retido em solução sólida supersaturada. O reaquecimento pela exposição às temperaturas de serviço faz com que haja o favorecimento na formação de carbeto secundários, os quais são precipitados na forma de pequenas partículas. Em geral, esta precipitação ocorre em locais de segregação de carbono, num fenômeno conhecido como envelhecimento (BARBABELA, 1990).

As propriedades de resistência mecânica de algumas ligas metálicas podem ser aprimoradas pela formação de partículas extremamente pequenas e uniformemente dispersas de uma segunda fase no interior da matriz da fase original. Este processo é denominado de endurecimento por precipitação ou envelhecimento, e consiste em uma combinação de temperatura e tempo de tratamento térmico, a qual o material é submetido.

O tempo e a temperatura poderão variar de acordo com a composição química da liga e as propriedades mecânicas que se deseja no produto acabado. Uma precipitação fina é obtida em temperaturas menores, devido à maior saturação da solução sólida, levando a um menor tamanho de núcleo crítico para os precipitados. Dessa forma, o envelhecimento, quando realizado em temperaturas mais baixas, gera uma dispersão fina e uniforme de carbeto secundários, o que promove alta resistência mecânica a temperaturas mais elevadas (NOVIKOV, 1994).

2.4 Envelhecimento dinâmico

Em aços estruturais microligados, o envelhecimento dinâmico (*dynamic strain aging*, DSA) já é conhecido desde o início dos anos 70 como um mecanismo efetivo que atua na resistência à deformação em temperaturas elevadas e, por conseguinte, na resistência à fluência também. Esta manutenção das propriedades de resistência mecânica em altas temperaturas, juntamente com o envelhecimento dinâmico, deve-se à interação dinâmica entre discordâncias e *clusters* de substitucionais-intersticiais (Mn-C, Mn-N ou V-C) (CASTRO, 2008).

Leslie (1982) afirmou que esses dipolos provocam efeito de endurecimento por solução sólida (*interaction solid-solution hardening*, ISSH) que também interagem com as discordâncias, resultando no envelhecimento dinâmico. Em relação aos aços resistentes ao calor, o endurecimento por solução sólida e a presença de precipitados estáveis e finamente dispersos têm sido de grande valia para a manutenção das propriedades de resistência mecânica (limite de resistência à tração e limite de escoamento) em altas temperaturas (CASTRO, 2008).

No caso de equipamentos industriais, a temperatura de operação elevada pode conduzir à deformação por fluência. O projeto de estruturas em deformação por fluência é bastante complexo e, em geral, prefere-se selecionar aços com características estruturais que permitam a operação sem deformação dependente do tempo. Em geral, o critério para definição da temperatura máxima de operação de um aço no regime “independente do tempo” é a comparação entre o limite de escoamento e a tensão necessária para causar 1% de deformação permanente após 100.000 horas (ver Figura 2.3). Acima desse limite, se o projeto é convencional, os códigos estabelecem uma redução drástica na tensão admissível. A Figura 2.3 apresenta os valores de tensão admissível para diversos materiais empregados em equipamentos industriais em função da temperatura (SILVA, 2006).

2.5 O fenômeno da fluência

O comportamento de um material submetido à deformação plástica sob a ação de uma tensão aplicada é freqüentemente caracterizado por um simples ensaio de tração, conforme a norma ASTM E8M-09. Neste ensaio, a deformação é obtida em função da tensão aplicada ao espécime, sendo que o início da deformação permanente corresponde ao limite de escoamento (σ_e) do material ensaiado. Em geral, os ensaios de tração são conduzidos de

forma que as propriedades mecânicas obtidas são independentes do tempo. Em contrapartida, a essência da deformação por fluência é que a deformação plástica é dependente do tempo e pode ocorrer em tensões abaixo do limite de escoamento do material.

Figura 2.3 - Tensões admissíveis em códigos de projeto (ASME VIII e BS 5500) em função da temperatura de trabalho para aços tipicamente aplicados em temperaturas elevadas (SILVA, 2006).

A Figura 2.4(a) apresenta uma representação de um ensaio típico de fluência uniaxial com carga constante, em que a tensão aplicada está abaixo do limite de resistência à tração (σ_R) do material e a deformação é monitorada em função do tempo. A aplicação da carga conduz a uma deformação elástica instantânea. Em seguida, ocorre um regime primário de fluência, em que a taxa de deformação decresce com o tempo conforme o material estabelece-se junto ao regime de estado estacionário (estágio secundário), em que existe um balanço entre a recuperação dinâmica e o endurecimento por deformação (BHADESHIA, 2003).

A taxa de fluência é acelerada durante o terceiro estágio de fluência (estágio terciário), denominado de fluência terciária. Uma parte do aumento na taxa de deformação deve-se ao fato de que o corpo de prova sofre o processo de estricção (redução localizada no diâmetro), aumentando a tensão verdadeira neste local. No entanto, a fluência terciária pode ocorrer antes do início da estricção, induzida pelo acúmulo de danos por fluência, como por exemplo, formação de vazios.

Figura 2.4 - (a) Representação esquemática dos estágios de deformação por fluência em função do tempo, para carga constante. (b) Variações na taxa de fluência (BHADESHIA, 2003).

Os dados de fluência podem ser colocados como na Figura 2.4(b) para identificar a taxa mínima de deformação por fluência e para evidenciar os três estágios deste fenômeno. Na região primária (estágio primário), a taxa de fluência decresce, e na região terciária, aumenta.

A fluência no estado estacionário é aproximadamente a do ponto mínimo da curva obtida da taxa de fluência em função do tempo de ensaio (Figura 2.4(b)). A taxa mínima é empiricamente encontrada e é inversamente proporcional ao tempo de ruptura. Esta é denominada de relação de Monkman-Grant (Equação 1), em que o produto entre a taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}_s^c$) e o tempo de ruptura (t_r) é a constante C_{MG} para um determinado mecanismo de fluência (WEBSTER, 1994).

$$\dot{\epsilon}_s^c \cdot t_r = C_{MG} \quad (1)$$

A extensão de cada um dos estágios na curva de fluência pode variar drasticamente em função da temperatura, tensão aplicada e do material. A Figura 2.5 apresenta algumas curvas de fluência para uma variedade de aços ferríticos. Os aços com 2%Cr não são utilizados para operações em temperaturas tão altas quanto 600°C. Este comportamento já era de se esperar, pois apresenta um início precoce do terceiro estágio de fluência. Alternativamente, a liga com 12%Cr exibe um prolongado regime de fluência em estado estacionário, quando estas ligas são utilizadas em serviço com exposições em temperaturas elevadas (acima de 600°C) (ABE, 1992).

Figura 2.5 - Dados de fluência para uma variedade de aços ferríticos ensaiados a 600°C com tensão de 108 MPa: (a) curvas de fluência (b) variações correspondentes na taxa de fluência (ABE, 1992).

2.6 Mecanismos de fluência

Os mecanismos de fluência podem ser convenientemente sumarizados usando o mapa de deformação de Frost e Ashby (FROST, 1982 *apud* BHADESHIA, 2003, p.7), apresentado na Figura 2.6, o qual identifica domínios de mecanismos de fluência em um gráfico de tensão homóloga (razão entre a tensão de ensaio e o módulo de Young, σ/E) *versus* temperatura homóloga (razão entre a temperatura absoluta de ensaio e a temperatura absoluta de fusão, T/T_f). Os limites dos domínios são definidos por locais pontuais em que a taxa de deformação para dois ou mais mecanismos são idênticas.

2.6.1 Fluência pelo deslizamento de discordâncias

Com baixas taxas de deformação e temperaturas relativamente baixas, a fluência ocorre pelo deslizamento de discordâncias. A escalagem de discordâncias associada à difusão de lacunas é necessária para a deformação continuada quando o processo de deslizamento de discordâncias é interrompido, por exemplo, pela presença de obstáculos (precipitados) no plano de deslizamento. A tensão aplicada auxilia o processo de escalagem por intermédio de uma força que tende a empurrar a discordância para um plano paralelo,

de tal maneira que possa vir a contornar a partícula, conforme mostrado na Figura 2.7 (ASHBY, 1982).

Figura 2.6 - Mapa de deformação esquemático como função da tensão homóloga e temperatura homóloga (FROST, 1982 *apud* BHADESHIA, 2003, p.7).

Figura 2.7 - A força de escalagem sobre uma discordância. τ é a tensão de cisalhamento sobre um plano de deslizamento e b é a magnitude do vetor de Burgers da discordância (ASHBY, 1982).

2.6.2 Fluência difusional

A uma temperatura suficientemente alta e com baixa taxa de deformação, é possível atingir a deformação plástica simplesmente pela migração de vacâncias induzida pela tensão aplicada, quase aparentado ao fluxo de um fluido, em que a taxa de deformação durante o fluxo viscoso Newtoniano é proporcional à tensão aplicada. Na versão de Nabarro-Herring para difusão em fluência (fluência difusional), o fluxo da matéria ocorre pela difusão de átomos através da rede cristalina (Figura 2.8), considerando que a fluência tipo Coble é dominada pela difusão através dos contornos de grãos do material. Ambos os processos exigem que os grãos deslizem uns sobre os outros para que se mantenha a continuidade e se evite a formação de defeitos na forma de vazios.

Harper-Dorn é uma forma especial de fluência em que a lei constitutiva é similar à da fluência difusional, porém o mecanismo envolve a escalagem de discordâncias a uma baixa densidade de discordâncias que se mantém constante, em um material com tamanho de grão grande, de modo que a difusão pelo contorno de grão seja desprezível. Além do mais, a fluência de Harper-Dorn ocorre por um mecanismo intergranular de discordância, em que o alongamento do grão ocorre sem a necessidade de deslizamento do contorno de grão (LANGDON, 2000).

Figura 2.8 - Fluência pelo mecanismo difusional (LANGDON, 2000).

2.7 Carbetos

Os carbetos são compostos inorgânicos binários que contêm carbono (C) e apresentam fórmula geral do tipo E_xC_y , onde E é o elemento químico mais eletropositivo. A melhor maneira para estudar os conceitos das ligações químicas dos carbetos é examinar a estabilidade desses precipitados em aços endurecidos.

Ao estudar as ligações químicas entre carbetos de elementos de transição (metais de transição), Cottrell (1995) pôde explicar muitas das tendências observadas tanto na estabilidade quanto na estrutura cristalina e na estequiometria desses carbetos. Ele indicou que alguns elementos químicos da Família IVB - Titânio (Ti), Zircônio (Zr) e Háfio (Hf) - formam carbetos muito estáveis, do tipo MC; porém, a afinidade ao carbono vai diminuindo ao longo das famílias da tabela periódica (Figura 2.9). Uma das possíveis explicações para este fato seria que mais elétrons têm de ser acomodados nos elementos ao longo das famílias. Este exemplo é análogo ao caso do hidrogênio-hélio, porém não explica completamente a tendência da ligação química ocorrer com Cromo (Cr), Molibdênio (Mo) e o Tungstênio (W), pois é sabido que os carbetos destes elementos são menos estáveis.

Com carbetos do tipo MC, o metal necessita sacrificar quatro elétrons para formar as ligações com o carbono. O Titânio possui exatamente o número correto, de modo que seus orbitais-d são preenchidos para a formação do TiC . Este já não é o caso do VC, pois o Vanádio (V) possui um elétron adicional no orbital-d que vem a formar uma ligação V–V. Os elétrons nos dois tipos de ligações, V–C e V–V, se repelem mutuamente, levando a uma redução na estabilidade do carbeto VC quando comparado com o carbeto TiC . Este problema torna-se maior ao longo das famílias da tabela periódica, até que a formação de carbetos do tipo MC torna-se improvável ou impossível de ocorrer.

Período	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
1	1 H	2 He																
2	3 Li	4 Be											5 B	6 C	7 N	8 O	9 F	10 Ne
3	11 Na	12 Mg											13 Al	14 Si	15 P	16 S	17 Cl	18 Ar
4	19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr
5	37 Rb	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 I	54 Xe
6	55 Cs	56 Ba		72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	85 At	86 Rn
7	87 Fr	88 Ra		104 Rf	105 Db	106 Sg	107 Bh	108 Hs	109 Mt	110 Ds	111 Rg	112 Uub	113 Uut	114 Uuq	115 Uup	116 Uuh	117 Uus	118 Uuo
Lantanídeos			57 La	58 Ce	59 Pr	60 Nd	61 Pm	62 Sm	63 Eu	64 Gd	65 Tb	66 Dy	67 Ho	68 Er	69 Tm	70 Yb	71 Lu	
Actinídeos			89 Ac	90 Th	91 Pa	92 U	93 Np	94 Pu	95 Am	96 Cm	97 Bk	98 Cf	99 Es	100 Fm	101 Md	102 No	103 Lr	

Figura 2.9 - Tabela periódica apresentando as posições dos principais elementos para a formação de carbetos.

Embora Cottrel não tenha considerado os carbeto de elementos químicos das séries dos lantanídeos e actinídeos, é bem provável que os mesmos princípios sejam aplicados a estes. Ambos os carbeto NdC e UC existem. Notavelmente, o Nitreto de Neodímio foi incorporado a um aço ferrítico resistente à fluência. Este feito foi realizado por Igarashi e Sawaragi (1997), que obtiveram ótimos resultados. A concentração de Neodímio (Nd) utilizada foi de 0,04% em peso, resultando em aumento da resistência à ruptura por fluência do aço ferrítico em um fator de aproximadamente 2, em ensaios a 650°C. O Tântalo (Ta) também se comportou de maneira similar na formação de nitretos estáveis. Os autores citados também estudaram a aplicação de Háfio, mas os resultados não foram satisfatórios devido à tendência que este elemento tem de formar partículas grosseiras, tornando o procedimento não recomendável (IGARASHI, 1997).

2.8 Nucleação de trinca em fadiga

A abordagem mais antiga e mais amplamente empregada para lidar com os problemas de fadiga de materiais é a seleção da tensão aplicada no componente como variável que determina a vida, conforme trabalho de Wöhler, que se iniciou na década de 1850. Um século após, em trabalhos simultâneos e individuais, Coffin e Manson começaram a enfatizar a importância da deformação. Estes estudaram situações em que a deformação plástica cíclica causava um número de ciclos relativamente baixo para a falha, denominando este fenômeno de fadiga de baixo ciclo. Um progresso significativo nesta direção foi realizado em trabalhos publicados por Coffin e Tavernelli, em 1959, e Manson e Hirschberg, em 1964. Nesses estudos, as tradicionais curvas de tensão-vida foram substituídas por curvas de deformação-vida (DOWLING, 2003).

Componentes em engenharia podem ser submetidos a deformações plásticas em toda sua secção transversal. No entanto, deformações plásticas comumente ocorrem em concentradores de tensões, como em filetes, buracos, ranhuras, chavetas, também denominadas de entalhes, e algumas vezes em algumas regiões com tensões relativamente altas, tais quais superfícies externas de membros de torção ou flexão. Em tais aplicações, a deformação local aplicada concentra-se nas regiões críticas de alta deformação, onde a trinca se iniciará no entalhe, conforme mostra a Figura 2.10. Se o estado de tensão na zona crítica puder ser considerado como estado de tensão plana, o comportamento do material pode ser modelado como sendo o de um corpo de prova carregado axialmente, porém sem

o entalhe. Por outro lado, o comportamento predito precisa reproduzir um estado de tensão biaxial no entalhe (DOWLING, 2003).

Figura 2.10 - Região crítica de alta deformação em um entalhe e modelamento de um espécime de tração sem entalhe (MORROW, 1974 *apud* DOWLING, 2003, p.78).

Um metal submetido a carregamentos cíclicos pode fraturar em níveis de tensão nominal abaixo de seu limite de escoamento. O primeiro método desenvolvido com a intenção de entender e quantificar este processo de fadiga foi por intermédio de curvas S-N (tensão em função do logaritmo do número de ciclos para falhar). Este método é capaz de fornecer bons resultados dentro da área de fadiga de alto ciclo (acima de 10^4 ciclos). Em contrapartida, quando se trata de vida em fadiga abaixo de 10^4 ciclos, utiliza-se a metodologia ϵ -N (deformação *versus* número de ciclos para falhar).

Na fadiga de baixo ciclo as deformações aplicadas são bastante elevadas, ultrapassando o regime elástico do material, fazendo com que a metodologia S-N se torne inválida nesta condição. Neste tipo de fenômeno, as deformações plásticas cíclicas são grandes o bastante para iniciar a nucleação de uma trinca com apenas poucos ciclos de carregamento. O restante da vida em fadiga se destina à propagação da trinca (FUCHS, 1980). É sabido que a vida total em fadiga (N) de um componente pode ser determinada por intermédio da soma de duas fases: iniciação da trinca (N_i) e propagação da trinca (N_p).

Para níveis baixos de tensão e deformação, a fase de nucleação da trinca pode durar até 90% da vida total em fadiga. Em contrapartida, para níveis de tensão e deformação elevados, a nucleação da trinca ocorre rapidamente e a fase de propagação é responsável pela maior parte da vida do componente.

As predições de vida em fadiga de baixo ciclo podem ser realizadas utilizando-se a metodologia deformação-vida (ϵ -N), de acordo com a norma ASTM E606-04. Pode-se obter algumas informações importantes do material ensaiado, tais como: propriedades do material

obtidas de amostras entalhadas sob carregamento em fadiga em controle de deformação; histórico deformação-vida do material ensaiado em uma região local crítica (um entalhe); técnicas para a identificação de eventos danosos (contagem de ciclos); métodos de incorporação dos efeitos da tensão média; e, por fim, técnicas de sumarização do dano (regra de Miner) (BANNANTINE, 1990).

Assim como as curvas de tensão-deformação monotônica, S-e, são utilizadas para a obtenção de parâmetros de projeto em estruturas e componentes de engenharia submetidas a carregamento estático, existem, de maneira similar, as curvas de tensão-deformação para estruturas e componentes submetidos a carregamentos cíclicos. A resposta de um material submetido a carregamento cíclico inelástico é obtida na forma de uma histerese (Figura 2.11). O comprimento total (eixo das abcissas) do ciclo de histerese é denominado de deformação total ($\Delta\epsilon_t/2$), sendo composto da soma das parcelas plástica ($\Delta\epsilon_p/2$) e elástica ($\Delta\epsilon_e/2$). A altura total (eixo das ordenadas) do ciclo de histerese é denominada de amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$). Em termos de amplitude de deformação, a Equação 2 apresenta como as parcelas elásticas e plásticas se correlacionam para resultar na amplitude de deformação total ($\Delta\epsilon_t/2$).

Figura 2.11 – Modelo de um ciclo de histerese (MOIA, 2001).

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_p}{2} + \frac{\Delta\epsilon_e}{2} \quad (2)$$

Utilizando-se a lei de Hooke (Equação 3), a parcela elástica pode ser reescrita conforme a Equação 4. O parâmetro E corresponde ao módulo de Young, obtido em ensaio de tração.

$$\Delta\sigma = E \cdot \Delta\varepsilon_e \quad (3)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} \quad (4)$$

Ao se integrar a área obtida sob uma curva de histerese, durante um ciclo, pode-se obter o valor de energia dissipada por unidade de volume. Este valor representa a medida do trabalho da deformação plástica sobre o material.

O Efeito de Bauschinger (Figura 2.12) é a mudança de direção do limite de escoamento (σ_e) de um metal policristalino ou liga metálica, após uma deformação plástica. Ao deformar um metal em uma direção até que seja ultrapassado seu σ_e , e deformando-o após na direção contrária, seu limite de proporcionalidade nesta última direção é menor. O motivo para que isto ocorra são adições e bloqueamentos de discordâncias no material. Este fenômeno é usualmente observado na grande maioria dos materiais.

Figura 2.12 - Representação esquemática do Efeito Bauschinger.

2.8.1 Amolecimento e endurecimento na deformação cíclica

Cada material tem uma resposta quando submetido a carregamentos cíclicos e repetitivos. No entanto, essa resposta é uma função das condições iniciais desse material e das condições de ensaios, ou seja, se o material é temperado e revenido; ou se o material foi envelhecido ou recozido, etc. As condições de ensaios dependem da temperatura de ensaio e do meio em que o componente está sendo empregado. Em suma, existem quatro tipos de respostas de um componente submetido a carregamento cíclico e repetitivo:

endurecimento cíclico, amolecimento cíclico, um misto dos dois primeiros e, por fim, ser estável ciclicamente. As Figura 2.13 e 2.14 apresentam um resumo a respeito desses tipos de resposta (amolecimento e endurecimento).

Figura 2.13 - Endurecimento cíclico: (a) amplitude de deformação constante, (b) resposta da tensão (aumento do nível de tensão aplicado) e (c) histereses (BANNANTINE, 1990).

Na Figura 2.13(b) observa-se a resposta de um material carregado sob controle de deformação. Já na Figura 2.13(c), observa-se o ciclo de histeres para os primeiros 5 ciclos. Conforme pode-se observar, a tensão máxima obtida aumenta em cada ciclo de deformação. Este fenômeno é conhecido por endurecimento por deformação. Em contrapartida, na Figura 2.14(c), a tensão máxima decresce em cada ciclo de deformação, evidenciando o amolecimento por deformação.

Figura 2.14 - Amolecimento cíclico: (a) amplitude de deformação constante, (b) resposta da tensão (decréscimo do nível de tensão aplicado) e (c) histereses (BANNANTINE, 1990).

As razões para que alguns materiais amoleçam ou endureçam ciclicamente se devem à natureza e estabilidade das discordâncias de cada material. Em geral, um material amolecido possui, inicialmente, uma baixa densidade de discordâncias. Esta densidade rapidamente aumenta devido à deformação plástica cíclica, a qual contribui significativamente para o endurecimento por deformação cíclica. Por outro lado, em um material endurecido, a subsequente deformação cíclica causa um rearranjo das discordâncias, as quais oferecem menor resistência à deformação, ocasionando, dessa forma, o amolecimento por deformação cíclica (HERTZBERG, 1983).

Manson observou que a razão entre o limite de resistência à tração (σ_R) e o limite de escoamento (σ_e) pode ser utilizada para prever se um material terá o comportamento de amolecimento ou endurecimento por deformação cíclica (MANSON, 1964 *apud* BANNANTINE, 1990, p.50).

As Equações 5 e 6 mostram as condições de Manson para os respectivos materiais endurecidos ciclicamente e amolecidos ciclicamente.

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_e} > 1,4 \quad (5)$$

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_e} < 1,2 \quad (6)$$

Quando o resultado se encaixa entre 1,2 e 1,4, essa metodologia se torna um tanto quanto difícil de ser analisada. Desta forma, o expoente de encruamento (n) obtido no ensaio de tração pode ser utilizado para prever o comportamento cíclico dos materiais. Pode-se afirmar que o material será endurecido ciclicamente quando $n > 0,2$; e será amolecido ciclicamente quando $n < 0,1$.

Geralmente, o amolecimento ou endurecimento cíclico ocorre apenas nos primeiros ciclos da vida em fadiga. Após isto, em torno de 20 a 40% da vida em fadiga, o material atinge a condição de estável ciclicamente. Consequentemente, as propriedades de fadiga são especificadas como meia-vida (aproximadamente 50% da vida total em fadiga), pois neste momento as condições de fadiga já estão estabilizadas (BANNANTINE, 1990).

2.8.2 Curva deformação-vida

Em 1910, Basquin observou que os dados tensão-vida poderiam ser plotados linearmente em uma escala bilogarítmica. Utilizando a amplitude de tensão verdadeira, a

linearização poderia ser dada pela Equação 7, em que $\Delta\sigma/2$ é a amplitude de tensão verdadeira, $2N_f$ é o número de reversos para a falha, σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga, e b é o expoente de Basquin (BASQUIN, 1910 *apud* BANNANTINE, 1910, p.59).

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (7)$$

Na década de 1950, dois outros pesquisadores que trabalhavam separadamente, Coffin e Manson, encontraram dados de vida-deformação plástica que puderam ser linearizados em coordenadas bilogarátmicas (COFFIN Jr, 1954 & MANSON, 1953 *apud* BANNANTINE, 1990, p.59). Desta forma, a deformação plástica pôde ser escrita conforme a Equação 8, em que $\Delta\varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica, $2N_f$ é o número de reversos para a falha, ε'_f é o coeficiente de ductilidade em fadiga, e c é o expoente de ductilidade em fadiga.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (8)$$

Utilizando as Equações 7 e 8 juntamente com a Equação 2, obviamente com todos os passos matemáticos necessários, pode-se chegar à Equação 9, denominada de relação Deformação-Vida.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (9)$$

A Equação 9 pode ser registrada em um gráfico bilogarátmico, conforme mostra a Figura 2.15. Para largas amplitudes de deformação, a curva se aproxima da linha plástica; para baixas amplitudes, a curva se aproxima da linha elástica. O parâmetro $2N_t$ é denominado de vida de transição e representa a vida em que as curvas elásticas e plásticas se interceptam. Note que esta é a vida em que o ciclo de histerese estável é igual tanto para a parcela plástica quanto para a elástica.

Figura 2.15 - Representação esquemática de uma curva deformação-vida (ROSA, 1994).

2.9 Propagação de trinca por fadiga

A falha por fadiga em componentes mecânicos inicia-se, em geral, nos pontos mais solicitados, na forma de pequenas trincas que crescem e reduzem a seção resistente do componente, até que uma sobrecarga leve à ruptura final, com uma propagação brusca da trinca. A resistência à fadiga do componente deve ser analisada de forma diferente para o período de nucleação da trinca e para o período de propagação, pois os fenômenos envolvidos são distintos. Em muitos casos, principalmente em componentes de grandes dimensões, o material não pode ser considerado homogêneo, pois sempre existem defeitos oriundos do processo de fabricação. Nestes casos, a vida de fadiga depende só da resistência à propagação dos defeitos do material, já que a nucleação da trinca é imediata, a partir do defeito. A previsão da resistência mecânica deve, nestes casos, levar em conta, explicitamente, a propagação da trinca.

A vida é calculada unicamente pela propagação do defeito desde seu tamanho inicial até o correspondente tamanho crítico, que depende do material, do carregamento e da geometria do componente ou corpo de prova. A previsão de vida depende diretamente da velocidade de propagação da trinca, da/dN , ou $\dot{a}$, que é função da solicitação cíclica no extremo da trinca, caracterizada por ΔK , a variação do fator de intensidade de tensão, dado pela Equação 10.

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (10)$$

O término da vida útil de uma estrutura, por sua ruptura brusca, fica definido pelo fator de intensidade de tensão crítico, K_{IC} ou K_C , conforme o componente seja solicitado em um estado de deformação ou tensão planas, respectivamente. A vida útil, entretanto, depende da velocidade de crescimento da trinca, desde um tamanho microscópico até o tamanho crítico necessário para a ruptura final. A velocidade de propagação da trinca depende da solicitação a que o componente ou corpo de prova esteja sendo submetido. O fator de intensidade de tensão fornece um parâmetro único, que descreve a magnitude do estado de tensões existente nas proximidades do final da trinca, e como sua propagação é um fenômeno localizado, depende deste estado de tensões. O conceito do fator de intensidade de tensão pode ser usado para um enfoque quantitativo na interpretação do comportamento de propagação da trinca por fadiga (ROSA, 1994).

É sabido que para um componente ou estrutura trincada a maior parcela da vida em fadiga é gasta no estágio de propagação da trinca (ROSA, 1994). Utilizando os princípios da Mecânica da Fratura, é possível prever o número de ciclos necessários para que uma trinca possa crescer até um comprimento específico ou até a falha catastrófica. A indústria aeronáutica tem um instrumento muito eficaz para entender e prever o crescimento de trinca por fadiga: desenvolveu uma técnica de projeto denominada de falha-segura. Por este método, um componente é projetado de tal forma que, se uma trinca se inicia, ela não irá crescer até um tamanho crítico dentro de intervalos de inspeção especificados. Desta forma, pelo conhecimento das características da taxa de crescimento da trinca, e com as inspeções regulares, um componente trincado pode ser mantido em serviço por um tempo de vida estendido. A Figura 2.16 ilustra claramente esta situação (BANNANTINE, 1990).

A Figura 2.17 também apresenta curvas do comprimento de trinca, a , em função do número de ciclos, N , para diferentes níveis de tensão, σ . Deve-se notar que o comprimento de trinca inicial, a_i , foi o mesmo para todas as curvas. Conforme se aumenta o valor de σ , nota-se que se obtém uma maior taxa de propagação de trinca, seguida de uma menor vida e um menor comprimento de trinca na fratura final. Em todos os casos, a taxa de propagação de trinca aumenta vagarosamente, em um primeiro momento, antes de acelerar progressivamente até a fratura final do corpo de prova ser atingida. Como uma consequência, a maior parte do tempo deste ensaio é gasta para estender a trinca a uma pequena distância, e o número de ciclos para falhar não é influenciado significativamente pelo tamanho da trinca em que ocorre a fratura.

Figura 2.16 - Vida em serviço estendida de um componente trincado (BANNANTINE, 1990).

Figura 2.17 - Tamanho da trinca em função do número de ciclos para diferentes valores de tensão máxima (ROSA, 1994).

Uma curva representativa de $da/dN \times \Delta K$ está apresentada na Figura 2.18. Geralmente este tipo de curva exibe três diferentes regiões (I, II e III). Na região I, frequentemente a taxa da/dN é menor do que 10^{-6} mm/ciclo e, usualmente, um intervalo de fator intensidade de tensão mínimo, ΔK_0 , é observado. Assim trincas com tamanho cuja variação do fator de intensidade de tensão sejam menores do que ΔK_0 crescem em velocidades desprezíveis. Na região II, normalmente as taxas de crescimento da trinca por fadiga, da/dN , ficam no intervalo entre 10^{-6} e 10^{-2} mm/ciclo. Nesta segunda região, existe uma relação linear que correlaciona da/dN com ΔK . Esta relação linear recebe o nome de Lei de Paris e está apresentada na Equação 11, onde a constante de Paris, C , e o expoente de Paris, m , são parâmetros determinados experimentalmente, e dependem do material e do nível de tensão aplicado, sendo que os valores de m geralmente são encontrados entre os valores de 3 e 4. Ao final da região II, existe um rápido crescimento na taxa da/dN , até a fratura final do corpo de prova, onde o valor de $K_{máx}$ se aproxima da tenacidade à fratura do material (WEBSTER, 1994).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (11)$$

Figura 2.18 - Curva representativa de um ensaio de crescimento de trinca por fadiga (ANDERSON, 1995).

Geralmente, as superfícies de fratura por fadiga de componentes ou corpos de prova são do tipo transgranular, com evidências de formação de estrias na superfície de fratura correspondente à região II (RUCHERT, 2003). As posições sucessivas das marcas em uma estria na frente da trinca são perpendiculares à direção local do crescimento de trinca. Em geral, cada estria é formada durante um ciclo de carregamento e o espaçamento entre elas pode ser utilizado para indicar valores instantâneos de da/dN (WEBSTER, 1994). O mecanismo de formação de estrias pelo fluxo plástico das bandas de deslizamento na ponta da trinca, Figura 2.19, considera que a deformação plástica irreversível que ocorre a cada ciclo de carregamento e descarregamento resulta na produção de “orelhas” que produz uma aparência estriada da superfície de fratura (LAIRD, 1967), conforme mostra a Figura 2.20.

Usualmente, o crescimento de trinca por fadiga em metais, à temperatura ambiente não é afetado pela frequência, forma de onda do ciclo ou pelo tamanho da amostra (exceto para materiais muito finos). No entanto, as regiões I e III são bastante sensíveis aos efeitos microestruturais e da tensão média, enquanto a região II tende a ser menos afetada por esses fatores, a menos que ocorra o fechamento da trinca. O ambiente também pode influenciar todas as regiões de uma curva $da/dN \times \Delta K$, dependendo de uma combinação particular metal-fluido.

Figura 2.19 - Mecanismo de formação de estrias (LAIRD, 1967).

Figura 2.20 - Exemplo de formação de estrias sobre uma superfície de fratura por fadiga da liga de Al 7475-T7351 (RUCHERT, 2003).

2.9.1 Efeitos microestruturais

A dependência do crescimento de trinca por fadiga em relação à microestrutura pode ser explicada em termos do tamanho relativo da zona plástica cíclica gerada na ponta da trinca, em relação ao tamanho de grão do material. Na região II, onde a zona plástica cíclica é suficientemente grande para acomodar vários grãos na ponta da trinca, múltiplos deslizamentos serão produzidos nos grãos, com o intuito de assegurar a deformação homogênea entre os grãos e para que a propagação da trinca seja controlada por meio de um processo mecânico contínuo. Neste caso, a taxa de crescimento da trinca será insensível à microestrutura.

Quando o tamanho da zona plástica cíclica é menor do que o tamanho do grão, o deslizamento será confinado em alguns poucos planos cristalinos. Desta forma, a deformação plástica não se espalhará em direção aos grãos vizinhos, de modo que perto do comportamento limite (*threshold*), que ocorre na região I, espera-se que seja sensível a detalhes microestruturais, tais como tamanho de grão, espaçamento entre partículas, ou formação de sub-grãos (WEBSTER, 1994). Sabe-se que o valor de ΔK_0 encontra-se uma ordem de magnitude menor do que a tenacidade à fratura do material, e pode ser tão pequena quanto poucos por cento desse valor (FUCHS, 1980). Tipicamente, o valor de ΔK_0 se encontra dentro do intervalo de 1 a 8 MPa·√m.

A Figura 2.21 apresenta uma evidência a respeito da insensibilidade relativa, na região II, em relação à microestrutura e ilustra dados de aços com diferentes microestruturas e diferentes limites de resistência (FUCHS, 1980). É claramente visível que todos os resultados encontram-se dentro de um intervalo de espalhamento razoavelmente estreito, embora sejam obtidas diferentes inclinações (m) para cada material. Geralmente, os valores de m encontram-se entre 2 e 4, mas é sabido que também pode ser maior que 7. Um limite superior aproximado para os dados mostrados na Figura 2.21 é dado pela Equação 12, onde da/dN é apresentado em mm/ciclo, e ΔK em MPa·√m (BSPD-6539, 1994). Um comportamento similar é exibido por outras ligas; no entanto, os resultados não se encontram necessariamente dentro do intervalo de espalhamento dos aços.

$$\frac{da}{dN} = 8 \cdot 10^{-8} \Delta K^3 \quad (12)$$

Existe uma tendência geral de que o crescimento de trinca por ciclo, para um determinado valor de ΔK , aumente com o decréscimo do módulo de Young, conforme mostra a Figura 2.22 (EWALDS, 1985). Isto sugere que o processo de trincamento está relacionado ao deslocamento da abertura da frente da trinca, CTOD, e que o maior deslocamento obtido na frente da trinca, em um material de baixo módulo de elasticidade, resulta em um maior incremento no crescimento de trinca por fadiga.

A dependência da região III em relação à microestrutura está diretamente ligada à tenacidade à fratura do material. A aceleração da taxa da/dN , nesta região, está associada com o início dos modos estáticos de fratura no processo de crescimento de trinca, conforme o valor de K_{max} se aproxima de K_C ou K_{IC} , dependendo do estado da sollicitação, tensão ou deformação planas, respectivamente. Eventualmente, um comprimento de trinca crítico é atingido para ocorrer a rápida fratura final.

Nos estudos metalúrgicos, é possível que K_{max} seja maior que K_{IC} , mas, em geral, alguma alteração metalúrgica causa esta redução no valor de K_{IC} , fazendo com que a região

III se mova para valores menores de ΔK . No entanto, um aumento do valor de K_{IC} causaria um maior valor de ΔK , na região III. Por fim, alterações na posição relativa da região III não alteram significativamente a vida em fadiga de um componente, desde que o tempo desse estágio tenha atingido um crescimento de trinca por ciclo suficientemente grande, na proporção em que a vida em fadiga seja pequena (WEBSTER, 1994).

Figura 2.21 - Dados de crescimento de trinca por fadiga para alguns aços (FUCHS, 1980).

2.9.2 Efeitos da temperatura

Em temperaturas elevadas, a vida em fadiga de corpos de prova e componentes é, geralmente, mais curta que em ensaios realizados na temperatura ambiente, conforme pode ser observado na Figura 2.23, para um aço inoxidável tipo 304. Na Figura 2.23(a), a maioria dos símbolos “quadrados escuros” representa a propagação de trinca por fadiga, obtida a partir de ensaios realizados em temperaturas elevadas com exposição ao ar. A lei de Coffin-Manson é quase satisfeita por uma reta com inclinação de cerca de -0,6 e passa pelo ponto (1000, 1%). O decréscimo na vida em fadiga de 3000 (à temperatura ambiente) para 1000 ciclos (alta temperatura) não foi causado pelo efeito da fluência, devido ao fato de que os ensaios em temperaturas elevadas foram conduzidos sob carregamento em alta frequência com taxa de deformação de aproximadamente 0,01 mm/mm·s, com formas de onda do tipo

p-p, conforme mostra a Figura 2.23(b). A redução da vida é presumida devido ao fato da interação entre fadiga e ambiente de ensaio (oxidação). Existem dados experimentais que suportam essa ideia e evidenciam claramente este tipo de comportamento (COFFIN Jr, 1973). Este estudo mostrou que ensaios de fadiga em gás inerte ou em alto vácuo, apresenta uma lei de Coffin-Manson muito próxima de ensaios de fadiga na temperatura ambiente.

Figura 2.22 - Comparação de dados de crescimento de trinca por fadiga para alguns materiais (EWALDS, 1985).

Uma diferença excepcional em vida em fadiga é encontrada em materiais resistentes ao calor ensaiados em temperaturas elevadas e em temperatura ambiente. Em temperaturas elevadas estes apresentam fratura do tipo dúctil, mas em temperatura ambiente, estes já apresentam fratura do tipo frágil. Esses indícios são mais que suficientes para comprovar a maior vida em fadiga de materiais resistentes ao calor ensaiados em temperaturas elevadas do que em temperatura ambiente (OHTANI, 1998).

(a)

(b)

Figura 2.23 - (a) Efeitos de modos de falha em fadiga de um aço inoxidável do tipo 304 ensaiado em ar. (b) Quatro tipos de ondas - deformação e tensão - adotados em ensaios de fadiga em temperaturas elevadas para verificar os efeitos da frequência, formas de ondas de tensão e deformação no modo de falha e na vida em fadiga (ZHOU, 1995 *apud* OHTANI, 2003, p.329).

Um outro exemplo desse comportamento é o comportamento de ligas de Ti-Al (compostos intermetálicos), que são materiais aplicáveis em situações de temperaturas elevadas devido à sua relativamente alta resistência mecânica. Tsutsumi (1995) e Ohtani (1998) conduziram ensaios de fadiga em uma liga de titânio fundida com 34% em peso de alumínio (Ti-34%Al), a qual possuía uma estrutura lamelar composta da fase- γ (TiAl) e uma pequena quantidade de fase- α_2 (Ti₃Al). Os valores obtidos em alongamento total em tração foram de aproximadamente 1% para espécimes ensaiados à temperatura ambiente e aproximadamente 10% para espécimes ensaiados a 800°C. Os valores obtidos de limite de resistência à tração foram de 580 MPa em temperatura ambiente e 620 MPa a 800°C.

Ainda na Figura 2.23(a), os símbolos circulares vazios representam o trincamento superficial de corpos de prova ensaiados por fadiga com formas de onda de deformação do tipo c-c. Esses corpos de prova foram ensaiados ao ar e em temperaturas elevadas. As trincas de contornos de grão do tipo margem são distribuídas sobre a superfície do corpo de prova, sendo uma morfologia típica desta fratura (OHTANI, 2003).

A Figura 2.24 mostra os resultados de ensaios de fadiga à temperatura ambiente, 600°C, 800°C e 900°C. A deformação total possui uma grande parcela de deformação elástica, especialmente na temperatura ambiente, mesmo em regime de fadiga de baixo ciclo (TSUTSUMI, 1995 *apud* OHTANI, 2003, p.329). A evidência de que a vida em fadiga a 800°C é maior do que à temperatura ambiente deve-se principalmente ao aumento na deformação total. A diferença entre os sítios de iniciação de trincas pode ser vista para as várias temperaturas ensaiadas. Na temperatura ambiente, evidencia-se, na região de fratura, trincas com contornos lamelares e defeitos de fundição na superfície ou abaixo da mesma (em alguns casos). Nas temperaturas de 600°C e 800°C, os defeitos superficiais são dominantes. Por fim, na temperatura de 900°C foi evidenciado o trincamento pela presença de filmes óxidos (OHTANI, 1998). As trincas de espécimes ensaiadas em fadiga à temperatura ambiente apresentam uma propagação em ziguezague, acompanhada de uma ramificação ao longo dos contornos lamelares. Já em ensaios em temperaturas elevadas, os espécimes apresentaram uma propagação de trinca que atravessaram as lamelas em uma propagação retilínea.

Tada (2001) também avaliou os efeitos da interação fadiga-ambiente, em termos do trincamento de filme de óxido, sobre a iniciação de trinca por fadiga de uma superliga monocristalina a base de Ni. Os ensaios foram realizados em carregamento reverso com uma tensão máxima de 300 MPa, frequência de 1 Hz, temperatura de 1000°C e com número de ciclos para falhar de $9,3 \cdot 10^4$. Várias pequenas trincas de aproximadamente 100 μm de extensão foram iniciadas perpendicularmente à linha de carga em camadas superficiais do filme de óxido. Algumas das trincas cresceram e penetraram no filme óxido e atingiram o substrato. Esses processos são completados até um estágio precoce de fadiga, acima de

5000 ciclos, correspondendo a aproximadamente 5% da vida total. O crescimento do filme óxido foi mensurado na faixa de 30 a 50 μm . Dessa forma, a densidade de trincas por área e o comprimento médio delas na superfície do substrato foi de 20 trincas/ mm^2 e 0,1 mm, respectivamente. As trincas sobre o metal base não eram resultantes de trincamento cisalhante do estágio I, porém foram assumidas como trincas carregadas no modo I, ou seja, perpendicularmente à linha de carga da orientação cristalográfica $\langle 100 \rangle$. Outro ensaio subsequente mostrou que nenhuma trinca apareceu na superfície do metal base até $2 \cdot 10^4$ ciclos, quando o filme óxido foi removido repetidamente durante o teste: a cada 500 ciclos até 5000 ciclos; e a cada 1000 ciclos após isso (TADA, 2001).

Figura 2.24 - Vida em fadiga de uma liga Ti-Al fundida (Ti-34%Al) em função da temperatura de ensaio (TSUTSUMI, 1995 *apud* OHTANI, 2003, p.330).

Solomon (1973) efetuou ensaios de propagação de trinca por fadiga em uma liga A286, em ambiente e a vácuo (10^{-5} Pa), para interpretar os efeitos da frequência e o ambiente sobre o crescimento de trinca por fadiga a 593°C . As frequências variaram entre 0,0013 a 5 rpm, e o intervalo de deformação plástica de 0,01 mm/mm. A Figura 2.25 apresenta a comparação do comportamento deste aço, tanto em ar como em vácuo, em termos de propagação de trinca por fadiga. Uma curva esquemática da taxa de crescimento de trinca no vácuo ($\Delta\epsilon_p = 0,002$) foi contrastada com ensaios em atmosfera ambiente ($\Delta\epsilon_p = 0,01$). Uma dependência da frequência é reconhecida em ensaios em atmosfera ambiente sobre um amplo intervalo de frequência. Especialmente em frequências abaixo de 0,02 rpm, o crescimento de trinca é puramente dependente do tempo. Os ensaios em vácuo confirmaram que a atmosfera ambiente produz um efeito acelerador na taxa de crescimento de trinca por fadiga. Estes também encontraram os seguintes comportamentos: a taxa de

crescimento de trinca por fadiga é puramente dependente do tempo para frequências abaixo de 0,01 rpm; em frequências acima de 1 rpm, a taxa é puramente dependente do ciclo; em frequências intermediárias, a taxa possui um comportamento de transição, ou seja, um misto de fratura transgranular e intergranular (SOLOMON, 1973).

Figura 2.25 - Dependência da frequência sobre o comportamento de crescimento de trinca de uma liga A286 ensaiada a 593°C em vácuo e no ar (SOLOMON, 1973).

Em temperaturas elevadas, a deformação plástica independente do tempo é gerada por uma rápida deformação trativa ou compressiva e uma deformação por fluência dependente do tempo (*dwell*) por uma vagarosa tração ou compressão. A deformação cíclica durante a fadiga é caracterizada por uma combinação de deformação plástica “*p*” e deformação por fluência “*c*” no processo de tração e compressão. A frequência supracitada e/ou dependência do tempo no comportamento em fadiga e fadiga-fluência são geralmente geradas sob carregamento reverso, tensão simétrica ou ciclos de deformação de ondas “tipo p-p” e “tipo c-c”, conforme ilustrado na Figura 2.23(b).

Ohtani (1982) discutiu os efeitos das formas de ondas sobre o crescimento de trinca de um aço austenítico tipo 304. A Figura 2.26 mostra as taxas de crescimento de trinca para quatro tipos de tensão: tipo p-p para temperaturas elevadas, tipo c-c para fadiga-fluência, e para ambas, tipo c-p e tipo p-c. Pode ser percebido que as taxas de crescimento de trinca para as formas de onda tipo p-c e tipo c-p quase coincidem com os outros tipos de onda p-p e c-c, respectivamente.

Figura 2.26 - Resultados de ensaios de crescimento de trinca por fadiga de um aço inoxidável tipo 304 para os quatro tipos de formas de onda. Dependência da forma de onda de tensão em função da taxa de crescimento de trinca (OHTANI, 2003).

2.10 Modelagem do crescimento de trinca cíclico controlado pelo deslocamento

O crescimento de trinca cíclico em temperaturas elevadas tem sido discutido sobre carregamento de amplitude de carga constante, que simula as condições de carregamento primário. No entanto, durante o início e o desligamento do ensaio na máquina, por exemplo, os gradientes de temperatura podem atingir tensões secundárias que são controladas pelo deslocamento. Se essas tensões forem suficientemente severas e repetitivas, podem levar o componente à falha por fadiga térmica ou fadiga-fluência.

2.10.1 Carregamento em tração

Inicialmente, o carregamento em controle de deformação em tração será considerado, quando uma interrupção está incluída no deslocamento máximo do ciclo, conforme apresentado na Figura 2.27. Nota-se um relaxamento na carga que pode ocorrer devido à

fluência em cada ciclo durante o período de permanência constante no ciclo máximo, exposto na temperatura de ensaio. As Figuras 2.28 e 2.29 apresentam exemplos desse tipo de relaxamento para aços baixa-liga, submetidos a carregamento repetitivo (NIKBIN, 1988). Essas figuras também apresentam a quantidade de crescimento de trinca que acontece no processo. Para ambos os materiais, fragilizado e dúctil, a carga decai rapidamente e um correspondente decréscimo na taxa de crescimento da trinca é observado, como uma recuperação elástica trocada pela deformação por fluência. Eventualmente, as quedas de carga chegam a um valor tão baixo, que a deformação por fluência e o trincamento eventualmente cessam. Este comportamento é completamente diferente do obtido durante o carregamento de amplitude de carga constante, no qual um aumento progressivo na taxa do crescimento da trinca ocorre em função do tempo.

O relaxamento na carga a um deslocamento constante durante o período de *dwell* é causado por uma alteração na taxa de flexibilidade elástica (*compliance*) com o tamanho da trinca, e por uma deformação por fluência. Uma comparação entre as Figuras 2.28 e 2.29 indica que o aço fragilizado (0,5CrMoV) exibe maior trincamento e relaxamento na carga do que o aço dúctil (2,25CrMo). Neste último, observou-se um tamanho de trinca de aproximadamente 0,4 mm, antes do fim do trincamento, ao passo que no aço fragilizado observou-se um tamanho de trinca de 5,0 mm. Este comportamento corrobora com os modelos de exaustão de ductilidade do crescimento de trinca por fluência, em que, proporcionalmente, uma maior abertura da trinca é necessária para propagá-la em um material dúctil do que em um material frágil, de modo que se espera maior avanço da trinca no material frágil, conforme observado, para uma mesma quantidade de relaxamento na carga (WEBSTER, 1994).

Figura 2.27 - Relaxamento na carga, que pode ocorrer no máximo deslocamento durante um carregamento de amplitude de deslocamento constante (WEBSTER, 1994).

Figura 2.28 - Crescimento de trinca e relaxamento na carga, de um aço baixa liga 0,5%CrMoV fragilizado, ocorrido durante carregamento de amplitude de deslocamento constante a 0,001 Hz e 565°C (NIKBIN, 1988).

Figura 2.29 - Crescimento de trinca e relaxamento na carga de um aço baixa liga 2,25%CrMo dúctil, ocorrido durante carregamento de amplitude de deslocamento constante a 0,001 Hz e 538°C (NIKBIN, 1988).

Buchheim (1989) mostrou que o crescimento de trinca em um aço inoxidável 304H pode ser reativado nos ensaios sob controle de deslocamento, se o máximo deslocamento for aumentado para regenerar a carga inicial. O crescimento de trinca adicional é obtido e pode vir a cessar outra vez (BUCHHEIM, 1989). Seus resultados são apresentados na Figura 2.30.

Figura 2.30 - Crescimento de trinca e relaxamento de carga de um aço austenítico tipo 304H envelhecido (ciclagem com amplitude de deslocamento constante a 760°C) (BUCHHEIM, 1989).

Os dados apresentados nas Figuras 2.28 a 2.30 foram obtidos de ensaios com frequências baixíssimas, em que o processo dominante era dependente do tempo. Nestes casos, a taxa de crescimento da trinca pode ser correlacionada com C^* e, sendo assim, pode-se estabelecer uma expressão para a extensão da trinca em deslocamento constante. Para um deslocamento total constante, a taxa de deformação por fluência (Δ^c) para avaliar C^* é dada pela Equação 13, e Δ^e representa a taxa de deformação elástica.

$$\Delta^c = -\Delta^e \quad (13)$$

Para uma variação da taxa de flexibilidade elástica, C^e , de um corpo de prova trincado, tem-se a Equação 14.

$$E \cdot B \cdot \Delta^e = C^e \frac{dP}{dt} + P \frac{dC^e}{dt} \quad (14)$$

Substituindo as Equações 13 e 14 na Equação 15, obtém-se uma relação para C^* em carregamento controlado pelo deslocamento. Para várias circunstâncias, uma quantidade suficientemente pequena de crescimento de trinca irá ocorrer durante o período de interrupção (*dwell*) e, dessa forma, a parcela dC^e/dt da Equação 14 pode ser ignorada, resultando em uma relação de C^* como na Equação 16.

$$C^* = \left(\frac{h_1}{h_2}\right) \left(\frac{\sigma_o}{P_o}\right) P \cdot \Delta^c = \frac{P \cdot \Delta^c}{B(W-a)} F \quad (15)$$

$$C^* = - \frac{P \cdot C^e}{E \cdot B^2 \cdot (W-a)} F \frac{dP}{dt} \quad (16)$$

2.10.2 Carregamento em tração-compressão

Um exemplo deste tipo de carregamento é observado no diagrama carga em função do deslocamento da Figura 2.31. Para condições de predominância de fluência elástica, a largura do ciclo de histerese é determinada principalmente por um relaxamento da carga, registrado durante o período de interrupção do ciclo (*dwell*). O fechamento e a abertura da trinca irão ocorrer em cada ciclo. A proporção do intervalo de carga $q_o \cdot \Delta P$, na expressão da variação do fator intensidade de tensão, será determinada pelo valor de ΔK_{ef} para descrever o crescimento de trinca cíclico.

Figura 2.31 - Diagrama carga *versus* deslocamento para um ciclo de amplitude de deslocamento constante envolvendo tração e compressão (WEBSTER, 1994).

As Figuras 2.32 até 2.34 apresentam dados que foram obtidos de ensaios realizados em dois aços inoxidáveis, nos quais os deslocamentos trativo e compressivo foram iguais. Nota-se que uma redução na frequência ou um aumento no tempo de interrupção do ciclo (*dwell*), no deslocamento máximo, causa um aumento na taxa da/dN para um dado ΔK_{ef} .

Figura 2.32 - Curva de crescimento da trinca em relação à frequência de ensaios de amplitude de deslocamento constante no aço inoxidável 347 envelhecido e ensaiado a 650°C (GLADWIN, 1989).

Figura 2.33 - Dependência do crescimento de trinca em relação à frequência de ensaios de amplitude de deslocamento constante no aço inoxidável 316 ensaiado a 600°C (AUSTIN, 1993).

Figura 2.34 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ a 770°C em uma liga à base de níquel AP1, em função da frequência a: (a) $R = 0,1$ e (b) $R = 0,7$ (WINSTONE, 1985).

No entanto, ao contrário dos resultados obtidos em experimentos cíclicos com intervalo de carga constante (como na Figura 2.34), um decréscimo na frequência (ou aumento no tempo de permanência) tem uma influência progressiva na diminuição do crescimento de trinca por ciclo. Em adição a isto, essas figuras mostram que os efeitos dependentes do tempo são mais pronunciados no início dos ensaios (WINSTONE, 1985).

A Figura 2.35 descreve a aparência de fraturas que ocorreram em um aço inoxidável do tipo 316L. Esta micrografia indica que as fraturas transgranulares foram obtidas de ensaios cíclicos contínuos e as falhas intergranulares algumas vezes mostraram evidências de estrias sobre os contornos de grãos, Figura 2.35(b), quando o tempo de permanência (*dwell*) foi incluído.

As observações efetuadas nas Figuras 2.32 a 2.35 são consistentes com os mecanismos de fluência que estão contribuindo para o processo de fratura. Da Equação 11, a influência do fenômeno fluência será maior na carga máxima de um ciclo, e quando a maior parcela do relaxamento ocorrer em cada ciclo. Este fenômeno é mais fácil de detectar em

experimentos que envolvem períodos de patamar no ciclo. Esta é uma característica de ensaios de amplitude de deslocamento constante, nos quais existe um decréscimo progressivo tanto na carga máxima quanto na taxa de relaxamento de carga, em função do tempo, conforme indicam as Figuras 2.28 a 2.30, de onde se observa que a contribuição da

fluência para o crescimento da trinca é maior no início de um ensaio, como se viu nas Figuras 2.32 e 2.33.

Figura 2.35 - Micrografias mostrando (a) fratura intergranular entre região de fadiga transgranular, obtida de um ensaio em aço inoxidável 316L, com tempo de permanência (*dwell*) de 8 horas ; (b) estrias sobre contornos de grãos em um ensaio com tempo de permanência (*dwell*) de 30 minutos. O sentido do crescimento da trinca é apresentado da esquerda para a direita (WEBSTER, 1994).

A diminuição dos efeitos da espera do ciclo pode ser atribuída aos efeitos de fluência, desde que um aumento em sua duração cause uma redução na carga máxima dos ciclos sucessivos, uma redução na taxa de relaxamento de carga, e uma menor fluência. Um argumento bastante similar pode ser aplicado aos efeitos da frequência.

2.11 O ensaio Charpy instrumentado

Em geral, os materiais podem apresentar comportamento elástico e/ou plástico, dependendo do campo de tensões aplicadas. De acordo com Meguid (1989), a plasticidade pode ser escrita como o comportamento de corpos sólidos que se deformam permanentemente sob a ação de cargas externas, ao passo que na elasticidade é observado um comportamento reversível dos sólidos, o qual retorna à sua forma original imediatamente (instantaneamente) quando as cargas externas são removidas (MEGUID, 1989). Com isso, pode-se dizer que a tensão que separa o comportamento elástico do plástico do material é o seu limite de escoamento (ASKELAND, 1994). A Figura 2.36 mostra esquematicamente o limite de escoamento convencional da curva tensão-deformação de engenharia de uma liga de metálica.

Figura 2.36 - Curva tensão-deformação de engenharia.

Denomina-se tenacidade a capacidade do material de se deformar elasto-plasticamente, e armazenar e absorver energia. Desta forma, obtém-se a quantidade de trabalho que pode ser realizado sobre o material (antes de sua fratura). O valor da tenacidade em tração pode ser quantificado através da integração da área sob a curva carga em função da deformação (Figura 2.36). Um material pode ser classificado como tenaz (dúctil) quando este absorve uma apreciável quantidade de energia antes da ruptura final, resultando em uma curva carga-deformação com um escoamento generalizado. Em contrapartida, um material que absorve pouca energia antes de sua ruptura é considerado pouco tenaz e tende a romper-se de maneira frágil, resultando em uma curva carga-deformação com pouco ou quase nenhum escoamento.

Figura 2.37 - Força em função do deslocamento durante um ensaio de impacto Charpy instrumentado (GATTI, 2007).

A Mecânica da Fratura estende o conceito de tenacidade aos corpos sólidos elásticos lineares, não lineares e elasto-plásticos na presença de descontinuidades tipo trincas, pois estes defeitos modificam o estado de tensões locais, não só pela concentração de tensões, mas, e também, pela introdução de um estado triaxial de tensões (deformação plana).

Assim como em todos os ensaios mecânicos, o ensaio de impacto Charpy possui vantagens e limitações. Dentre as principais vantagens, podem-se destacar a facilidade de execução e a obtenção rápida dos resultados, lidos diretamente da máquina de ensaio. A principal limitação refere-se à pouca informação extraída do processo de fratura, isto é, apenas a energia global de ruptura do corpo de prova pode ser medida.

A instrumentação adequada de uma máquina de ensaios de impacto é muito importante. É possível acompanhar o processo de fratura dos materiais ensaiados e obter informações adicionais quando se compara com o ensaio convencional. Todavia, com a inserção da instrumentação, qualquer que seja sua forma, alguns problemas podem surgir durante as etapas do processo, isto é, desde a escolha do tipo de transdutor, sua localização na máquina de ensaio, até a obtenção dos sinais da força em função do tempo, sua interpretação e validação (NOGUEIRA, 2007).

No âmbito mundial, Ireland (1977) firmou-se como um ícone no estudo aprofundado da instrumentação aplicada ao ensaio Charpy convencional, sobretudo durante a década de 70. Análises minuciosas sob sua ótica geraram diversas implicações e condições necessárias que norteiam e validam até hoje a adequada instrumentação (IRELAND, 1977).

O ensaio consiste em registrar os sinais da força de impacto do martelo no corpo de prova e plotá-los na forma de curvas força (F) x tempo (t) e de força (F) x deslocamento (d). No sistema instrumentado e informatizado Charpy, o deslocamento na linha de carga é obtido, aquisitando-se informações sobre a carga de escoamento, F_e e carga máxima, F_m . Este último parâmetro é de especial importância no cálculo da tenacidade à fratura dinâmica, K_{Id} ou J_{Id} . Para isso, é medida a carga de início da instabilidade da trinca e a carga de término da instabilidade da trinca, bem como os seus respectivos tempos de deslocamentos, respectivamente, de escoamento, t_e e d_e ; máximo, t_m e d_m ; e total, t_t e d_t . Por fim, por intermédio da curva $F \times d$ é possível determinar as energias relativas aos processos de nucleação e iniciação (E_i) e de propagação (E_p) da trinca assumida numa análise simples, como, respectivamente, a energia até a força máxima e após a força máxima, que não são possíveis de serem distinguidas nos ensaios clássicos. A energia total absorvida no impacto também pode ser obtida pela integração numérica da curva $F \times d$ (Figura 2.38) (PASCHOALOTTO, 2007).

Figura 2.38 - Curva $F \times d$ durante um ensaio de impacto Charpy instrumentado (PASCHOALOTTO, 2007).

A Figura 2.39 ilustra esquematicamente o comportamento da curva $F \times t$ como função da temperatura de ensaio para um aço de média resistência. A instrumentação permite identificar os vários estágios no processo de fratura. O valor da energia W_m é associado à área sob a curva $F \times t$ até o carregamento máximo F_m . Este valor de impulso é convertido em energia aplicando a lei do movimento de Newton, que considera a velocidade do pêndulo decrescente durante o processo de deformação e fratura. Esta velocidade decrescente é proporcional à força instantânea aplicada no corpo de prova em qualquer tempo particular (HERTZBERG, 1995).

Figura 2.39 - Resposta $F \times t$ para um aço de média resistência mecânica (SHOCKEY, 1995).

2.12 Mecânica da fratura

A Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) surgiu em função das limitações na aplicação dos conceitos tradicionais para prever o comportamento mecânico dos materiais quanto à presença de descontinuidades internas e superficiais (defeitos, trincas, vazios, etc). Por sua vez, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) surgiu em função das limitações na aplicação do critério de K_{Ic} da MFEL em materiais dúcteis, nos quais a existência de uma zona plástica de tamanho significativo em relação à espessura invalida as considerações de um campo de tensões elásticas na ponta da trinca, controlando o processo de fratura.

A tenacidade à fratura de iniciação é considerada uma propriedade do material e portanto deve ser independente de tamanho, geometria e níveis de carregamento para um material com uma determinada microestrutura. Uma medição confiável de tenacidade à fratura é um pré-requisito para o projeto de componentes estruturais com base nos princípios da Mecânica da Fratura.

Existem métodos padronizados para a determinação da tenacidade à fratura sob condições de deformação plana (K_{Ic}) que são válidos quando o tamanho da zona plástica à frente da ponta da trinca é pequeno. No entanto, para materiais que apresentam uma parcela significativa de plasticidade antes do crescimento estável da trinca, a MFLE não é mais válida. Sob tais condições, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica utiliza outros métodos para lidar com relações não lineares entre o campo de tensões e o de deformações, como, por exemplo, os ensaios de CTOD e de Integral J.

O método CTOD baseia-se na medição do deslocamento da abertura da ponta da trinca como parâmetro crítico de iniciação do processo de fratura. O método da integral J introduz um tratamento matemático que relaciona campos de tensões e deformações ao longo de um caminho ao redor da ponta da trinca. Apesar de estes métodos já estarem bem desenvolvidos experimentalmente, o problema ainda não está analiticamente resolvido, pois cada método apresenta suas limitações (ANDERSON, 1995).

2.12.1 Tenacidade à fratura em deformação plana

A premissa básica da MFLE é que a propagação instável de uma descontinuidade existente ocorrerá somente quando o valor do fator intensidade de tensão (K_I) atingir um

valor crítico denominado K_{Ic} . Este valor, geralmente chamado de tenacidade à fratura do material (em deformação plana) é uma propriedade do material dependente da temperatura e da taxa de carregamento.

O fator crítico de intensidade de tensões, K_c , que está relacionado com o crescimento instável da trinca sob condições de carregamento estático em uma determinada temperatura, depende da espessura (ou do nível de restrição plástica) do material. O valor limite de K_c para uma determinada temperatura e baixa taxa de carregamento é o valor de K_{Ic} , para condições de deformação plana (máxima restrição).

O conceito de Mecânica da Fratura é obtido para uma trinca aguda tendo uma ponta com raio nulo. Isto significa que todos os defeitos que possam existir no componente são tratados como trincas agudas e que um dos requisitos para um corpo de prova adequado para a determinação de K_{Ic} é possuir uma trinca aguda.

Outra limitação provém da consideração de comportamento linear elástico das tensões, inclusive a região em torno da ponta da trinca. Praticamente, isso significa que a análise de tensões é precisa na medida em que a zona plástica na ponta da trinca permanece pequena e é circundada por uma grande região elástica. Pode ser feita uma correção aproximada para essa condição de plasticidade limitada através do método conhecido como “correção do tamanho da zona plástica”, mas esse conceito não se aplica a condições de falhas que envolvam escoamento generalizado (ANDERSON, 1995).

A restrição de plasticidade limitada também significa que as determinações de valores de K_{Ic} devem ser conduzidas com corpos de prova que sejam suficientemente grandes para evitar complicações com plasticidade em larga escala. Somente os valores considerados válidos podem ser chamados de propriedades de tenacidade à fratura do material sob condições de deformação plana (K_{Ic}).

No caso de aços estruturais e aços carbono, as propriedades de tenacidade à fratura são dependentes da temperatura e da taxa de carregamento impostas ao defeito. O efeito da taxa de carregamento leva a várias categorias de valores de tenacidade à fratura:

- K_{Ic} : tenacidade à fratura estática obtida sob condições de baixas taxas de carregamento (ensaio monotônico);
- K_{Id} : tenacidade à fratura dinâmica obtida sob condições de altas taxas de carregamento (ensaio de impacto);
- K_{Ia} : tenacidade à fratura de travamento da trinca obtida a partir do valor de K_I sob condições nas quais uma fratura propagando-se rapidamente é travada dentro de um corpo de prova.

Em aços estruturais, a experiência mostra que K_{Id} e K_{Ia} são menores que K_{IC} . Define-se um valor de K_{IR} , o valor de referência de tenacidade à fratura, que representa o menor valor obtido de K_{Id} , K_{Ia} e K_{IC} para um determinado material.

Estudos experimentais mostram a variação de K_{IR} com a temperatura, válido para aços carbono e aços-ligas com limite de escoamento baixo e intermediário, conforme pode ser observado na Figura 2.40. O valor de K_{IR} exibe um aumento sensível na faixa de temperatura de transição. Estudos analíticos e correlações indicam que essa faixa de temperatura pode ser relacionada com a temperatura de transição determinada por ensaios de impacto Charpy.

Figura 2.40 - Variação de K_{IR} em função da temperatura.

Leskovsek (2008) conseguiu determinar, de maneira indireta, o valor de K_{IC} para aços ferramenta H11/H13, por intermédio de resultados obtidos de ensaios de dureza Rockwell C (HRC) e impacto Charpy (CVN). Utilizando as Equações 17 e 18, foi possível obter o limite de escoamento (σ_e) dos materiais e o valor de K_{IC} , respectivamente.

$$\sigma_e = 9,0659 \cdot HRC^{1,2844} \quad (17)$$

$$(K_{IC} / \sigma_e)^2 = 51,322 \cdot (E_t / \sigma_e)^{2,2106} \quad (18)$$

Obviamente que Leskovsek (2008) também realizou ensaios para a determinação de K_{IC} conforme a Norma ASTM E399-06. A comparação dos valores de K_{IC} obtidos pelas duas técnicas foi um sucesso, visto que o modelo matemático para a determinação de K_{IC} por intermédio de ensaios HRC e CVN ficou muito próximo do resultado experimental. Um outro ponto extremamente positivo observado por Leskovsek foi que os modos de fratura dos materiais ensaiados em CVN e K_{IC} foram similares.

2.12.2 Metodologia para a determinação e validação de K_{Id} e J_{Id}

O ensaio de impacto instrumentado permite o registro da carga aplicada (F), possibilitando a visualização da variação desta contra o tempo (t), ou da deflexão na linha de carga (d) do corpo de prova, este último sendo mensurado pelo monitoramento do movimento do pêndulo de impacto, empregando-se para isso um transdutor óptico. As oscilações originais dos sinais de carga são filtradas para sua eliminação, ou minimização, por intermédio de uma rotina Matlab, via método da Média Móvel, conforme ilustrado na Figura 2.41.

Figura 2.41 - Curvas de carregamento obtidas no ensaio de impacto Charpy, no qual são mostradas as curvas de um mesmo corpo de prova CR ensaiado a 871°C. A linha rosa refere-se à curva original (contendo as oscilações naturais do processo de impacto) e a linha azul refere-se à curva filtrada (segundo o Método da Média Móvel em rotina Matlab).

As energias parciais absorvidas na iniciação (E_i) e na propagação (E_p) da trinca, respectivamente, durante o impacto, foram estimadas via integração da curva F-d, respectivamente até carga máxima, e após carga máxima, tal como ilustrado na Figura 2.37. Desta forma, a energia total despendida no processo completo de fratura (E_t) compreende as duas parcelas ($E_t = E_i + E_p$). Os valores são automaticamente corrigidos para as perdas de energia decorrentes da fricção entre o corpo de prova e o suporte, do martelo com o ar, e do lançamento do corpo de prova já fraturado.

Kobayashi *et al.* (1993) desenvolveram o método da taxa de variação da flexibilidade elástica (TVFE) de um corpo de prova impactado sob flexão em três pontos para determinar o ponto de início de crescimento do defeito pré-existente. A expressão básica do método é

dada na Equação 19, onde $\Delta C/C$ é taxa de mudança da flexibilidade elástica, C é a secante da flexibilidade e C^e é a flexibilidade elástica (KOBAYASHI, 1993).

$$\frac{\Delta C}{C} = \frac{C - C^e}{C^e} \quad (19)$$

Essencialmente, o método consiste em se registrar a carga (F) e o deslocamento (d) aplicados ao corpo de prova e determinar o ponto em que ocorre uma súbita alteração da variável $\Delta C/C$, que indicaria o ponto em que se inicia a propagação da trinca, conforme esquemático da Figura 2.42. Sugere-se a leitura de Gatti (2007) de modo a obter informações mais detalhadas a respeito do método (GATTI, 2007).

Figura 2.42 - Método da taxa de variação da flexibilidade elástica do corpo de prova para determinação do ponto real de início de fratura, adaptado de Kobayashi *et al.* (KOBAYASHI, 1993).

2.12.2.1 Cálculo da tenacidade à fratura dinâmica na iniciação de trincamento

A maioria dos pesquisadores (KOBAYASHI, 1993; ZHANG, 1996; ANGAMUTHU, 1999; TROSNKAR, 2002; JIAN, 2003) utiliza a expressão originalmente elaborada por Rice (1973) sob regime quase-estático para a determinação da tenacidade à fratura sob condições de carregamento dinâmico, tendo-se como referência o ponto de iniciação do trincamento determinado de acordo com a Equação 19. A expressão de J_{id} é a apresentada na Equação 20, já corrigida para trincas rasas, na qual E_i é o termo de absorção de energia de impacto no início do trincamento; B é a espessura do corpo de prova; W é a largura do

corpo de prova; a se refere ao comprimento da pré-trinca (incluindo o entalhe); e b é o ligamento remanescente do corpo de prova ($b = W - a$).

$$J_{id} = 1,46 \frac{E_i}{B(W-a)} \quad (20)$$

Quando os materiais apresentam um comportamento mecânico essencialmente frágil e o início do crescimento de danos tende a ocorrer próximo ao ponto de carga máxima, podendo ser precisamente determinado pelo Método TVFE, o valor K_{id} é obtido por meio da expressão proposta por Kobayashi (KOBAYASHI, 1984), tendo-se como base a Equação 21.

$$K_{id} = f\left(\frac{a}{W}\right) \frac{6F\sqrt{a}}{B \cdot W} \quad (21)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1,93 - 3,07\left(\frac{a}{W}\right) + 14,53\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 25,11\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 25,80\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (22)$$

Na Equação 22, F é a carga atuante no corpo de prova, no ponto determinado para o cálculo, segundo o método TVFE; e $f(a/W)$ é a função flexibilidade elástica do corpo de prova.

2.12.2.2 Validação da tenacidade à fratura dinâmica

Para se determinar a possível validade dos resultados de tenacidade à fratura, de forma que esta quantidade possa ser considerada uma propriedade intrínseca e verdadeira do material, empregam-se os chamados critérios de validade. No presente caso, são fornecidos na unidade de mm, já bem estabelecidos na literatura (KOBAYASHI, 1993; ANGAMUTHU, 1999), tendo-se como base as dimensões do corpo-de-prova.

Para a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) utiliza-se a Equação 23; e para a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), a Equação 24.

$$B, W, a, b > 25 \frac{J_{id}}{\sigma_e} \quad (23)$$

$$B, W, a, b > 2,5 \left(\frac{K_{id}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (24)$$

Nas respectivas Equações 23 e 24, σ_e é o limite de escoamento do material, observado na Equação 25, na qual F_e é a carga de escoamento correspondente, que é automaticamente reconhecida pelo sistema Charpy instrumentado.

$$\sigma_e = 2,85 \frac{F_e \cdot W}{B \cdot b^2} \quad (25)$$

Para auxiliar no tratamento dos dados aqisitados nos ensaios de Charpy instrumentado, pode-se optar por rotina computacional (Matlab), conforme foi feita por Manoel (2012). Uma rotina como essa permite a obtenção dos valores de K_{id} e J_{id} para qualquer tipo de material.

2.13 Plasticidade

O comportamento plástico independente do tempo, para um material, deve ser considerado como um caso particular do estudo da viscoplasticidade. A Figura 2.43 apresenta um espaço de tensões com superfícies equipotenciais que representa superfícies de igual dissipação. Para um fixado estado endurecido, representado pelo centro e a dimensão da superfície interior ($\Omega = 0$), a taxa do fluxo é maior e mais rápida no ponto de tensão mais próximo do centro X . Sobre a superfície fechada, no centro ($\Omega = 0$), a taxa de fluxo é zero; ao passo que, na região mais afastada, a taxa de fluxo é infinita. O domínio da viscoplasticidade está situado entre esses dois limites. Já o domínio da elasticidade seria para $\Omega < 0$. Dessa forma, a plasticidade independente do tempo é aplicável para os seguintes casos: quer para retardar infinitamente cargas ou para a realização de estados assintóticos sob cargas fixas; ou para cargas extremamente rápidas. A resposta para esses dois casos difere em graus diferentes: para metais carregados a temperaturas menores que um quarto de sua temperatura absoluta de fusão, as superfícies equipotenciais são muito próximas; sendo assim, para estes justifica-se a utilização da análise da plasticidade independente do tempo. No segundo caso, para uma taxa largamente infinita, as deformações viscosas podem ser consideradas desprezíveis, desde que haja tempo para isso ocorrer. Assim, a superfície é definida nos espaços de tensão a partir do qual o fluxo

plástico pode ocorrer. Para estados de tensões dentro dessa superfície, o comportamento do material será integralmente elástico (LEMAITRE, 1994).

Figura 2.43 - Superfícies de fluxo equipotenciais - casos limites de plasticidade independente do tempo (LEMAITRE, 1994).

2.13.1 Leis particulares de fluxo

Antes de delinear os modelos particulares, torna-se necessário definir os significados dos termos isotropia, cinemático e anisotropia. Dois aspectos são distintos: um relacionado ao critério do fluxo e o outro ao endurecimento, isto é, na evolução do critério. Os termos isotropia e anisotropia definem ambos aspectos, enquanto o termo cinemático é aplicado somente à ideia da evolução. A Figura 2.44 apresenta um exemplo de endurecimento anisotrópico (rotação da superfície) sobreposto por um endurecimento cinemático (translação da superfície) e um amolecimento isotrópico (redução da superfície) para um aço 1Cr_{1/2}Mo_{1/4}V (LEMAITRE, 1994).

Figura 2.44 - Exemplos de algumas leis particulares de fluxo para um aço 1Cr_{1/2}Mo_{1/4}V (LEMAITRE, 1994).

2.13.2 Endurecimento isotrópico

Nas regras do carregamento isotrópico, a superfície de carregamento é governada somente por uma variável escalar, pelo trabalho plástico dissipado, ou pela deformação plástica acumulada (p), ou ainda por uma variável associada à força termodinâmica (R). Assume-se que a temperatura do ensaio será constante, ou seja, este critério independe da temperatura. A hipótese do endurecimento isotrópico facilita as demonstrações das equações de fluxo. Se a deformação plástica acumulada ou o trabalho plástico acumulado forem utilizados, será fácil a identificação do modelo de endurecimento com qualquer expressão ou apenas com uma curva de tensão-deformação monotônica. Dessa forma, tem-se a Equação 26 para o fluxo plástico f .

$$f = |\sigma| - R - \sigma_e = 0 \quad (26)$$

A Figura 2.45 mostra claramente como se obtém os parâmetros R e σ_e (tensão de escoamento). A tensão σ é obtida conforme o gráfico apresentado na Figura 2.46.

Figura 2.45 - Endurecimento isotrópico: representação no espaço tensão e na tensão-compressão (LEMAITRE, 1994).

Figura 2.46 - Representação esquemática da curva tensão e interpretação pelo endurecimento isotrópico (LEMAITRE, 1994).

2.13.3 Endurecimento cinemático

O endurecimento cinemático corresponde à translação da superfície de carregamento. A Figura 2.47 apresenta um exemplo desse modelo para um aço 2,25Cr1Mo, no qual nota-se claramente as translações das histereses de carregamento.

Figura 2.47- Exemplo de endurecimento cinemático do aço 2,25Cr1Mo (LEMAITRE, 1994).

O critério e o fluxo plástico f podem ser descritos pela Equação 27, em que k é a tensão de escoamento obtida pelo método apresentado na Figura 2.48. A variável de endurecimento X é um natural tensorial e indica a posição presente da superfície de carregamento.

$$f = |\sigma - X| - k = 0 \quad (27)$$

Em tração pura, o decréscimo no módulo de endurecimento (C) induz a uma concavidade dirigida para baixo na curva tensão-deformação; na compressão ocorre o contrário. Dessa forma, duas desvantagens da lei de Prager (Equação 28) são eliminadas: a linearidade e a correspondência uma-a-uma entre o endurecimento e a deformação plástica. A Figura 2.49 apresenta claramente esta situação do modelo do endurecimento cinemático não-linear.

$$dX = \frac{2}{3}C \cdot d\varepsilon^p - \gamma \cdot X \cdot dp \quad (28)$$

Figura 2.48 - Determinação de k no modelo de endurecimento cinemático (a) não-linear e (b) linear (LEMAITRE, 1994).

Na lei de Prager (Equação 28), ε^p é a parcela de deformação plástica de um ciclo de histerese; p é a deformação plástica acumulada ao longo dos ciclos de histerese; e a determinação de γ é claramente apresentada na Figura 2.49.

Figura 2.49 - Modelo de endurecimento cinemático não-linear: (a) tridimensional e (b) tração-compressão (LEMAITRE, 1994).

A superposição do endurecimento isotrópico sobre o endurecimento cinemático não-linear resulta na modificação do domínio elástico pela translação e expansão uniforme do ciclo de histerese. As variáveis de estado que descrevem o endurecimento isotrópico são a

deformação plástica acumulada, p , e a força termodinâmica, R , a qual representa a alteração no tamanho do domínio elástico. A evolução de R como uma função de p representa a progressão do endurecimento: endurecimento ou amolecimento cíclico. A Equação 29 representa esta correlação, em que Q representa o valor assintótico correspondente a um regime de ciclos estabilizados; b indica a velocidade da estabilização; e R_o é o valor inicial de R (ANGELONI, 2011).

$$R = R_o + Q(1 - e^{-bp}) \quad (29)$$

2.14 Viscoplasticidade

A teoria da viscoplasticidade descreve a importância do fenômeno da fluência sobre o fluxo plástico, em contraste com a plasticidade, ou seja, dependendo do tempo de ensaio. Para metais e ligas, esta corresponde aos mecanismos ligados ao movimento de discordâncias em grãos, vacâncias, etc, com os efeitos superpostos do deslizamento intercrystalino. Esses mecanismos começam a surgir quando a temperatura de ensaio chega a aproximadamente um terço da temperatura absoluta de fusão do material estudado.

As curvas de endurecimento de um material viscoplástico não são significativamente diferentes de um material plástico (curvas com patamar quase nunca são observadas). No entanto, três diferenças importantes podem ser destacadas: a influência da taxa de deformação (ou tensão): para uma mesma deformação, a maior taxa de deformação (ou de tensão) será maior para maiores tensões; o conceito de limite de escoamento plástico não é amplamente aplicável; e o fluxo plástico pode ocorrer a uma tensão menor que a aplicada inicialmente.

O limite elástico, ou a tensão de escoamento inicial, não é tão fácil de se detectar neste comportamento. Em altas temperaturas, frequentemente o considera-se como zero e esquematiza-se o comportamento viscoplástico por meio de modelos de fluidos muito viscosos. A Equação 29, apresentada na sub-seção 2.13.3, tem representado um resultado de várias pesquisas da plasticidade com referência ao modelo cinemático não-linear. O objetivo é representar corretamente o comportamento cíclico do material pela incorporação dos efeitos viscoplásticos. Este modelo permite a separação de diferentes efeitos e é diretamente relacionado aos conceitos termodinâmicos (LEMAITRE, 1994).

2.15 Modelagem da lei de Paris – fadiga de amplitude constante

A capacidade de um modelo de tempo derivativo de reproduzir as principais características da fadiga de amplitude constante foi estudada por Pommier e Risbet (2005). A tensão foi assumida como senoidal para diversas razões de carga empregadas. As evoluções dos comprimentos de trinca foram calculadas por intermédio de um modelo em que a trinca (função do tempo) foi plotada *versus* o número de ciclos, conforme mostra a Figura 2.50(a). Os resultados do modelo foram tratados como se fossem resultados obtidos experimentalmente. A taxa de crescimento de trinca cíclica, da/dN , foi calculada e plotada em função da amplitude do fator intensidade de tensão, ΔK , conforme mostra a Figura 2.50(b).

Pommier e Risbet (2005) chegaram à conclusão que os resultados obtidos pelo modelo, desenvolvido por eles, obedeciam rigorosamente à lei de Paris (Equação 11) para todas as razões de carga aplicadas. Os expoentes de Paris, m , foram iguais a 5, para os casos estudados. O efeito da razão de carga sobre o crescimento de trinca por fadiga (amplitude constante) normalmente leva em conta as variações de níveis de abertura da trinca K_{op}/K_{max} . O nível de abertura da trinca é determinado por intermédio de curvas de carga *versus* deslocamento ou por meio de curvas, como a da Figura 2.50(b), obtida de várias razões de carga, assumindo que a taxa de crescimento de trinca obedece à lei de Paris intrínseca (Equação 30).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^m \quad (30)$$

$$\Delta K_{eff}^m = K_{max}^m - K_{op}^m \quad (31)$$

Partindo das Equações 30 e 31, pode-se chegar ao modelo de Pommier e Risbet (Equação 32), a qual apresenta como o parâmetro K_{op}/K_{max} foi obtido.

$$\frac{K_{op}}{K_{max}} = 1 - (1 - R) \left(\frac{C_{(R)}}{C_{(0,5)}} \right)^{1/m} \quad (32)$$

Figura 2.50 - (a) Extensão da trinca de um comprimento de trinca inicial $a_0 = 10$ mm, predito pelo modelo de Pommier e Risbet, para um ensaio de fadiga de amplitude constante de $S_{max} = 200$ MPa e diversos valores de razão de carga. (b) Mesmos resultados: da/dN versus ΔK (POMMIER, 2005).

Pommier e Risbet (2005) assumiram que não houve efeito de fechamento em $R = 0,5$ quando $K_{op}/K_{max} = K_{min}/K_{max} = R = 0,5$. Dessa forma, para outras razões de carga, o valor do nível de abertura da trinca K_{op}/K_{max} pôde ser deduzido do valor do coeficiente $C_{(R)}$ da lei de Paris, para um dado valor de R , conforme mostra a Figura 2.51. Seus resultados, obtidos por intermédio do modelo, estão de acordo com os resultados divulgados por Newman (1984).

O modelo proposto por Pommier e Risbet (2005) parte do princípio da desigualdade entre a taxa de arredondamento plástico e a taxa de crescimento de trinca. Esta desigualdade foi introduzida neste modelo. A lei de propagação de trinca (Equação 33) foi escolhida e possui apenas o parâmetro ajustável α , que pode ser obtido de um ensaio de crescimento de trinca por fadiga.

$$\frac{da}{dN} = \int_{t(N)}^{t(N+1)} \frac{da}{dt} dt = \frac{\alpha}{2} (\rho_{max} - \rho_{min}) = \frac{\alpha}{2} \frac{\Delta CTOD}{2} \quad (33)$$

Na Equação 33, da/dt é a taxa de crescimento de trinca, medida em m/s, e ρ é o arredondamento da ponta da trinca, medido em m. O valor da variação da abertura da ponta da trinca ($\Delta CTOD$) também deve ser conhecido.

Figura 2.51 - Comparativo da evolução do nível de abertura da trinca: modelo de Pommier e Risbet (2005) *versus* equações empíricas de Newman (1984).

A equação do balanço de energia, Equação 34, provém de um critério de escoamento para uma estrutura trincada, onde a força termodinâmica ϕ em oposição à taxa de arredondamento da ponta da trinca (d_p/dt) deve ser igual, quando existir dissipação, à soma de um termo ϕ^{eff} oposto à produção de calor por uma deformação plástica na ponta da trinca, e um termo ϕ^x oposto ao armazenamento da energia elástica para dentro da zona plástica da ponta da trinca. Esses termos são obtidos de equações constitutivas para a plasticidade cíclica de estruturas trincadas.

$$\phi = \phi^{eff} + \phi^x \quad (34)$$

3. MATERIAL E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 Material

O material utilizado neste estudo é o aço ASTM A297-97, Gr HP modificado com nióbio (25Cr35NiNb). Encontram-se poucas informações na literatura sobre o efeito do envelhecimento nas propriedades mecânicas desta liga. Segundo Nunes *et al.* (NUNES, 2007), a microestrutura da liga 25Cr35NiNb submetida a tratamento de envelhecimento fica praticamente estabilizada para tempos da ordem de 1000 horas. A microestrutura básica deste aço apresenta uma matriz austenítica e carbeto massivos primários de cromo e nióbio. Sob exposição às temperaturas de serviço ocorre a precipitação de carbeto secundários de cromo.

O aço ASTM A-297 Gr HP modificado com nióbio tem a composição química nominal apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química nominal (% em peso) do material estudado.

<i>Elementos Químicos</i>	<i>Nominal</i>
C	0,35 – 0,75
Si	2,50 (máx)
Mn	2,00 (máx)
P	0,04 (máx)
S	0,04 (máx)
Cr	24,0 – 28,0
Ni	33,0 – 37,0
Mo	0,50 (máx)
Cu	0,25 (máx)
Nb	1,00 – 1,50
Fe	bal.

A análise química foi realizada por meio de espectroscopia de emissão ótica por centelha (ARL 3460) no material na condição de como-recebido. A temperatura de análise foi de 26°C com grau de umidade relativa do ar de 43%.

3.2 Procedimentos experimentais

3.2.1 Tratamento térmico

O material estudado é comumente empregado como elemento estrutural em unidades de coqueamento retardado (UCR) de refinarias, onde a temperatura pode chegar a valores próximos a 900°C. O material deste estudo foi recebido na forma bruta de fusão. A extração dos corpos de prova para os ensaios mecânicos de dureza, impacto, tração e fadiga foi realizada a partir deste material recebido, considerando-se algumas condições do material: como-recebido (bruto de fusão) e submetido a diversos tempos de tratamento térmico de envelhecimento. O intuito de se trabalhar com diferentes tempos de envelhecimento a 927°C visou caracterizar os efeitos de transformações metalúrgicas com o tempo, nas propriedades mecânicas.

Para se determinar o grau de envelhecimento, foram realizados tratamentos isotérmicos em segmentos do material recebido (10x20 cm²) na temperatura de 927°C durante 5 diferentes intervalos de tempo de permanência, conforme mostra a Tabela 3.2. A condição de como-recebido será denominada de CR.

Tabela 3.2 - Condições de tratamento térmico de envelhecimento a 927°C.

<i>Denominação</i>	<i>T10</i>	<i>T30</i>	<i>T100</i>	<i>T300</i>	<i>T1000</i>
<i>Tempo [h]</i>	10	30	100	300	1000

3.2.2 Análise microestrutural

A análise microestrutural foi realizada em amostras submetidas a diferentes envelhecimentos e, também, naquelas não tratadas termicamente, no Laboratório de Ensaios Metalográficos do SMM-EESC-USP.

As amostras foram embutidas em baquelite condutor, lixadas com lixas d'água de granulometria #80, 120, 220, 400, 600, 800, 1200, e 2000 e em seguida polidas, sequencialmente, com óxido de cromo, suspensão de alumina 0,3 µm e, por último, em suspensão de alumina 0,05 µm. Para permitir a observação da matriz, após o polimento, foi realizado um ataque químico da superfície de cada amostra. Para o material em estudo, o

reagente indicado foi o Behara, que consiste em uma solução de 3,0 g de $K_2S_2O_5$, 10,0 g de $Na_2S_2O_3 \cdot 5H_2O$, diluídos em 100 mL de água destilada. A duração média da exposição do material ao reagente químico foi de aproximadamente 50 segundos. As observações microestruturais e as aquisições foram realizadas com o auxílio de um microscópio *Olympus BX60M*, acoplado a uma máquina fotográfica digital *Sony Cyber-shot 5.1* Megapixels, e em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do tipo FEG (*field emission gun*).

3.2.3 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados conforme a norma ASTM E92-03 nas amostras CR, T10, T30, T100, T300 e T1000, retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto. O indentador utilizado foi uma pirâmide de diamante com uma carga de 10 kgf. As amostras, previamente preparadas, foram lixadas com lixas d'água de #80, 120, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200, e, em seguida, polidas em dióxido de cromo. Foram efetuadas cinco medidas de dureza em cada amostra e para cada condição de tratamento. O equipamento utilizado foi um durômetro Leco digital, do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM) da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC), Universidade de São Paulo (USP).

3.2.4 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova usinados a partir do material na condição de como-recebido (CR) e após envelhecimento. As temperaturas dos ensaios de tração em amostras lisas foram as seguintes: 25°C, 871°C, 899°C, 927°C, 954°C e 982°C, segundo as normas ASTM E8M-09 (25°C) e ASTM E21-09 (altas temperaturas). Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS 810 com capacidade para 250 kN. Os corpos de prova foram aquecidos por um forno de indução elétrica, marca *Inductoheat*, tipo LSS 7,5/200 com 7,5 kW de potência e frequência de 200 kHz. As medidas de temperatura foram executadas por meio de um pirômetro fixo, da marca *Raytec* (modelo D9ETXSLTCF1L2), equipado com mira de luz infravermelha. A temperatura medida por este sensor serviu como parâmetro de controle para o forno de indução. Foi utilizado um extensômetro para altas temperaturas (hastes de alumina), com deslocamento na linha de carga da marca MTS (modelo 632.54F-14). A bobina de indução do sistema de aquecimento foi confeccionada com um tubo de cobre de 5 mm de diâmetro. Esta bobina foi projetada

para envolver adequadamente a parte útil do corpo de prova, proporcionando um aquecimento uniforme, além de permitir a passagem das hastes do extensômetro entre suas espiras.

Para cada condição de ensaio de tração em amostras lisas, foram utilizados três corpos de prova. Para os ensaios de tração a 25°C, foi utilizado um extensômetro da marca MTS, modelo 632.110-20, com um comprimento útil de 25 mm. Em todos os ensaios a taxa de deformação foi de 1 mm/min. Os resultados obtidos nos ensaios de tração permitiram melhores estimativas para a previsão do comportamento do material estudado em ensaios de propagação de trinca por fadiga. O corpo de prova de tração está representado na Figura 3.1.

Figura 3.1 - (a) Vista ortográfica e (b) perspectiva do corpo-de-prova de tração. Medidas em mm.

A Figura 3.2 apresenta em detalhe a região de acoplamento do corpo de prova na garra, onde podem ser vistos a bobina de aquecimento por indução, o extensômetro de hastes cerâmicas e o pirômetro infravermelho.

Figura 3.2 - Detalhe da região de acoplamento do corpo de prova na garra hidráulica para ensaios de tração em temperaturas elevadas.

3.2.5 Ensaios de impacto

Os ensaios de impacto foram realizados em corpos de prova Charpy com entalhe em V (Figura 3.3) nas condições do material de como-recebido e envelhecidos a 927°C. A velocidade do martelo foi de 5,52 m/s. A temperatura mais alta de ensaio visa simular a temperatura mais crítica a que o componente é submetido. Os ensaios foram realizados em corpos de prova convencionais (entalhe) e pré-trincados (entalhe mais pré-trinca), conforme a norma ASTM E23-07. Este último tipo de corpo de prova objetiva verificar a tenacidade à fratura dinâmica do material na presença de uma pré-trinca. A confecção de uma pré-trinca de 1,0 mm, a partir da raiz do entalhe em cada corpo de prova, foi realizada em uma máquina servo-hidráulica MTS modelo 810, sob frequência de 30 Hz, razão de carga de 0,1 e carga máxima de 4,5 kN. Foram utilizados três corpos de prova para cada condição de ensaio, ou seja, um total de 78 corpos-de-prova, sendo 18 corpos de provas para a temperatura ambiente (CR, T10, T30, T100, T300 e T1000) e 60 corpos de prova para ensaios em temperaturas elevadas (871°C, 899°C, 927°C, 954°C e 982°C).

O aquecimento dos corpos de prova foi realizado com a utilização de um forno horizontal, tipo mufla, da marca EDG FI-2. A temperatura do corpo de prova dentro do forno foi calibrada com um termopar do tipo Pt-PtRh13%.

Figura 3.3 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova Charpy. Medidas em mm.

O ensaio instrumentado registrou os sinais da força (F) de impacto do martelo no corpo de prova em função do tempo (t) e do deslocamento (d). No sistema instrumentado e informatizado Charpy, o deslocamento na linha de carga é obtido, e, a partir das curvas registradas ($F \times d$ e $F \times t$), obtêm-se informações sobre força de escoamento (F_e) e força máxima (F_m). A partir da curva de força $F \times d$ podem-se determinar as energias relativas aos estágios de iniciação (E_i) e de propagação (E_p) da trinca, assumida numa análise simples como, respectivamente, a energia até a força máxima e após a força máxima, que não são possíveis de ser distinguidas nos ensaios clássicos.

Para tratar os sinais obtidos foi elaborada uma rotina em Matlab[®] 2010. Primeiramente é feita uma correção de *offset* do sinal, em seguida é feita uma filtragem utilizando um filtro do tipo média móvel tomando como base 301 pontos. A filtragem elimina componentes de altas frequências indesejáveis, pois não estão relacionadas ao processo de deformação e fratura do corpo de prova. O valor da energia até o instante de crescimento instável da trinca e da energia global de fratura, é calculado utilizando o método integração de 1/3 de Simpson. Os valores de tenacidade à fratura dinâmica (K_{Id} e J_{Id}) são calculados levando em consideração os parâmetros geométricos do corpo de prova (dados de entrada do

programa) e o valor da força obtida por meio do método da alteração da taxa de flexibilidade proposto por Yamamoto & Kobayashi (YAMAMOTO, 1993).

3.2.6 Fadiga de baixo ciclo

Os ensaios de fadiga, utilizando a metodologia ϵ -N, foram efetuados sob controle de deformação, de acordo com a norma ASTM E606-04. Corpos de prova na condição T1000 foram ensaiados nas temperaturas de 25°C e 927°C. Optou-se pela condição T1000 por esta ser a mais aproximada da aplicação real, pois assim, o material já ficou exposto a 927°C durante 1000 horas (tratamento térmico de envelhecimento).

Para o levantamento da curva ϵ -N, utilizou-se seis níveis de amplitude de deformação para a temperatura de 25°C, e cinco níveis a 927°C. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica sob onda do tipo senoidal, frequência de 2 Hz e razão de deformação reversa $R_\epsilon = -1$. O controle de deformação foi realizado com a utilização de um extensômetro especial para ensaios em temperaturas elevadas. A geometria e as dimensões dos corpos de prova de fadiga estão apresentadas na Figura 3.4.

Figura 3.4 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, de acordo com a norma ASTM E606-04. Dimensões em mm.

O aquecimento dos corpos de prova de fadiga foi realizado em um forno de indução, sendo que a temperatura foi controlada por intermédio do uso de um pirômetro óptico de infravermelho equipado com uma mira a laser. A temperatura medida por este sensor serviu de parâmetro de controle para o forno de indução.

O comportamento mecânico das ligas foi avaliado por meio das histereses cíclicas de tensão-deformação mecânica e por meio de curvas de deformação-vida: amplitude de deformação mecânica ($\Delta\epsilon_t/2$), amplitude de deformação plástica ($\Delta\epsilon_p/2$) e amplitude de deformação elástica ($\Delta\epsilon_e/2$), em função do número de reversos para falhar ($2N_f$), segundo a relação de Coffin-Manson (BANNANTINE, 1990).

3.2.7 Propagação de trinca por fadiga

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga, sob carregamento de ondas senoidais, foram efetuados em corpos de prova do tipo C(T), conforme mostra a Figura 3.5, de acordo com a norma ASTM E647-00. Tanto as pré-trincas como os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados sob uma frequência de 5 Hz e razão de carga (R) de 0,1. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 25°C e 927°C. O crescimento da trinca foi medido com um extensômetro de pernas de quartzo, acoplado na posição V_0 do corpo de prova C(T), de acordo com a norma ASTM E647-00.

O aquecimento dos corpos de prova C(T) para os ensaios executados a 927°C foi realizado em um forno do tipo mufla, acoplado a um controlador de temperatura digital. Foram utilizadas garras de Inconel para realização dos ensaios em alta temperatura; as hastes das garras foram resfriadas por um sistema de refrigeração à água.

3.2.8 Simulação computacional do comportamento em fadiga

Foi escolhido o programa *Abaqus Standard Finite Element Code* para a modelagem dos ensaios de fadiga de baixo ciclo. Uma rotina computacional foi desenvolvida por Angeloni (2011) para analisar esta modelagem. O intuito dessa análise é verificar os modelos propostos por Lemaitre (1994) na obtenção de histereses de fadiga de baixo ciclo, a fim de comparar os resultados experimentais com tais modelos apresentados na Seção 2.13.

Foi realizada uma pequena sequência de ensaios para a aquisição dos dados necessários para efetuar a modelagem computacional. Corpos de prova de fadiga de baixo ciclo (Figura 3.4) foram ensaiados na temperatura de 927°C em três diferentes amplitudes de deformação ($\Delta\epsilon_m/2$): 0,10%, 0,20% e 0,25%. A frequência utilizada foi de 0,05 Hz com uma razão de deformação reversa ($R_\epsilon = -1$). Esse estudo foi realizado apenas para a condição CR.

Em seguida, em corpos de prova similares realizaram-se os ensaios de relaxamento de carga (descarregamento), para cada amplitude de deformação, na temperatura de 927°C. O ensaio consistiu na aplicação da amplitude de deformação e, por intermédio do controle de deformação da máquina de ensaios, foi obtida uma curva de carga (F) em função do tempo (t) para cada amplitude de deformação. Para a realização desses ensaios foi utilizado o mesmo aparato dos primeiros ensaios de fadiga de baixo ciclo, citados na Seção 3.2.6.

Figura 3.5 - (a) Vistas ortográficas e (b) perspectiva do corpo de prova utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga, de acordo com a norma ASTM E647-00. Dimensões em mm.

3.2.9 Análise fractográfica

Com a utilização de microscópio eletrônico de varredura modelo DSM 960 ZEISS, foram observadas as superfícies de fratura do material nas diversas condições estudadas e provenientes dos diversos ensaios mecânicos, com o objetivo de verificar morfologias da fratura na região de propagação de trincas e na fratura final. Adicionalmente, foram efetuadas microanálises semi-quantitativas dos elementos químicos utilizando-se a técnica de energia dispersiva de raios-X (EDX) e quantificação de fases via MEV. Esse tipo de análise é necessário para avaliar os mecanismos de fratura.

As superfícies de fratura foram previamente limpas com acetona em um aparelho de ultra-som, para que ficassem isentas de qualquer material externo indesejável em sua análise. Para as amostras de impacto foram observadas imagens das regiões de início, meio e fim da região de fratura.

3.3 Síntese dos procedimentos experimentais

A Figura 3.6 apresenta um fluxograma de todos os procedimentos experimentais realizados neste trabalho. Nota-se claramente a presença de duas fases. A primeira se refere à caracterização mecânica e microestrutural do aço estudado em função dos tempos de envelhecimento a 927°C. Já a segunda fase refere-se à avaliação do comportamento em fadiga e à determinação dos parâmetros de tenacidade do aço estudado em altas temperaturas.

Figura 3.6 - Fluxograma dos procedimentos experimentais realizados neste trabalho.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise química

A Tabela 4.1 mostra a composição química medida (% em peso), bem como a composição nominal da liga estudada. Desta forma, pode ser observado que os teores de carbono e de cromo estão levemente abaixo da faixa nominal especificada pela norma ASTM A297-97.

Tabela 4.1 - Análise química (% em peso) do material estudado.

<i>Elementos</i>	<i>Medida</i>	<i>Nominal</i>
C	0,33	0,35 – 0,75
Si	1,31	2,50 (máx)
Mn	0,96	2,00 (máx)
P	0,020	0,04 (máx)
S	0,011	0,04 (máx)
Cr	23,77	24,0 – 28,0
Ni	36,20	33,0 – 37,0
Mo	0,10	0,50 (máx)
Cu	0,08	0,25 (máx)
Nb	1,28	1,00 – 1,50
Fe	bal.	bal.

4.2 Análise metalográfica

4.2.1 Análise microscópica

A Figura 4.1 apresenta as fotomicrografias das amostras nas condições como-recebida e envelhecidas em diferentes tempos a 927°C. Na amostra CR, Figura 4.1(a), observa-se uma estrutura bruta de fusão com aspecto dendrítico, composta de uma matriz austenítica circundada por carbeto primários (provavelmente o Cr_7C_3) e carbeto de nióbio

(NbC), com formação principalmente na região interdendrítica, típico para este tipo de material.

Figura 4.1 - Fotomicrografias obtidas a partir das amostras nas condições: (a) CR, (b) T10, (c) T30, (d) T100 (e) T300 e (f) T1000. Ataque químico com o reagente Behara. Aumento de 200x.

Inicialmente, o tratamento térmico de envelhecimento ocasiona a precipitação de carbeto secundários (provavelmente o Cr_{23}C_6) no seio dessa matriz austenítica, conforme pode-se observar nas Figuras 4.1(b)-(f). Essa precipitação de carbeto secundários ocorre devido à exposição material. Ao mesmo tempo, observa-se uma intensa precipitação no espaçamento interdendrítico, que com o aumento do tempo de envelhecimento, faz com que os carbeto de cromo coalescem e se tornem mais grosseiros, ao passo que os carbeto de nióbio não sofrem variação significativa em sua forma. Após o envelhecimento, os carbeto primários também sofrem uma mudança composicional de Cr_7C_3 para Cr_{23}C_6 devido à menor oferta do carbono disponível (NUNES, 2005).

No entanto, na amostra T1000, Figura 4.1(f), nota-se a presença da conhecida “escrita chinesa”, ou seja, a fase G, composta de carbeto de nióbio e de níquel (ALMEIDA, 2003). Esse fato ocorre devido ao NbC ser instável em temperaturas elevadas, próximas de 900°C , durante um tempo de envelhecimento muito longo, ou seja, 1000 horas. Por fim, pode-se notar que na medida em que o tempo de envelhecimento aumenta há um pequeno crescimento na quantidade de precipitados na matriz austenítica. A diferença de tonalidade entre as fotomicrografias diz respeito apenas a pequenas variações no tempo de imersão da amostra no reagente utilizado para o ataque químico.

4.2.2 Qualificação de fases via MEV-EDX

A seguir, serão apresentadas algumas fotomicrografias efetuadas com a utilização de um microscópio eletrônico de varredura. A Figura 4.2(a) apresenta uma rede primária de carbeto na matriz austenítica do material estudado na condição T10. A Figura 4.2(b) destaca os dois tipos de carbeto primários existentes neste tipo de material: carbeto de nióbio (mais claros) e carbeto de cromo (mais escuros).

Foram efetuadas análises de qualificação de fases via MEV/EDX na amostra do material estudado na condição T10. O retângulo e as setas coloridas das Figuras 4.2(a) e 4.2(b) apresentam as regiões onde foi efetuada a qualificação de fases. As Figuras 4.3 a 4.7 mostram os espectros obtidos, juntamente com a composição química das regiões do retângulo, seta amarela, seta laranja, seta preta e seta vermelha, respectivamente.

(a)

(b)

Figura 4.2 - Fotomicrografias de uma amostra T10, realizada por microscopia eletrônica de varredura, no intuito de se identificar as fases presentes e a morfologia dos carbetos primários. O retângulo e as setas apontam regiões em que foram realizadas análises via EDX.

Figura 4.3 - Espectro e composição química da região do retângulo da Figura 4.2(a).

Figura 4.4 - Espectro e composição química da região seta amarela da Figura 4.2(a).

Figura 4.5 - Espectro e composição química da região da seta laranja da Figura 4.2(a).

Figura 4.6 - Espectro e composição química da região da seta preta da Figura 4.2(b).

Figura 4.7 - Espectro e composição química da região da seta vermelha da Figura 4.2(b).

A Figura 4.8 apresenta o mapeamento de elementos de liga em uma determinada região de uma amostra T30, fornecido pela técnica de energia dispersiva de raios-X (EDX) de um microscópio eletrônico de varredura (MEV). A Figura 4.8(a) mostra o aspecto da região analisada, e as Figuras 4.8(b)-(h) mostram o mapeamento dos elementos silício, nióbio, molibdênio, cromo, manganês, ferro e níquel, respectivamente. É interessante notar que nos contornos interdendríticos há a presença dos elementos nióbio e cromo, na forma

de carbeto, e também há a presença de molibdênio, em menor quantidade que os primeiros. Pode-se notar também que os outros elementos de liga (Si, Mn, Fe e Ni) estão distribuídos uniformemente na matriz austenítica do material.

Nas Figuras 4.8(c) e 4.8(e) nota-se claramente que há uma massiva presença nas dendritas dos respectivos elementos químicos nióbio e cromo. Essa evidência comprova a existência de nióbio e cromo nos carbeto primários, conforme pode ser visto nas Figuras 4.3 a 4.7.

Figura 4.8 Fotomicrografia (obtida via MEV-EDX) de uma amostra do material na condição T30 (aumento de 3000x).

4.4 Propriedades mecânicas a 25°C

A Figura 4.9 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de dureza, tração e impacto realizados em temperatura ambiente sobre todas as condições do material. Observa-se que tanto os parâmetros de resistência como os de ductilidade não sofreram alterações muito significativas com os tratamentos de envelhecimento aplicados.

Os valores de dureza obtidos mostram que, a partir de 30 horas de envelhecimento em 927°C, a dureza se estabiliza em torno de 197 HV. As amostras após serem envelhecidas, em tempo igual ou superior a 30 horas, apresentam valores de dureza 20% maiores quando comparados com a dureza da amostra na condição CR. Em termos de dureza, a condição T10 já é suficiente para causar um endurecimento significativo nesta liga, sendo que foi obtido um valor médio máximo para um tempo de 30 horas. Este tipo de resultado já era esperado, pois a precipitação de carbeto secundários na matriz austenítica causa o bem conhecido efeito de endurecimento por precipitação (NUNES, 2005).

Observa-se que, no intervalo estudado e com relação aos parâmetros de resistência do ensaio de tração, ambos os limites de resistência e de escoamento apresentam uma leve tendência a aumentar com o acréscimo do tempo de envelhecimento. Em contrapartida, os valores de alongamento percentual mostraram a tendência esperada de diminuir com o aumento do tempo de envelhecimento, devido ao fato desta liga estar sendo fortalecida.

Figura 4.9 - Propriedades mecânicas do material nas condições estudadas. Ensaio realizado na temperatura de 25°C. Os valores de energia absorvida por impacto foram mensurados em kJ/m².

Em relação aos ensaios de impacto, em corpos de prova do tipo Charpy pode ser notado que os valores de energia absorvida por impacto de todas as amostras envelhecidas são bem menores que os valores da amostra na condição CR.

Deve ainda ser observado que, por se tratar de um material fundido com alta quantidade de elementos de liga, verifica-se uma variação microestrutural e

consequentemente mecânica a curtas distâncias. Isto pode eventualmente acarretar alguns resultados não conformes com o restante (espalhamento de dados).

4.5 Propriedades mecânicas em temperaturas elevadas

4.5.1 Tração

A Figura 4.10 apresenta as curvas tensão-deformação de engenharia obtidas nos ensaios de tração do material para as condições CR e T1000, respectivamente, em função da temperatura de ensaio para uma taxa de carregamento de 1 mm/min.

Na Figura 4.10, observa-se a presença de serrilhados nas curvas de tração relacionadas às temperaturas elevadas, caracterizando o escoamento plástico descontínuo conhecido como efeito Portevin-LeChatelier (PLC). Este serrilhado encontra-se nas cinco temperaturas elevadas. A presença do efeito PLC nas curvas de tração é um aspecto clássico do envelhecimento dinâmico observado em aços de baixo e médio teor de carbono, indicando que nos aços resistentes ao calor este envelhecimento tem características semelhantes [Castro, 2008]. A escolha de cinco níveis de temperatura em torno de 900°C se deu devido às temperaturas em que normalmente estes aços são empregados.

A Figura 4.11 apresenta os parâmetros obtidos nos ensaios de tração que comprovam que o tratamento térmico de envelhecimento teve como resultado o aumento dos parâmetros de resistência mecânica a 25°C, devido à precipitação de carbeto secundários (provavelmente o Cr_{23}C_6) na matriz austenítica.

Em temperaturas elevadas, os parâmetros de resistência mecânica (S_R e S_e) de ambas as condições do material estudado decrescem com o aumento da temperatura de ensaio, enquanto os parâmetros de ductilidade (A_T e RA) inicialmente aumentam e permanecem constantes com o aumento da temperatura. Nota-se que a queda dos parâmetros de resistência mecânica é mais acentuada na condição CR do que na condição T1000. Provavelmente essa queda mais abrupta da condição CR se deva ao fato de sua matriz austenítica não conter carbeto secundários, tornando-a menos resistente e mais dúctil em temperaturas elevadas. A condição T1000, por sua vez, possui carbeto secundários dispersos pela matriz austenítica, ocasionando, assim, um fortalecimento dessa matriz e retardando (porém, não evitando) a queda dos parâmetros de resistência mecânica em temperaturas elevadas.

Figura 4.10 - Curvas de tração em função da temperatura de ensaio para as condições: (a) CR, (b) T1000 e (c) evidência do DSA em na condição T1000 (ampliação das curvas).

4.5.2 Impacto

Ao contrário dos resultados obtidos em tração, mas pelo mesmo motivo, nota-se a queda nos valores da energia absorvida por impacto em todas as temperaturas estudadas para a condição CR, o que se deve ao fato da maior plasticidade do aço estudado em altas temperaturas. Desta forma, o fortalecimento da matriz austenítica causou um decréscimo dos valores de tenacidade do aço em torno de 25% a 35%, conforme se observa na Figura 4.12, a qual apresenta os valores de energia total absorvida por impacto, em kJ/m^2 , de cada condição, em cada temperatura.

Figura 4.11 - Parâmetros obtidos nos ensaios de tração em função da temperatura de ensaio para as condições: (a) CR e (b) T1000.

No entanto, de acordo com a Figura 4.12 a condição CR teve uma queda pronunciada em seus valores de energia total absorvida por impacto com o acréscimo da temperatura de ensaio. Já na condição T1000 não foi possível notar este tipo de comportamento. Provavelmente isso se deva ao fato de o fortalecimento da matriz austenítica da condição T1000 ser capaz de manter ductilidade desta condição mesmo com o aumento da temperatura de ensaio.

Ainda em relação aos ensaios de impacto da Figura 4.12, quando se trata de comparar os resultados obtidos em corpos de provas convencionais e pré-trincados, nota-se que para ambas as condições CR e T1000 o material exibiu menor tenacidade ao impacto com a existência de pré-trinca. Os corpos de prova pré-trincados em ambas as condições estudadas apresentaram valores de tenacidade ao impacto de 10% a 28% menores do que os valores obtidos para os corpos de prova entalhados, isto para a mesma temperatura de ensaio. Contudo, nota-se que os valores médios obtidos de energia absorvida por impacto a 25°C para os corpos de prova, com e sem pré-trinca por fadiga, são bem inferiores aos valores obtidos em temperaturas elevadas. É sabido que a existência da pré-trinca é suficiente para suprimir a energia necessária para a iniciação da trinca por impacto (em torno de 50 kJ/m² a 75 kJ/m²). A energia tem que ser menor no caso dos espécimes pré-trincados, pois a área resistente é menor. Assim sendo, deve-se calcular a energia de iniciação e de propagação, levando-se em consideração a área resistente.

Figura 4.12 - Energia total absorvida por impacto (kJ/m²), das condições estudadas, em função da temperatura de ensaio.

A Figura 4.13 apresenta o comportamento obtido da curva carga (F) *versus* deslocamento (s) de espécimes da condição CR convencional e pré-trincado, ensaiados em 927°C. Nota-se que o espécime pré-trincado possui menor valor de força máxima ($F_m = 6,4$ kN) que o espécime convencional ($F_m = 8,2$ kN), conforme já era de se esperar.

4.5.3 Determinação da tenacidade à fratura dinâmica

A Figura 4.14 apresenta os gráficos das tenacidades J_{id} e K_{id} considerando-se as várias temperaturas de ensaio aplicadas nas amostras. Os valores plotados correspondem à média dos pontos de dados para cada condição de ensaio, com os respectivos desvios-padrão sendo fornecidos na forma de barras verticais.

(a)

(b)

Figura 4.13 - Comportamento da força *versus* distância obtido de ensaios de impacto Charpy de espécimes da condição CR ensaiados a 927°C: (a) convencional e (b) pré-trincado. Gráficos originais obtidos do equipamento instrumentado (sem filtragem de ruídos).

Em relação aos valores obtidos de J_{Id} em função da temperatura de ensaio, Figura 4.14(a), pode-se afirmar que os valores das condições CR e T1000 são iguais em todas as condições, levando-se em consideração os desvios-padrão das medidas.

Figura 4.14 - Resultados de tenacidade J_{Id} e K_{Id} para as diversas temperaturas de ensaio.

No entanto, há de se ressaltar que a condição CR possui valores de desvios maiores que a condição T1000 em todas as temperaturas estudadas. Isso provavelmente se deve ao fato de que na condição T1000 há uma precipitação de carbeto secundários no seio da matriz austenítica, fazendo com que a mesma se torne mais resistente e menos heterogênea. É sabido que esse material se encontra na condição fundida, sendo, portanto, bastante heterogêneo a curtas distâncias, podendo acarretar em valores de propriedades mecânicas bastante dispersos.

Em adição, os resultados obtidos de K_{id} em função da temperatura são muito parecidos com o comportamento dos valores de J_{id} . No entanto, há de se apontar uma particularidade nos ensaios realizados em temperatura ambiente, os quais apontam a condição CR com maiores valores de K_{id} do que a condição T1000. Na realidade, observando a Figura 14.4(b), não há alterações significativas nos valores de K_{id} em função da temperatura. Esse tipo de comportamento provavelmente se deve ao fato de que os valores de energia absorvida por impacto dos corpos de prova ensaiados são valores relativamente baixos (entre 4 e 15 J). Dessa forma, a obtenção da carga de escoamento (F_e) também fica com valores próximos e o valor de K_{id} é uma função de F_e .

A Figura 4.15 apresenta os resultados de verificação de validação das tenacidades à fratura J_{id} e K_{id} . Os valores plotados correspondem à média dos pontos de dados para cada condição de ensaio, com os respectivos desvios-padrão sendo fornecidos na forma de barras horizontais.

Figura 4.15 - Critérios de validade das tenacidades: (a) J_{id} e (b) K_{id} .

Ao observar a Figura 4.15(a), nota-se que nenhuma condição de validação para J_{id} foi satisfeita em sua totalidade. Por exemplo, os ensaios realizados a 25°C, tanto na amostra CR como na T1000, tiveram validação para os valores de b e $B=W$, porém não tiveram validação para o valor de a . As amostras ensaiadas em altas temperaturas não conseguiram validação para os valores de a e b , conseguindo apenas para o valor de $B=W$. Dessa forma, pode-se afirmar que os valores de J_{id} para todas as condições estudadas não são adequados para tenacidade à fratura dinâmica (J_{id}). No entanto, isto não quer dizer que não se pode utilizar esses valores para efeitos comparativos de tenacidade dentro de um grupo de amostras. Pode-se dizer o mesmo para os valores de K_{id} , Figura 4.15(b), pois nenhuma condição foi suficiente para sua validação em termos de a , b e W .

4.5.4 Superfícies de fratura

A Figura 4.16 apresenta a região de fratura de um corpo de prova após ser ensaiado por impacto. Nesta figura nota-se o tunelamento obtido no rastro de propagação de trinca por fadiga.

Figura 4.16 - Superfície de fratura de um corpo de prova o qual foi previamente pré-trincado por fadiga, fraturado em ensaio de impacto Charpy onde pode-se observar o tunelamento no rastro de propagação da trinca por fadiga.

As Figuras 4.17 e 4.18 apresentam as fractografias obtidas por intermédio do MEV das superfícies de fratura de corpos de prova Charpy das condições CR e T1000. Comparando-se as condições CR e T1000, nas temperaturas de 871°C, 927°C e 982°C, notou-se que não houve alteração significativa do tipo de fratura para cada condição. É observado que, nas

temperaturas elevadas, cada condição apresentou fratura do tipo mista (dúctil + frágil transgranular), acompanhada de oxidação da superfície de fratura. Nota-se uma maior porcentagem de fratura frágil transgranular, apesar da fratura apresentar uma quantidade considerável de *dimples* (coalescência de microvazios). Há de se ressaltar que todas as observações são feitas no interior do grão, devido ao fato de os grãos colunares desse material serem relativamente grandes, na ordem de 2 a 6 mm, conforme mostra a Figura 4.19.

Figura 4.17 - Aspectos fractográficos da região de fratura dos corpos de prova da condição CR, ensaiados nas temperaturas de : (a) 25°C, (b) 871°C, (c) 927°C e (d) 982°C. Aumento de 2000x.

Em relação aos ensaios a 25°C, nota-se a presença de fratura transgranular com pouquíssima presença de *dimples* na condição CR (Figura 4,17(a)) e nenhuma presença dos mesmos na condição T1000 (Figura 4.18(a)). Provavelmente o fortalecimento da matriz austenítica na condição T1000, devido à presença massiva da escrita chinesa, contribui para 100% de fratura frágil transgranular para esta condição. Essas avaliações corroboram com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos de tração e de impacto, os quais apontam para um aumento de ductilidade em temperaturas elevadas.

Figura 4.18 - Aspectos fractográficos da região de fratura dos corpos de prova da condição T1000, ensaiados nas temperaturas de : (a) 25°C, (b) 871°C, (c) 927°C e (d) 982°C.

Aumento de 2000x.

Figura 4.19 - Grãos colunares do material estudado. Ataque químico com o reagente químico Lepito.

4.6 Fadiga de baixo ciclo

A Figura 4.20 apresenta as histereses obtidas de ciclos próximos aos da falha de corpos de prova ensaiados em fadiga por controle de amplitude de deformação. A Figura 4.20(a) apresenta a histerese do ciclo 2500 de um corpo de prova T1000, ensaiado a temperatura ambiente (25°C), com 0,30% de deformação. Na Figura 4.20(b) é apresentada uma histerese do ciclo 702 de um corpo de prova T1000, ensaiado a 927°C, com 0,30% de deformação. Nota-se que a parcela de amplitude de deformação plástica é maior na temperatura de 927°C (histerese menos estreita) devido à oxidação sofrida pelo material, resultando em um material de maior ductilidade nesta temperatura. No entanto, de acordo com Webster (1994), a histerese obtida comprova que o ciclo de carregamento, mesmo na temperatura de 927°C, foi submetido apenas, e puramente, ao fenômeno de fadiga. Ou seja, a frequência de 5 Hz, juntamente com a onda senoidal utilizada neste tipo de ensaio, não foi capaz de submeter os corpos de prova ao fenômeno de fluência. Há de se ressaltar que houve uma maior dificuldade no controle da deformação nos ensaios na temperatura de 927°C, uma vez que sob este aspecto a histerese apresenta-se com certa quantidade de serrilhados, o que pode estar associado ao fenômeno de envelhecimento dinâmico, DSA.

Figura 4.20 - Exemplo de histereses obtidas em ensaios de fadiga ϵ -N com 0,30% de controle de amplitude de deformação: (a) ciclo 2500 para o corpo de prova T1000 ensaiado a 25°C e (b) ciclo 702 para o corpo de prova T1000 ensaiado a 927°C.

As Figuras 4.21(a) e 4.21(b) apresentam as curvas ϵ -N do material T1000 ensaiado nas temperaturas de 25°C e 927°C, respectivamente. O valor da transição de vida em fadiga, $2N_t$, do material T1000 ensaiado a 25°C (1900 reversos) é menor do que o ensaiado a 927°C (5000 reversos). Sabe-se que este parâmetro representa a vida correspondente à

intersecção entre as curvas elástica e plástica, ou seja, a vida na qual o ciclo estável de histerese possui a parcela de deformação elástica igual à plástica. Um fator que corrobora com o aumento de $2N_f$, em 927°C, é o fato de o material T1000 possuir maior ductilidade em elevadas temperaturas, se comparado com a temperatura ambiente.

A Figura 4.22 apresenta, conjuntamente, as curvas ε -N do material T1000 ensaiado a 25°C e 927°C. Nota-se que, para uma mesma amplitude de deformação, a vida em fadiga do material ensaiado em 25°C é bem maior do que a vida em fadiga a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo, acima de 10^4 ciclos, onde há o domínio da deformação elástica no material. O fato de que a 927°C a vida em fadiga foi reduzida pode ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: uma nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento, em conjunto com o efeito da oxidação superficial das bandas de deslizamento permanentes que levam a uma vida reduzida. Para vidas mais longas a diferença aumenta, pois esta parte é mais dependente dos parâmetros de resistência do material e, quanto maior a temperatura, menores serão os parâmetros de resistência. Dessa forma, há uma diferença significativa na vida em fadiga. Já na região de fadiga de baixo ciclo, há dependência da componente em deformação plástica.

Figura 4.21 - Curvas deformação-vida do material T1000 nas temperatura de: (a) 25°C e (b) 927°C.

Figura 4.22 - Sobreposição entre as parcelas totais da curva deformação-vida do material T1000 nas temperaturas de 25°C e 927°C.

A Tabela 4.2 apresenta um resumo dos parâmetros obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo. Os parâmetros elásticos σ'_f e b representam o coeficiente de resistência à fadiga e o expoente de Basquin, respectivamente. Os parâmetros plásticos ϵ'_f e c representam os respectivos coeficiente e o expoente de ductilidade em fadiga. As equações de deformação total, $\Delta\epsilon/2$, do material T1000, ensaiados por fadiga nas temperaturas de 25°C e 927°C, estão apresentadas nas respectivas Equações 35 e 36.

Tabela 4.2 - Parâmetros de fadiga de baixo ciclo do material T1000 nas temperaturas estudadas.

Temperaturas	Parcela Elástica				Parcela Plástica	
	E [GPa]	σ'_f [MPa]	σ'_f/E	B	ϵ'_f	C
25°C	175,0	980,0	0,0056	-0,055	0,2968	-0,581
927°C	70,8	184,1	0,0026	-0,054	0,5504	-0,686

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,0056 \cdot (2N_f)^{-0,055} + 0,2968 \cdot (2N_f)^{-0,581} \quad (35)$$

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = 0,0026 \cdot (2N_f)^{-0,054} + 0,5504 \cdot (2N_f)^{-0,686} \quad (36)$$

4.7 Propagação de trinca por fadiga

A Figura 4.23 apresenta a curva da taxa de propagação de trinca por fadiga, da/dN , em função da variação do fator de intensidade de tensão, ΔK , na condição CR e T1000 obtida nas temperaturas de 25°C e 927°C. Dessa forma, pode-se observar que, para um mesmo nível de ΔK , a velocidade de propagação da trinca por fadiga é maior no material ensaiado em 927°C do que em 25°C, para ambas as condições microestruturais. Esse significativo aumento na taxa de propagação da trinca, a 927°C, deve-se a um mecanismo dependente da temperatura que supõe que o crescimento de trinca cíclico desenvolve-se por um mecanismo decoesivo cisalhante, pelas bandas de deslizamento na ponta da trinca. Este mecanismo de formação de estrias pelo fluxo plástico das bandas de deslizamento na ponta da trinca considera que a deformação irreversível durante cada ciclo de carregamento e descarregamento resulta na produção de “orelhas” que aumentam a aparência da superfície de fratura estriada (WEBSTER, 1994). Esta afirmação é consistente com o fato de que há maior difusão de precipitados em altas temperaturas, fazendo com que a matriz do material se torne mais dúctil. Em suma, esses fatores agem em sinergia para contribuir no acréscimo da taxa de propagação de trinca por fadiga dos materiais CR e T1000 em 927°C, se comparados com os ensaios a 25°C.

Figura 4.23 - Curva da/dN versus ΔK de corpos de prova nas condições CR e T1000, ensaiados nas temperaturas de 25°C e 927°C.

Em relação aos ensaios de propagação de trinca por fadiga realizados a 25°C, nota-se que ambas as condições microestruturais exibiram quedas repentinas da taxa de

propagação de trinca por fadiga na região de Paris (BANNANTINE, 1990) da curva da/dN versus ΔK . Após uma determinada propagação da trinca a taxa volta a crescer similarmente ao que acontece quando se analisa o efeito de sobrecargas na propagação de trincas. Este fenômeno pode estar associado a variações microestruturais de curta distância, que podem dificultar ou restringir as deformações na frente da ponta da trinca e, assim, reduzir a sua velocidade. Outra possibilidade seria a divisão da trinca em várias frentes, devido às mesmas variações microestruturais mencionadas, o que reduziria momentaneamente a taxa de propagação da trinca por fadiga. Assim, há a necessidade de maior energia cedida à ponta da trinca para que essas barreiras possam ser contornadas. Uma vez que a ponta da trinca ultrapassa esta região, a taxa de propagação aumenta novamente. Nesta temperatura, a taxa de propagação de trinca por fadiga é levemente superior no material T1000, provavelmente devido à maior quantidade de precipitação secundária em sua matriz austenítica, o que torna o material menos dúctil. No entanto, na temperatura de 927°C não se nota uma diferença significativa na taxa de propagação em relação às diferentes condições microestruturais. A Tabela 4.3 apresenta os parâmetros da equação de Paris obtidos nos ensaios de propagação de trinca por fadiga.

Tabela 4.3 - Parâmetros da equação de Paris para o material estudado em diferentes condições.

<i>Condições</i>	<i>Temperaturas</i>	<i>Parâmetros da equação de Paris</i>	
		<i>C</i>	<i>M</i>
CR	25°C	$8,3 \cdot 10^{-11}$	4,5260
CR	927°C	$1,6 \cdot 10^{-8}$	4,1005
T1000	25°C	$5,1 \cdot 10^{-14}$	6,9118
T1000	927°C	$7,2 \cdot 10^{-9}$	4,4076

A partir desta tabela, as equações de Paris, do material nas condições CR e T1000, ensaiados nas temperaturas de 25°C e 927°C, podem ser apresentadas por meio das Equações 37 a 40.

$$\frac{da}{dN_{CR-25^{\circ}C}} = 8,3 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{4,5260} \quad (37)$$

$$\frac{da}{dN_{CR-927^{\circ}C}} = 1,6 \cdot 10^{-8} (\Delta K)^{4,1005} \quad (38)$$

$$\frac{da}{dN}_{T1000-25^{\circ}C} = 5,1 \cdot 10^{-14} (\Delta K)^{6,9118} \quad (39)$$

$$\frac{da}{dN}_{CR-25^{\circ}C} = 7,2 \cdot 10^{-9} (\Delta K)^{4,4076} \quad (40)$$

Na Figura 4.24, as macrografias das regiões de fratura obtidas em amostras CR ensaiadas nas temperaturas de 25°C e 927°C são apresentadas. Percebem-se claramente as regiões de pré-trinca, de propagação da trinca por fadiga e de fratura final em cada corpo de prova. Pode-se notar que a parte mais escura da Figura 4.21(b) refere-se à oxidação sofrida pelo material devido ao tempo de exposição à temperatura de 927°C.

Figura 4.24 - Macrografias das superfícies de fratura de corpos de prova CR ensaiados em propagação de trinca por fadiga em: (a) 25°C e (b) 927°C.

As microfractografias das superfícies da fratura final para as condições CR e T1000 ensaiada a 25°C e 927°C estão apresentadas na Figura 4.25. Notou-se que o modo de fratura a 25°C para as duas condições microestruturais é diferente dos ensaiados em 927°C. De modo geral, os materiais ensaiados a 25°C possuem uma fratura mais plana do que a observada a 927°C. Nos ensaios realizados em 927°C também não foi percebida uma diferença significativa entre os modos de fratura nas duas condições microestruturais: o que se nota é uma fratura de aspecto mais dúctil e com uma propagação de trinca bastante sinuosa.

Da observação dos óxidos na superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados em alta temperatura, pode ser inferido que o processo de oxidação pode ter parcialmente contribuído para a operação de um processo de propagação intergranular (interdendrítico). Bressers *et al.* (1987) comparou o comportamento em fadiga em vácuo e ar de uma liga 800H, ensaiada em diferentes temperaturas, e concluiu que a oxidação não somente reduziu o tempo de iniciação de trincas, como também acelerou a sua propagação. Também foi mostrado que um aumento da propagação transgranular de trinca pode acontecer como resultado de uma formação repetida de uma camada de óxido na ponta da trinca, sendo que a cada ciclo ocorre a sua ruptura e uma nova exposição de material virgem (CHEN, 2003).

Figura 4.25 - Microfractografias da superfície de fratura de corpos de prova ensaiados por propagação de trinca por fadiga. (a) CR a 25°C – $\Delta K = 33,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (b) CR a 927°C – $\Delta K = 15,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; (c) T1000 a 25°C – $\Delta K = 31,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; e (d) T1000 a 927°C – $\Delta K = 23,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Aumento de 500x.

4.8 Modelagem computacional da fadiga de baixo ciclo

Uma vez que o comportamento cíclico do material é a única maneira para o modelo incremental de propagação de trincas por fadiga, a identificação correta do comportamento do material e de seus parâmetros é de suma importância para descrever plasticidade na região imediatamente à frente da ponta da trinca, bem como também os fenômenos ali relacionados (POMMIER, 2005).

Seguindo a metodologia implementada por Angeloni (2011), a Modelagem de Elementos Finitos deste comportamento permite a identificação de todos os parâmetros

materiais do comportamento da estrutura trincada. Neste caso, a lei Chaboche é utilizada, combinada com o endurecimento cinemático não-linear (X) e com o endurecimento isotrópico não-linear (R). A evolução do endurecimento cinemático é dada pela Equação 41. Já a evolução do endurecimento isotrópico é dada pela Equação 42. Por fim, a deformação plástica acumulada p pode ser obtida pela Equação 43.

$$dX = \frac{2}{3} C \cdot d\varepsilon_p - \gamma \cdot X \cdot dp \quad (41)$$

$$dR = b(q - R)dp \quad (42)$$

$$p = \int_{t=0}^t \frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p(\tau) : \dot{\varepsilon}_p(\tau) \cdot d\tau \quad (43)$$

A componente viscosa é dada pela lei de Norton-Hoff (Equação 44) e a deformação total é dada pela Equação 45.

$$\dot{\varepsilon}_v = A \cdot \sigma_v^n \quad (44)$$

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + (1 - f)\varepsilon^{pl} + f\varepsilon^v \quad (45)$$

A simulação por Elementos Finitos foi conduzida com o *software* Abaqus para identificar os parâmetros plásticos e viscosos do comportamento do aço ASTM A297 Gr HP modificado com nióbio. A Figura 4.26 apresenta a região levada em consideração nesta análise (região útil do corpo de prova). O modelo axi-simétrico foi utilizado e os cálculos foram realizados de acordo com a deformação plana.

A Tabela 4.4 apresenta os valores dos parâmetros obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo a 0,05 Hz. Esses parâmetros são necessários para a modelagem computacional via Abaqus, de acordo com o método implementado por Angeloni (2011). Em anexo encontra-se o *print screen* das telas obtidas via Microsoft Excel para o tratamento dos dados obtidos dos ensaios de ε -N na frequência de 0,05 Hz. O passo a passo para a obtenção de cada parâmetro de plasticidade é apresentado nesta sequência de telas. Com esses parâmetros, foi possível obter os 10 primeiros ciclos de histerese para cada condição de amplitude de deformação aplicada, conforme apresentado na Figura 4.27. Foi utilizado o módulo de Young $E = 70,8$ GPa e o coeficiente de Poisson $\nu = 0,33$ para o material ensaiado na temperatura de 927°C.

Figura 4.26 - Modelo axi-simétrico utilizado para a determinação dos parâmetros plásticos e viscosos do comportamento do aço ASTM A297 Gr HP modificado com nióbio. (a) e (b) condições de contorno; (c) malha de Elemento Finito (ANGELONI, 2011).

Tabela 4.4 - Parâmetros de plasticidade da condição CR ensaiada em ε -N a 927°C a 0,05 Hz.

<i>Condição</i>	$\Delta\varepsilon_m/2$	<i>Ro</i>	<i>Q</i>	<i>B</i>	<i>A</i>	<i>C</i>	Γ
CR	0,10%	40,15	-25,9	8,15	2	130.000	20.000
CR	0,20%	63,80	-26	8,35	7	10.5000	3.000
CR	0,25%	54,50	-26	11,00	21	10.500	5.000

É sabido que o procedimento de modelagem e simulação de um fenômeno físico é um processo um tanto quanto demorado. Os 10 primeiros ciclos de histerese só não foram satisfatórios apenas para a amplitude de deformação de 0,10% (Figura 4.27(a)). Nota-se claramente que a primeira dezena de histerese modelada é mais estreita do que as histereses obtidas experimentalmente. Já para as outras duas amplitudes de deformação (0,20% e 0,25%) encontra-se a primeira dezena de ciclos de histerese modelada bem próxima dos ciclos obtidos experimentalmente, tornando essa simulação satisfatória.

(a)

(b)

(c)

Figura 4.27 - Comparação entre os 10 primeiros ciclos de histerese dos ensaios reais *versus* o modelo proposto por Angeloni (2011) para as seguintes amplitudes de deformação: (a) 0,10%; (b) 0,20% e (c) 0,25%.

Em contrapartida, a modelagem e a simulação desse fenômeno, para as duas amplitudes de deformação, não é capaz de prever as particularidades que ocorrem com o aço ASTM A-297 na temperatura de 927°C (Figuras 4.27(b-c)). Nota-se claramente um comportamento ondulatório dos ciclos experimentais de histerese tanto no descarregamento, quanto no carregamento. Este ponto mostra claramente a dificuldade em se modelar um comportamento de um material quando dois ou mais fenômenos ali agem sinergisticamente. Dessa forma, deve-se levar em consideração o comportamento viscoso do material.

5. CONCLUSÕES

Pode ser concluído que todos os tempos de envelhecimento empregados na temperatura de 927°C foram capazes de aumentar levemente os parâmetros de resistência mecânica do aço ASTM A-297 Gr HP modificado com nióbio. Em concordância com este resultado, a análise microestrutural mostrou que inicialmente ocorreu uma elevada precipitação de carbeto secundários e o coalescimento dos carbeto de cromo nos contornos interdendríticos. As alterações microestruturais ocorridas não afetaram significativamente as propriedades mecânicas de impacto.

Conforme já era previsto para este aço, o longo tempo de exposição de 1000 horas em uma temperatura elevada de 927°C foi capaz de precipitar a fase G (escrita chinesa) na matriz austenítica. Observou-se ainda que o tratamento térmico de envelhecimento (T1000), efetuado no material estudado, aumentou o valor dos parâmetros de resistência mecânica e diminuiu sua ductilidade, em relação à condição CR. O tratamento térmico de envelhecimento T1000 elevou o valor de dureza do material em torno de 17% e diminuiu sua ductilidade em torno de 48%, conforme já era esperado.

Nos ensaios de tração em temperaturas elevadas, observou-se que o material apresentou maior ductilidade e menor resistência mecânica, para ambas as condições CR e T1000, se comparados com os resultados obtidos para ensaios realizados a 25°C. O envelhecimento dinâmico é um importante fator na manutenção das propriedades de resistência mecânica em temperaturas elevadas.

Em relação aos ensaios de impacto, em função da temperatura de ensaio, as duas condições do material estudado (CR e T1000) mostraram-se sensíveis à presença de um concentrador de tensão (entalhe + pré-trinca). Nenhuma condição foi validada para K_{Id} e J_{Id} . No entanto, em termos comparativos de valores de K_{Id} e J_{Id} , a condição CR se mostrou mais dúctil que a condição T1000 em todas as temperaturas estudadas.

Já os ensaios de fadiga de baixo ciclo mostraram que a vida de transição ($2N_i$) da condição T1000 é maior na temperatura de 927°C (5000 reversos) devido à sua maior ductilidade, se comparada com ensaios a 25°C (1900 reversos). A vida em fadiga do material ensaiado a 25°C é significativamente maior do que a vida em fadiga a 927°C, principalmente na região de fadiga de alto ciclo. Este fato pode ser atribuído a dois fatores dependentes do tempo: nucleação prematura decorrente de uma significativa redução do limite de escoamento e/ou efeito da oxidação superficial das bandas de deslizamento permanentes.

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga mostraram que a taxa de crescimento da trinca da/dN , para cada condição do material, é maior na temperatura de 927°C do que a

25°C, pois este apresenta maior ductilidade em temperaturas elevadas. Também foi observado que na temperatura de 25°C, a taxa de propagação de trinca por fadiga é maior no material T1000 do que no CR, devido à grande quantidade de precipitados secundários existentes na matriz austenítica do material na condição T1000. Nos ensaios a 927°C não foi notada diferença significativa de comportamento para as duas condições.

A modelagem de ensaios de fadiga foi capaz de simular os ensaios de fadiga com bastante eficiência. No entanto, a presença de mais de um fenômeno (comportamento plástico e viscoso), atuando no comportamento do material estudado, afetou diretamente os resultados obtidos. Dessa forma, a modelagem reproduziu parcialmente o comportamento do material tanto em fadiga de baixo ciclo como em propagação de trinca por fadiga. Conclui-se que a modelagem foi, então, satisfatória para um estudo preliminar.

Em suma, o aço ASTM A-297 Gr HP, na condição T1000, pode ser utilizado em aplicações nas quais um componente é submetido a carregamentos cíclicos na temperatura de 927°C, pois apresenta elevado nível de ductilidade nesta condição: 13,5% de alongamento percentual, 52,4% de redução de área, e 123,5 kJ/m² de energia absorvida por impacto.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir serão apresentadas algumas sugestões para futuros estudos correlacionados à esta área e/ou a este aço ASTM A297 Gr HP.

A primeira vertente diz respeito ao estudo da propagação de trinca por fadiga-fluência do aço em questão, bem como também a determinação do parâmetro C^* por intermédio de ensaios de propagação de trinca por fluência. Não há informações na literatura a respeito de tais parâmetros para o aço ASTM A297 Gr HP.

Uma segunda vertente seria um aprimoramento na modelagem e simulação dos ensaios de fadiga ε - N , buscando a modelagem computacional do comportamento em termos de propagação de trinca por fadiga (da/dN - ΔK). A busca pelo modelo que represente a parte experimental é um processo demorado que demanda um tempo demasiadamente grande.

REFERÊNCIAS

- ABE, F.; KAKAZAWA, S. Microstructural evolution and creep behavior of bainitic, martensitic and martensite-ferrite dual phase Cr-2W steels. **Materials Science Technology**, v. 8, n. 12, p. 1063-1069, Dec. 1992.
- ALMEIDA, L. H.; RIBEIRO, A. F.; LE MAY, I. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. **Materials Characterization**, v. 49, n. 3, p. 219-229, 2003.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **A297-97**: standard test methods for steel castings, iron-chromium-nickel, heat resistant, for general application. Reapproved in 1998. West Conshohocken: 1997, p.1-3.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E8M-09**: standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken: 2009, p. 1-27.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E21-09**: standard test methods for elevated temperature tension tests of metallic materials. West Conshohocken: 2009, p. 1-8.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E23-07**: standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. West Conshohocken: 2007, p. 1-28.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E92-03**: standard test methods for Vickers hardness of metallic materials. West Conshohocken: 2003, p. 1-9.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E139-00**: standard test methods for conducting creep, creep-rupture and stress-rupture tests of metallic materials. West Conshohocken: 2000, p. 1-12.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E292-83**: standard test methods for conducting time-for-rupture notch tension tests of materials. West Conshohocken: 1983, p. 358-366.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E602-91**: standard test methods for sharp-notch tension testing with cylindrical specimens. West Conshohocken: 1991, p. 1-7.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E606-04**: Standard practice for strain-controlled fatigue testing. West Conshohocken: 2004, p. 1-16.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **E1457-07**: Standard test methods for measurement of creep crack growth times in metals. West Conshohocken: 2007, p. 1-24.
- ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 2. ed. New York: CRC Press, Texas A&M University, 1995. 712 p.
- ANGELONI, M. **Fatigue life evaluation of A356 aluminum alloy used for engine cylinder head**. São Carlos: EESC/USP, 2011. 223 p. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

ANGHAMUTU, K.; GUHA, B.; ACHAR, D.R.G. Investigation of dynamic fracture toughness (J_{Id}) behaviour of strength mis-matched Q & T steel weldments using instrumented charpy impact testing. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 64, n. 4, p. 417-432, 1999.

ASHBY, M. F.; JONES, D. **Engineering materials**. Oxford: Pergamon Press, 1982.

ASKELAND, D. R. **The science and engineering of materials**. 3. ed. Boston: PWS Publishing Company, 1994.

ASM. **Metals Handbook – Properties and selection**: irons, steels and high-performance alloys. v. 1. 10 ed. Ohio: ASM International, Materials Park, 1990.

AUSTIN, T. S. P.; WEBSTER, G. A. Application of a creep-fatigue crack growth model to type 316 stainless steel. In: AINSWORTH, A. R.; SKELTON, R. P. (ed.). **Mechanical behaviour of defects at high temperatures**. ESIS 15. London: Engineering Publications, 1993, p. 219-237.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamentals of metal fatigue analysis**. New Jersey: Prentice Hall, 1990.

BARBABELA, G.D. **Estabilidade estrutural de aços resistentes ao calor do tipo HP com adição de nióbio**. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 1990. 132 p. Tese (Doutorado), Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H. Mechanisms and models for creep deformation and rupture. In: MILNE, I.; RITCHIE, R. O.; KARIHALOO, B. (ed.). **Comprehensive structural integrity**: volume 5: creep and high-temperature failure. Oxford: Elsevier Science, 2003, p.1-23.

BRESSERS, J.; SCHUSSER, U.; ILSCHENER, B. Environmental effects on the failure behavior of alloy 800H. In: INTERNATIONAL LOW CYCLE FATIGUE AND ELASTO-PLASTIC BEHAVIOR OF MATERIALS, 2, 1987, Munich. **Proceedings...** RIE, K. T. (ed.). London, New York: Elsevier Applied Science, 1987, p. 365-370.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **BS PD-6539**: Guide to methods for the assessment on the influence of crack growth on the significance of defects in components operating at high temperatures. London: 1994.

BUCHHEIM, G. M.; BECHT, C.; NIKBIN, K. M.; DIMOPULOS, V.; WEBSTER, G.A.; SMITH, D.J. Influence of aging of high temperature creep crack growth in type 304H stainless steel. In: SAXENA, A.; LANDES, J. D.; BASSANI, J. D. (ed.). **Non-linear fracture mechanics**: time dependent fracture, ASTM STP 995. v.1. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1989, p.153–172.

CALLISTER JR., W.D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2002.

CASTRO, C. S. B.; GONZALEZ, B. M.; BARBOSA, R. Estudo do envelhecimento dinâmico em um aço Nb-Mn-Cr-Mo. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 5, n. 2, p. 121-125, 2008.

CHEN, L. J.; LIAW, P. K.; MCDANIELS, R. L.; KLARSTROM, D. L. The low-cycle fatigue and fatigue-crack-growth behavior of haynes hr-120 alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.34, n. 7, p. 1451-1460, 2003.

COFFIN Jr, L. F. Fatigue at high temperature. In: CARDEN, A. E.; MCEVILY, A. J.; WELLS, C. H. **Fatigue at elevated temperatures**: ASTM STP 520. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1973, pp.5-34.

COTTRELL, A.H. **Chemical bonding in transition metal carbides**. London: The Institute of Materials, 1995, 97 p.

EWALDS, H. L., WANHILL, R. J. H. **Fracture mechanics**. London: Edward Arnold, 1985, 304p.

FROST, H. J.; ASHBY, M. F. **Deformation mechanism maps**. Oxford: Pergamon, 1982.

FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I. **Metals fatigue in engineering**. New York: Wiley, 1980, 498p.

GATTI, M. C. A.; TARPANI, J. R. Charpy impact toughness of conventional and advanced composite laminates for aircraft construction. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 19, 2007, Brasília. **Anais...** Brasília, 2007.

GATTI, M. C. A. **Tenacidade à fratura translaminar dinâmica de um laminado híbrido metal-fibra titânio-grafite de grau aeronáutico**. São Carlos: EESC/USP, 2009, 160 p. Tese (Doutorado) – Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.

GLADWIN, D. N.; MILLER, D. A.; PRIEST, R. H. Examination of the fatigue and creep-fatigue crack growth behavior of aged 347 stainless steel weld metal at 650°C. **Materials Science Technology**, v. 5, n. 1, p. 40-51, Jan. 1989.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 2. Ed. New York: Wiley, 1983.

HERTZBERG, R.W. Transition temperature approach to fracture control. In: _____. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4. ed. New York: J. Wiley, 1995, p.297-323.

IGARASHI, M.; SAWARAGI, Y. Development of 0.1C-11Cr-3W-3Co-V-Nb-Ta-Nd-N ferritic steel tube for power transmission tower. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON POWER ENGINEERING, ICOPE-97, 1997, Tokyo. **Proceedings...** Tokyo: Japan Society of Mechanical Engineers, 1997, p.107-112.

IRELAND, D. R. Critical review of instrumented impact testing. DYNAMIC FRACTURE TOUGHNESS: AN INTERNATIONAL CONFERENCE, 1977, Cambrige. **Proceedings...** Cambrige: The Welding Institute, 1977, p.47-62.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION (ISO). **ISO/TTA 5-2007**: code of practice for creep/fatigue testing of cracked components. Genebra: 2006, pp. 25-31.

JIAN, F.; FULIAN, D.; CHENGZHONG, W. Experimental study on the material dynamic fracture properties by Instrumented Charpy Impact test with single specimen method. INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL AND PHYSICAL BEHAVIOUR OF MATERIALS UNDER DYNAMIC LOADING, 7, EURODMAT 2003, Porto. **Proceedings...** LICHTENBERGER, A.; CIRNE, J. (org.). Porto: Journal de Physique IV, v. 110, Set. 2003, p. 555-558.

KOBAYASHI, T. Analysis of impact properties of A533 steel for nuclear reactor pressure vessel by instrumented Charpy test. **Engineering Fracture Mechanics**, v.19, n. 1, p. 49-65, 1984.

KOBAYASHI, T.; YAMAMOTO, I.; NIINOMI, N. Introduction of a new dynamic fracture toughness evaluation system. **Journal of Testing and Evaluation**, v.21, n. 3, p.145-153, 1993.

LAIRD, C. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. In: GROSSKREUTZ, J. **Fatigue crack propagation**. STP (415). Philadelphia: 1967, p.131-168.

LANGDON, T.G. "Dislocations and creep", In: "Dislocations and properties of real materials", Institute of Metals, London, p.221-238, 1985.

LANGDON, T.G., "The significance of diffusion creep and Harper-Dorn creep at low stresses", Key Engineering Materials, 171-174, p.205-215, 2000.

LARSON, F.R., MILLER, J. "A time-temperature relationship for rupture and creep stress". Transactions of the ASME, Vol.74, 1952, pp. 765-775.

LEMAITRE, J.; CHABOCHE, J. L. **Mechanics of solid materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 1990.

LESLIE, W. C. **The physical metallurgy of steels**. Tokyo: McGraw-Hill, 1982.

LESKOVSEK, V. Correlation between the KIC, the HRc and the Charpy V-notch test results for H11/H13 hot-work tool steels at room temperature. **Materials Technology**, v. 79, n.4, p.306-313, 2008.

LIAW, P. K.; SAXENA, A.; SCHAEFER, J. Creep crack growth behavior of steam pipe steels: effects of inclusion content and primary creep. **Engineering Fracture Mechanics**, v.57, n.1, p. 105-130, 1997.

MANOEL, P.A.F. Influência de parâmetros físicos e do processamento digital utilizado nos sinais oriundos do ensaio Charpy instrumentado. Ilha Solteira: FEIS/UNESP, Ilha Solteira/SP, 2012, 159 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Ilha Solteira, 2012.

MEGUID, T. **Engineering fracture mechanics**. London: Elsevier Applied Science, 1989.

MOIA, D.G. Estudo preliminar da vida em fadiga do aço ABNT 1016 recozido - Parte I. São Paulo, FEI/SP, 2001, 41p.. Relatório de Iniciação Científica, Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia Industrial, São Paulo, 2001.

NEWMAN, J. C. A crack opening stress equation for fatigue crack growth. **International Journal Fracture**, v. 24, p. 131-135, 1984.

NIKBIN, K.M., WEBSTER, G.A. Prediction of crack growth under creep-fatigue loading conditions. In: SOLOMON, H. D; HALFORD, G. R; KAISAND, L R; LEIS, B. N (ed.). **Low Cycle Fatigue**: ASTM STP 942. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1988, p. 281-292.

NOGUEIRA, F. C.; TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I.; GONÇALVES, A. C.; GALLEGOS, J. Aprimoramento da filtragem de sinal proveniente de ensaios de impacto de corpos-de-prova

Charpy submetidos a diferentes condições de tratamento térmico. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 8, 2007, Cusco. **Anais...** Cusco: Pontificia Universidad Católica Del Perú, 2007.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994.

NUNES, F.C. Alteração da microestrutura e das propriedades mecânicas pela adição de ítrio em aços inoxidáveis do tipo-HP modificado fundidos por centrifugação. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 2005, 288 p.. Tese (Doutorado), Programa de Pós-Graduação de Engenharia, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

NUNES, F. C.; ALMEIDA, L. H.; DILLE, J.; DELPLANCKE, J. L.; LE MAY, I. Microstructural changes caused by yttrium addition to NbTi-modified centrifugally cast HP-type stainless steel. **Materials Characterization**, v. 58, n. 2, p. 132-142, 2007.

OHTANI, R.; KITAMURA, T.; TSUTSUMI, M. Room and high-temperature low cycle fatigue of lamellar structured TiAl. In: RIE, K. T.; PORTELLA, P. D. (ed.). **Proceedings on low cycle fatigue and elasto-plastic behaviour of materials**. Berlim, 1998. Amsterdam: Elsevier, 1998, p.3-8.

OHTANI, R. High-temperature fatigue. In: RITCHIE, R. O.; MURAKAMI, Y. (ed.). **Comprehensive structural integrity: fracture of materials from nano to macro**. Volume 4: Cyclic loading and fatigue. Oxford: Elsevier Pergamon, 2003, p. 327-344.

PASCHOALOTTO, L. A. C.; MOREIRA, R. F.; TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I. Análise dos sinais obtidos do martelo e do corpo de prova durante carregamento por impacto de um ensaio Charpy.. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 8, 2007, Cusco. **Anais...** Cusco: Pontificia Universidad Católica Del Perú, 2007.

POMMIER, S.; RISBET, M. Time derivative equations for mode I fatigue crack growth in metals. **International Journal of Fatigue**, v. 27, p. 1297-1306, 2005.

RICE, J.R., PARIS, P.C., MERKLE, J.G. Some further results on J-integral analyses and estimates. **ASTM STP (special technical publication)**, v.536, p. 231-263, 1973.

ROBINSON, S. L.; SHERBY, O. D. Mechanical behavior of polycrystalline tungsten at elevated temperatures. **Acta Metallurgica**, v. 17, p. 109, 1969.

ROSA, E. **Apostila de Fadiga e Confiabilidade**. Curso de Engenharia Mecânica da UFSC. Florianópolis: UFSC, 1994, 383p.

ROSARIO, D. A.; TILLEY, R. M. Life assessment of critical boiler and turbine components using EPRI's Creep-Fatigue Pro Software. In: EPRI INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCES IN POWER PLANT LIFE ASSESSMENT, March 11-13, 2002, Orlando. **Proceedings...** Orlando, 2002, pp. 1-10.

RUCHERT, C. O. F. T. **Correlação de estrias de fadiga com espectro de cargas em liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351**. São Carlos: EESC-USP, 2003, 131 p.. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

SERVER, W.L. Impact three-point bend testing for notched and precracked specimens. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 12, n. 1, p. 29-34, 1978.

SHERBY, O. D.; BURKE, P. M. Prog. Mater. Sci., 13, p.325, 1967.

SHOKEY, D.A., NEWBY, J.R. "Dynamic fracture testing". ASM Handbook: Mechanical testing, Ohio, 9.ed, p.259-261, 1995.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 2006, 664p.

SILVA Jr, A. R.; OLIVEIRA, D. L. S.; BAPTISTA, C. A. R. P.; BARBOZA, M. J. R.; TORRES, M. A. S. Estudo do comportamento em fadiga oligocíclica da liga Ti-13V-11Cr-3Al. **Matéria**, v. 9, n. 4, p. 305-314, 2004.

SOLOMON, H. D., COFFIN Jr, L. F. Effects of frequency and environment on fatigue crack growth in A286 STP 520 at 1100°F. In: CARDEN, A. E.; MCEVILLY, A. J.; WELLS, C. H. (eds.). **Fatigue at elevated temperatures**: ASTM STP 520. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1973, pp. 112-122.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2. ed. Boston: Cambridge Press, 1998.

TADA, N.; OHTANI, R.; SHIBATA, M.; KOBAYASHI, T. Fracture process in high-temperature fatigue of Ni-based single crystal superalloy CMSX-10 and effect of removal of surface oxide-layer on crack initiation. **Journal of the Society of Materials Science**, v. 50, n. 2, p. 129-136, Feb. 2001.

TOTI, F. A. **Tenacidade à fratura dinâmica em uma liga de alumínio de alta resistência AMS 7475 T7351**. São Carlos: EESC/USP, 2004, 151 p.. Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2004.

TRONSKAR, J. P.; MANNAN, M. A.; LAI, M. O. Measurement of fracture initiation toughness and crack resistance in instrumented Charpy impact testing. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 69, n. 18, p.321-338, 2002.

WEBSTER, G. A.; AINSWORTH, R. A. **High temperature component life assessment**. London: Chapman & Hall, 1994.

WINSTONE, M. R.; NIKBIN, K. M.; WEBSTER, G. A. Modes of failure under creep/fatigue loading of a nickel-base superalloy. **Journal of Materials Science**, v. 20, n. 7, p. 2471-2476, Jul. 1985.

YAMAMOTO, I.; KOBAYASHI, T. Evaluation method of dynamic toughness by computer aided instrumented Charpy impact testing system. **International Journal of Vessel & Piping**, v.55, n. 2, p. 295-312, 1993.

ZHANG, X.P., SHI, Y.W. Comparative studies of several methods to determinate the dynamic fracture. **International Journal of Fracture**, v.81, p.195-204, 1996.

ANEXO

A1. Passo a passo da modelagem da fadiga de baixo ciclo

A seguir serão apresentados pormenorizadamente todos os passos utilizados para a obtenção da primeira dezena dos ciclos de histerese $\sigma \times \varepsilon_p$ para as três amplitudes de deformação estudadas.

Primeiramente, buscou-se organizar os dados aqisitados no ensaio de fadiga de baixo ciclo efetuado a 927°C com uma razão de deformação reversa e com frequência de 0,05 Hz. As figuras se referem à amplitude de deformação de 0,25%. A Figura A1 apresenta a disposição de cada dado aqisitado para cada ciclo de histerese de um mesmo corpo de prova. As colunas separam, nesta ordem, os valores de variação do comprimento (ΔL), deformação total em mm/mm e % (ε_t), deformação elástica em mm/mm e % (ε_e), deformação plástica em mm/mm e % (ε_p), tensão em MPa (σ) e deformação plástica acumulada em % (p).

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P
1	INICIO:															
2	ε_p (acumulada) =	0									0,74480					
3	σ (MPa) =	70800									0					
4	ΔL (mm)	-6,51E-05	-5,83422E-06	-0,000583	1,15363E-06	0,000115	-6,98785E-06	-0,000698785	0,08168			0,001797804	0,000161238	0,016123802	0,000928127	0,092812
5	ε_t (mm/mm)	-0,000133	-1,19492E-05	-0,001195	1,56353E-06	0,000156	-1,35127E-05	-0,00135127	0,1107			0,00248312	0,000222701	0,022270132	0,000920984	0,092098
6	ε_t (%)	-0,000138	-1,24039E-05	-0,00124	6,20827E-06	0,000621	-1,86122E-05	-0,001861225	0,43955			0,00325361	0,000291804	0,029180355	0,000914799	0,091479
7	ε_e (mm/mm)	-0,000315	-2,82891E-05	-0,002829	1,07497E-05	0,001075	-3,90388E-05	-0,003903881	0,76108			0,004110254	0,000368633	0,036863267	0,00091325	0,091325
8	ε_e (%)	-0,000173	-1,55418E-05	-0,001554	1,99356E-05	0,001994	-3,54775E-05	-0,003547757	1,41144			0,004772604	0,000428036	0,042803627	0,000914097	0,091409
9	ε_p (mm/mm)	-0,000159	-1,22678E-05	-0,001227	3,91136E-05	0,003911	-5,13814E-05	-0,005138138	2,76924			0,00552005	0,000495072	0,049507174	0,000917263	0,091726
10	ε_p (%)	-0,000137	-1,22678E-05	-0,001227	3,91136E-05	0,003911	-5,13814E-05	-0,005138138	2,76924			0,00633489	0,000568152	0,056815154	0,000923139	0,092313
11	σ (MPa)	7,56E-05	6,77945E-06	0,000678	4,75287E-05	0,004753	-4,07493E-05	-0,004074928	3,36503			0,007180516	0,000643992	0,064399248	0,000929799	0,092979
12	ε_p (%) acumulada	0,000133	1,19062E-05	0,001191	5,15055E-05	0,005151	-3,95988E-05	-0,003959885	3,64656			0,007778948	0,000697663	0,069766347	0,000941385	0,094138
13	ΔL (mm)	0,000295	2,64876E-05	0,002649	6,01401E-05	0,006014	-3,36526E-05	-0,003365259	4,25792			0,008762	0,00078583	0,078582961	0,000951566	0,095156
14	ε_t (mm/mm)	0,000319	2,64204E-05	0,002642	6,88218E-05	0,006882	-4,02014E-05	-0,004020135	4,87258			0,009631786	0,000863837	0,086383727	0,000960947	0,096094
15	ε_t (%)	0,000238	2,13135E-05	0,002131	8,33835E-05	0,008338	-6,207E-05	-0,006206995	5,90355			0,010435236	0,000935896	0,093589561	0,000969259	0,096925
16	ε_e (mm/mm)	0,000441	3,95535E-05	0,003955	0,000108315	0,010831	-6,87614E-05	-0,006876143	7,6687			0,011311185	0,001014456	0,101445605	0,000971412	0,097141
17	ε_e (%)	0,000444	3,95646E-05	0,003956	0,000132103	0,01321	-9,22388E-05	-0,009223885	9,35293			0,012129221	0,001097823	0,109782251	0,000975587	0,097558
18	ε_p (mm/mm)	0,000506	4,542E-05	0,004542	0,000163281	0,016328	-0,000117861	-0,011786135	11,5603			0,013048959	0,001170301	0,117030126	0,000976387	0,097638
19	ε_p (%)	0,000969	8,68726E-05	0,008687	0,000189786	0,018979	-0,000102913	-0,010291293	13,4368			0,013896365	0,001246311	0,124631076	0,000979751	0,097975
20	σ (MPa)	0,00134	0,000120179	0,012018	0,000211302	0,02113	-9,11232E-05	-0,009112317	14,3602			0,014659989	0,001314797	0,131479722	0,000970468	0,097046
21	ε_p (%) acumulada	0,001625	0,000145752	0,014575	0,000225778	0,022578	-8,00258E-05	-0,008002585	15,9851			0,015360449	0,001377619	0,137761874	0,000965885	0,096588
22	ΔL (mm)	0,001979	0,000177529	0,017753	0,000235977	0,023598	-5,84482E-05	-0,00584482	16,7072			0,01670327	0,001441285	0,144128493	0,00096401	0,096401
23	ε_t (mm/mm)	0,002163	0,000193968	0,019397	0,000248341	0,024834	-5,43735E-05	-0,005437352	17,5826			0,016740412	0,001501382	0,150138224	0,000961663	0,096166
24	ε_t (%)	0,002159	0,000193644	0,019364	0,000261851	0,026185	-6,82075E-05	-0,006820746	18,5391			0,017292541	0,001550901	0,155090054	0,000962682	0,096268
25	ε_e (mm/mm)															

Figura A1 - Organização dos dados aqisitados nos ensaios de fadiga de baixo ciclo.

A Figura A2 apresenta a primeira dezena dos ciclos de histerese plotada num gráfico de $\sigma \times \varepsilon_p$. Nota-se claramente que o material tende a amolecer, estabilizando sua histerese já no ciclo 10.

Figura A2 - Primeira dezena dos ciclos de histerese $\sigma \times \varepsilon_p$.

A Figura A3 apresenta uma tabela adaptada para organizar os dados de deformação plástica acumulada em % (p) em função de $2R$ (adaptação da Equação 29). O valor de $2R$ é obtido para cada ciclo de histerese (ao menos para a primeira dezena). Um gráfico de $2R$ em função de p é plotado, obtendo-se uma reta como comportamento. Por intermédio da determinação da equação dessa reta, são obtidos alguns parâmetros de endurecimento, tais como Q e b (vide Equação 29).

Figura A3 - Obtenção dos parâmetros de endurecimento Q e b .

Para a obtenção dos parâmetros de endurecimento α , C e γ , deve-se plotar um gráfico de σ em função de ε_p apenas no carregamento do primeiro ciclo de histerese, até a tensão máxima. A equação de potência obtida dos dados obtidos experimentalmente faz com que se obtenham os parâmetros de endurecimento citados no início do parágrafo. Utilizando a Equação 40, pode-se modelar uma curva de potência teórica com efeito comparativo em relação à curva empírica.

$$\sigma_i = \sigma_0 + \frac{C}{\gamma} (1 - e^{-\gamma \cdot \varepsilon_p}) \quad (40)$$

Figura A4 - Obtenção dos parâmetros de endurecimento α , C e γ .

Após a obtenção de todos esses parâmetros de endurecimento, buscou-se a inserção de cada parâmetro no *software* citado na Seção 3.2.8. Obviamente que outros parâmetros como o módulo de Young, limite de escoamento, limite de resistência à tração e coeficiente de Poisson também foram necessárias suas inserções como dados de entrada no mesmo *software*. Por fim, a Figura 4.26(c) apresentou a primeira dezena de ciclos de histerese (modelada) obtida para a amplitude de deformação de 0,25%.