Campus de São Carlos

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FADIGA
DE BAIXO CICLO À TEMPERATURA DE
300°C do AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO DO SISTEMA
Fe-Cr-Mn-N**

Ana Cláudia Costa de Oliveira

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ÁREA INTERUNIDADES EM
“CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS”**

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

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FADIGA DE
BAIXO CICLO À TEMPERATURA DE 300° C DO
AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DO SISTEMA
Fe-Cr-Mn-N**

DEDALUS - Acervo - EESC

31100035801

ANA CLÁUDIA COSTA DE OLIVEIRA

Dissertação apresentada à Área Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos
2001

Class.	TESE-EESC
Curr.	4088
Tombo	T0136/01

st 1189266

048p Oliveira, Ana Cláudia Costa de
Propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300° C do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N / Ana Cláudia Costa de Oliveira. -- São Carlos, 2001.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de São Carlos-Universidade de São Paulo, 2001.

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

1. Aço inoxidável austenítico. 2. Fadiga de baixo ciclo I. Título.

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 - São Carlos-SP – Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

E-mail: erica@if.sc.usp.br

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE ANA CLÁUDIA COSTA DE OLIVEIRA, APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO INTERUNIDADES, ÁREA EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 11/05/2001.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. **WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO** (Orientador e Presidente) – EESC/USP

Profa. Dra. **CÉLIA MARINA DE ALVARENGA FREIRE** – UNICAMP

Prof. Dr. **LEVI DE OLIVEIRA BUENO** - UFSCar

*Aos meus pais, irmãos,
à minha querida filha Alana
e ao Maurício.*

AGRADECIMENTOS

Aos Professores Dr. Dirceu Spinelli e Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pela amizade, conhecimentos transmitidos e orientação deste trabalho.

A todos os colegas, funcionários e professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC - USP, pela amizade e colaboração a este trabalho.

Ao Roberto Hirschmann, pela amizade e colaboração a este trabalho.

À CAPES (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pela bolsa de estudo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vi
LISTA DE TABELAS	x
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xi
RESUMO.....	xiii
ABSTRACT.....	xiv
1 - Introdução	1
2. Objetivo.....	3
3. Revisão bibliográfica	4
3.1 - Característica dos aços inoxidáveis austeníticos	4
3.1.1 - . Resistência à corrosão	9
3.1.2 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos	12
3.2 - Aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Mn-N	14
3.2.1 - O efeito do nitrogênio no aço inoxidável austenítico	14
3.3 - Fadiga dos metais	22
3.3.1- Fatores determinantes na vida em fadiga	23
3.3.2 - Aspectos macroscópicos da fratura	23
3.3.3 - Aspectos microscópicos de falha por fadiga	24
3.3.3.1 - Nucleação de trinca por fadiga	24
3.3.3.2 - Propagação de trinca em fadiga	26
3.3.4 - Fadiga de alto ciclo.....	30
3.3.5 - Fadiga de baixo ciclo	33
3.3.5.1 - Curva deformação - vida	33
3.3.5.2 - Comportamento cíclico dos metais.....	37
3.3.6 - Fadiga em temperaturas elevadas.....	42
3.3.6.1 - Danos e nucleação de trinca em altas temperaturas.....	44

3.3.6.2 - Influência do nitrogênio em fadiga à altas temperaturas	49
3.3.7 - Métodos para determinação do comportamento em fadiga a partir das propriedades de tração	50
4. Materiais e métodos	61
4.1 - Material.	61
4.2 - Análise metalográfica.	61
4.3 -Ensaio de tração	62
4.4 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo a alta temperatura.....	64
4.5 - Análise fractográfica.	67
5 - . Resultados e discussão	68
5.1 - Análise metalográfica.	68
5.2 - Propriedades mecânicas de tração	73
5.3 - Fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C.	78
4.4 - Análise fratográfica.....	90
6 - . Conclusões	93
6.1 - Análise metalográfica.	93
6.2 - Propriedades mecânicas de tração	93
6.3 - Fadiga de baixo ciclo a alta temperatura	93
6.4 - Análise fratográfica.....	94
7 - . Referência bibliográfica	95

Figura 17 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, Mitchell (1978).....	38
Figura 18 - (a) comportamento endurecimento e amolecimento, onde o segmento HH representa o endurecimento e o SS representa o amolecimento; (b) definições da curva de histerese, Skelton (1987)	39
Figura 19 - Construção da curva tensão-deformação cíclica, Mitchell (1978).....	40
Figura 20 - Curvas $\sigma_x \epsilon$ cíclicas (C) comparadas às curvas $\sigma_x \epsilon$ monotônicas (M), Mitchell (1978).....	41
Figura 21 –(a) Esquema do teste de fadiga com carregamento, balanceado, lento-rápido e rápido-lento (b) Mapa do mecanismo da vida a fadiga em função de temperatura, Riedel (1987)	46
Figura 22 - Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trinca por fadiga, Riedel (1987).....	47
Figura 23 – Mecanismo de iniciação da trinca com oxidação localizada, (a) deslizamento do contorno de grão, (b) ocorrência de oxidação (c) trinca intergranular, Nishino (1996).	48
Figura 24 – Variação da deformação plástica $\Delta \epsilon_p$ versus número de ciclos para falhar N_f para liga ASI A286 ensaiada no ar e no vácuo para a temperatura de 593 C, Marshall (1982).....	49
Figura 25 – Influência da temperatura (a) e do teor de nitrogênio (b) na vida à fadiga de baixo ciclo, Kim (1998)	50
Figura 26 - Método correlação quatro pontos Manson (1965)	52
Figura 27 - Método da inclinação universal, Manson (1965)	55
Figura 28 - Método proposto por Socie et al.....	56
Figura 29 - Método correlação de 4 pontos modificado, Ong (1993b).....	60
Figura 30 – Posição da retirada dos corpos de prova.	62
Figura 31 - Corpos de prova	63
Figura 32 - Esquema do ensaio de fadiga isotérmico.....	65
Figura 33 – Máquina de ensaio MTS	66
Figura 34 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300° C, mostrando detalhe da montagem do corpo de prova, onde 1- anel de refrigeração, 2- garra para a fixação do corpo de prova, 3 – porca para a fixação do corpo de prova no eixo da máquina MTS.....	66

Figura 35 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300 C, onde 1 – mostra a bobina, 2 – fio do termopar de Chromel-Alumel de diâmetro 0,5µm	67
Figura 36 - Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal. Ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada.....	68
Figura 37 - Microestrutura do aço E3949 mostrando uma região de grãos de formas alongadas e alinhadas na direção longitudinal e início de recristalização. Ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada.....	69
Figura 38 - Detalhe da micrografia anterior. Ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada	69
Figura 39 – Microestrutura recristalizada próxima à fratura do aço E3949 após o ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C. Ataque químico solução à base de HF e água oxigenada	70
Figura 40 – Análise do tamanho de grão padrão ASTM.....	71
Figura 41 - Microestrutura do aço E3949, próxima à fratura, podendo-se observar as linhas de deformação. Ataque químico solução à base de HF e água oxigenada.....	72
Figura 42 : Curva tensão-deformação de engenharia, DIETER (1981)	73
Figura 43 : Dimensões do CP (a) inicial e (b) instantânea, Mitchell (1978).....	74
Figura 44 : Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira DIETER (1981)	75
Figura 45 - Gráfico bilogarítmico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, Mitchell (1978)	76
Figura 46 - Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável	78
Figura 47 - Formação da cúspide na histerese tensão-deformação.....	79
Figura 48 - Curva deformação - vida obtida experimentalmente à temperatura de 300°C	80
Figura 49 - Curva deformação-vida obtida experimentalmente à temperatura ambiente, Varela (1997).....	81
Figura 50 - Comparação das curvas deformação-vida para a temperatura ambiente realizada por Varela (1997) e a temperatura de 300°C.....	83
Figura 51 - Curva tensão-deformação monotônico e cíclica longitudinal	84
Figura 52 - Curva de histerese para deformação total de 0,8%.....	85

Figura 53 - Curva deformação elástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimados para a temperatura de 300° C	87
Figura 54 - Curva deformação plástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimados para a temperatura de 300° C	87
Figura 55 - Curva deformação total-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimados para a temperatura de 300° C.....	88
Figura 56 - Comparação entre as curvas deformação-vida total experimental na temperatura de 300°C e as curvas estimadas	89
Figura 57 - Fratografia do corpo de prova em ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300 C $\Delta\epsilon_f/2 = 0,6\%$, onde se observa a região de nucleação da trinca.	90
Figura 58 - Ampliação da foto anterior podendo ser observada a região próxima à nucleação	91
Figura 59 – Fratografia do CP do ensaio de fadiga, mostrando as estrias no estágio II de propagação.....	91
Figura 60 - Microestrutura do aço E3949, mostrando trincas secundárias após o ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada.....	92
Figura 61 - Microestrutura do aço E3949, próxima à fratura, ataque químico solução a base de HF a água oxigenada.....	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 : Quadro comparativo dos coeficientes da equação deformação-vida estimado a partir das propriedades de tração, Milan (1999).....	60
Tabela 2 : Composição química do aço E3949 % em peso, Vareda (1997).	61
Tabela 3 : Valores médios do expoente de encruamento, n e o coeficiente de resistência K, nas temperaturas ambiente e à 300° C.....	77
Tabela 4 : Resultado dos ensaios de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300° C na direção longitudinal.....	80
Tabela 5 : Equações deformação-vida obtidas experimentalmente	81
Tabela 6 : Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico na direção longitudinal.....	83
Tabela 7 : Equação deformação-vida obtida experimentalmente e pelos métodos estimativos.	86

RESUMO

OLIVEIRA, A. C. C. (2001). *Ensaio de fadiga de baixo ciclo a alta temperatura do aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N*. São Carlos. 92 p. Dissertação (mestrado)- Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Os colares das sondas de prospecção petrolíferas são fabricados de aço inoxidável austenítico devido as suas características eletromagnéticas e de corrosão. Normalmente, a temperatura de serviço é de aproximadamente 300°C, meio aquoso e a sonda é submetida a carregamentos cíclicos. Várias foram as tentativas de desenvolvimento de um aço que atendesse as necessidades de serviço destes colares. Neste trabalho foram determinadas as propriedades mecânicas de tração e de fadiga de baixo ciclo de um aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Mn-Cr-N, quando ensaiado mecanicamente nas temperaturas ambiente e à 300°C. Foi observado que os valores dos limites de escoamento e de resistência e o alongamento diminuem significativamente quando a temperatura é elevada para 300°C. Como consequência destas alterações, ocorreu uma diminuição da vida em fadiga. A comparação entre as curvas tensão-deformação monotônica e cíclica mostrou que este material, ensaiado à 300°C e nas amplitudes de deformações estudadas, apresenta amolecimento cíclico. A expressão encontrada para a relação deformação-vida é dada por $\Delta\epsilon_f/2 = 0,0054 (2N_f)^{-0,064} + 0,438 (2N_f)^{-0,595}$, com ponto de transição em $2N_f = 9,5 \times 10^3$. Quanto aos métodos estimativos das propriedades mecânicas de fadiga, obtidos a partir das propriedades mecânicas de tração, foi verificado que o Método da Inclinação Universal Modificado se aproxima mais da curva experimental obtida neste trabalho. A análise frutográfica mostrou a presença de estrias no estágio II de propagação de trinca.

Palavras-chaves: aço inoxidável austenítico; fadiga de baixo ciclo

ABSTRACT

OLIVEIRA, A. C. C. (2001). Low Cycle Fatigue Test at High Temperature of an Cr-Mn-N Austenitic Stainless Steel. São Carlos. 92 p. Master Dissertation - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo - Brazil.

In this work the monotonic and low cycle fatigue mechanical properties of an Cr-Mn-N austenitic stainless steel, used to produce drill collars used for deep drilling in offshore industry, were evaluated. The low cycle fatigue testing was carried out according to the ASTM E606 standard, under strain control and $R = -1$, at temperature of 300°C , which is the temperature that the drill collar reaches in service. It was observed that the yield and the ultimate tensile strength and the elongation decreased sharply with increasing temperature. As a consequence, in both high and low cycle regions, the fatigue life decreased with increasing temperature. The comparison between the stress – strain monotonic and cyclic curves, showed that this material exhibited cyclic softening for the applied strain amplitudes. The correlation between strain and number of cycles to failure was can be given by $\Delta\epsilon_f/2 = 0,0054 (2N_f)^{-0,064} + 0,438 (2N_f)^{-0,595}$ with transition in $2N_f = 9,5 \times 10^3$ reverses. The experimental results were compared with some models used to predict the fatigue life based on the tensile monotonic properties. The Modified Universal Shopes a better fitting with the experimental data. The fractographic analysis showed the presence of stage II striations.

Key words :: Austenitic stainless steel; low cycle fatigue, high temperature fatigue, tensile test.

1 – Introdução

Os aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N são materiais utilizados em aplicações especiais; tais como colares das brocas de perfuração de poços de petróleo, anéis de retenção, fios resistente à corrosão, etc. Os colares são utilizados em perfurações profundas e sua função é a de alojar instrumentos eletrônicos para a medida do posicionamento da broca durante o processo de perfuração. Como esta medida é baseada no campo magnético terrestre, é necessário, neste caso, a utilização de materiais não magnéticos, para que não haja interferência no sistema de direcionamento da broca de perfuração. Nas regiões de campos petrolíferos, muitas perfurações são realizadas ao mesmo tempo a partir de uma plataforma. Estas são controladas por uma única torre, sendo necessário que sejam conhecidos diversos parâmetros que garantam a exatidão da operação em conjunto. Estes instrumentos são alojados dentro dos colares, em furos e entalhes, provocando um aumento localizado de tensões nestas regiões.

Como a técnica de perfuração predominante é por rotação, os esforços estáticos são devido a uma tensão constante de tração causada pelo torque do colar, enquanto que os esforços cíclicos são devido à tensão de flexão variável causada pela rotação do conjunto de perfuração nas partes curvadas, como relatado no trabalho de Gnyp et al. (1990). Com o aumento da profundidade de perfuração, a temperatura do colar aumenta podendo atingir aproximadamente 300°C, segundo Nakazawa et al. (1989). A variação de temperatura, a alta concentração de cloreto do meio ambiente e a tensão devido à furação são as principais causas da corrosão sob tensão dos aços utilizados na construção de plataformas marítimas.

Os materiais utilizados no trabalho de Panzenböck et al. (1990), para a fabricação de colares foram ligas Cu-Be, ligas de Fe-Cr-Mo e ligas de Fe-Cr-Mn-N, que apresentam alta resistência mecânica, quando comparadas com a resistência mecânica dos aços Cr-Ni convencionais. Os aços Fe-Cr-Mn-N possuem limite de escoamento variando de 750 a 850 MPa, e limite de resistência variando de 850 a 950 MPa.

Como os aços inoxidáveis austeníticos não podem ser endurecidos por tratamentos térmicos, a resistência mecânica necessária pode ser obtida através da adição de elementos de liga, formando soluções sólidas substitucional ou intersticial. Outra forma de endurecimento, ainda pela adição de elementos de liga, seria o endurecimento por precipitação. Mecanicamente, estes aços podem ter sua resistência mecânica aumentada através da deformação a frio. Segundo Lenel & Knott (1987), o endurecimento por deformação a frio nos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Mn-N, é devido à presença tanto de manganês como também de nitrogênio.

Segundo Gnyp et al. (1990), as propriedades de fadiga e de tenacidade à fratura do material são de fundamental importância no dimensionamento dos colares, pois os materiais suportam altas tensões de torção e de flexão provocadas pelo processo de furação em ambientes contendo cloretos. Para o atendimento destas necessidades, o material a ser selecionado deve ser não magnético, com uma permeabilidade relativa de $\mu_r < 0,1$, possuir elevadas resistências à tração, à fadiga, à corrosão e ao desgaste, elevada tenacidade à fratura, boa soldabilidade e custo relativamente baixo. O desenvolvimento deste tipo de material é um grande desafio para os metalurgistas.

2 - Objetivo

Como a temperatura dos colares para perfurações podem atingir até aproximadamente 300°C, este trabalho teve como principal objetivo o estudo das propriedades de fadiga de baixo ciclo nesta temperatura, do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N, utilizado na confecção de colares.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C foram realizados segundo a norma American Society for Testing and Materials (ASTM) E606-80 (1992) sob controle de deformação com $R = -1$. Métodos analíticos que utilizam as propriedades mecânicas de tração para estimar o comportamento de fadiga de baixo ciclo foram avaliados para o aço em estudo. Foram também realizadas análises metalográficas utilizando a técnica de microscopia ótica e análises fratógráficas das superfícies de fratura utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3 - Revisão bibliográfica

3.1 - Características dos aços inoxidáveis austeníticos

A descoberta e desenvolvimento dos aços inoxidáveis, ocorreu simultaneamente em diversos países como França, Alemanha, Canadá, Inglaterra e Estados Unidos, entre 1912 e 1917, por vários pesquisadores, conforme Lula (1986).

Segundo Chiaverini V. (1984), a palavra inoxidável quer dizer resistência à corrosão em diversos meios, tais como atmosférico, líquidos naturais, gasosos, etc, associados ou não ao efeito da temperatura. Os aços inoxidáveis são classificados de acordo com sua composição química e microestrutural e desta forma, tem-se os aços inoxidáveis ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex e endurecíveis por precipitação.

Nos aços inoxidáveis, o cromo é o elemento que tem a propriedade de formar, na presença do oxigênio, uma película (filme) de óxido (CrO), cuja estrutura cristalina é a cúbica de corpo centrado, com excepcional resistência aos ataques químicos. Como o Cr é um elemento estabilizador da fase ferrítica, o teor de cromo aumenta o campo da fase alfa (α) e conseqüentemente diminui o campo da fase gama (γ). Analisando a figura 1, pode ser verificado que sem a presença de cromo, em torno de 910°C , há uma região de transformação da fase alfa para a fase gama, e que a adição de teores de cromo até aproximadamente 8,0% em peso, provoca um deslocamento desta região de transformação para 850°C . A adição de cromo também provoca um rápido aumento nos limites do campo da fase gama, atingindo o máximo em torno de 12-13% Cr em peso, à aproximadamente 1000°C .

No ferro puro a transformação da fase gama em ferrita delta ocorre em torno de 1400°C . Segundo Novak (1977) a fase denominada de ferrita delta ou ferrita de alta temperatura, apresenta a mesma estrutura cristalina da ferrita alfa (cúbica de

corpo centrado). São utilizadas nomenclaturas diferentes para estas formas de ferrita devido ao fato de serem formadas de maneiras diferentes. A fase da ferrita delta é originada no processo de precipitação primária da liga fundida, enquanto que a ferrita alfa é formada por um processo de precipitação secundária, a partir da fase gama, em temperaturas abaixo de 910°C.

A linha pontilhada representa uma região de transformação magnética, ou seja, acima desta linha a fase é paramagnética e abaixo é ferromagnética. O ferro paramagnético não é magnético e apresenta uma permeabilidade de até 1,0, enquanto que o ferro ferromagnético apresenta permeabilidade maior que 1,0.

Para teores maiores que 13% Cr em peso, a transformação da fase alfa para gama não mais ocorrerá e as ligas permanecerão com a estrutura ferrítica até suas temperaturas de fusão.

Em temperaturas abaixo de 820°C e com elevado teor de cromo, haverá o surgimento da fase sigma (σ), que é um composto intermetálico, frágil e com estrutura tetragonal. A precipitação desta fase provoca uma diminuição do teor de cromo da matriz e conseqüentemente acarreta uma diminuição da resistência à corrosão.

A composição austenítica básica é a liga 18% Cr e 8% Ni, sendo que estes teores de cromo e níquel podem ser aumentados para melhorar a resistência à corrosão. Outros elementos de liga que podem ser adicionados são: o molibdênio (para melhorar a resistência à corrosão), o nióbio, o titânio e o vanádio (para promover o endurecimento do aço).

Segundo Simmons (1996), tanto o carbono como o nitrogênio são solutos intersticiais e provocam efeitos de endurecimento por solução sólida na estrutura austenítica. Dependendo dos teores de C e N, pode ocorrer a precipitação de carbeto e nitreto juntamente com o cromo, diminuindo a resistência à corrosão, a tenacidade à fratura e ductilidade do aço.

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-Cr, Novak (1977).

Os elementos de liga enxofre e selênio melhoram a usinabilidade dos aços inoxidáveis. O alumínio, cobre e berílio são adicionados principalmente nos aços inoxidáveis para obtenção de reações de envelhecimento. Normalmente, são adicionados teores de alumínio entre 1,8 - 2,0% e de cobre entre 0,03 - 0,05%, em peso, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica e à corrosão.

Quaisquer dos elementos, cromo ou níquel, adicionados em quantidades apreciáveis, elimina o fenômeno de alotropia do ferro, sendo que o níquel estabiliza a austenita, enquanto que o cromo estabiliza a ferrita. Aparentemente o níquel exerce uma influência mais acentuada do que o cromo, no que diz respeito às formas alotrópicas do ferro. A figura 2 (a) apresenta o efeito do níquel em estabilizar a fase austenítica para uma liga Fe-Cr com 18% de cromo em peso. Para temperaturas baixas, mesmo as ligas que contém um alto teor de níquel se transformam em ferrita. Porém a transformação é tão lenta, que a austenita persiste

no resfriamento rápido da liga a partir da região austenítica para a temperatura ambiente e geralmente para temperatura abaixo de zero.

Os elementos de liga, como o Mn e o N, são também estabilizadores da estrutura da austenita, podendo portanto, substituir o níquel, gerando uma nova classe de aço inoxidável, a série 200, cuja principal diferença é o aumento das resistências mecânica e à corrosão em relação aos aços inoxidáveis contendo níquel e outros elementos de liga, conforme Lula (1992).

Figura 2 – (a) Efeito do Ni sobre a constituição de uma liga com 18% de Cr e (b) efeito do Cr sobre uma liga com 8% de Ni, Chiaverini,(1984).

Muitos autores estudaram os efeitos dos elementos de liga na constituição dos aços inoxidáveis austeníticos, utilizando a composição equivalente de cromo e níquel, e aplicando os resultados a diagramas do tipo Schaeffler-Schneider, como mostra a figura 3. Segundo Pickering (1978), as relações obtidas por Briggs & Parker, equações (1) e (2) podem ser utilizadas para uma grande variedade de composições químicas de aços inoxidáveis austeníticos. Alguns cuidados devem

ser tomados na aplicação dessas expressões, particularmente em aços que possam conter carbonitreto de nióbio ou titânio não dissolvidos. Isto diminui a concentração de carbono e nitrogênio em solução e, conseqüentemente, diminui o efeito desses elementos intersticiais no cálculo do níquel equivalente. Os carbonetos presentes também podem ter efeitos importantes nas propriedades de corrosão e na resistência mecânica.

$$Ni_{eq} = \% Ni + 0,5 \times \% Mn + 30 \times \% C + 25 \times \% N + 0,3 \times Cu + \% Co \quad (eq. 1)$$

$$Cr_{eq} = \% Cr + 2 \times \% Si + 1,5 \times \% Mo + 5,5 \times \% Al + 1,75 \times \% Nb + 1,5 \times \% Ti + 0,75 \times \% W + 5 \times \% V \quad (eq. 2)$$

Figura 3 - Diagrama de Schaeffler-Schneider. Campo de estabilidade das fases em função das quantidades de níquel e cromo equivalente presentes nos aços (A = austenita; M = martensita; F = ferrita). Keown & Pickering¹ apud Sordi, V. L. (1994).

1- KEOWN, S. R.; PICKERING, F. B. In: STUART, H, ed. International Symposium Niobium - 81.

San Francisco, USA, nov. 1981 apud SORDI, V. L. (1994). Comportamento de Fluência de aço inoxidável austenítico 18Cr-12Ni com adições de nióbio São Carlos. Tese (doutorado)-Universidade Federal de São Carlos.

Este diagrama mostra os efeitos dos teores dos elementos de liga baseados no níquel e cromo equivalentes, sobre a estrutura dos aços inoxidáveis. Observa-se que foram traçadas linhas limites de composição, indicando a estrutura obtida no aquecimento de 950° a 1050° C e do resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Este diagrama foi inicialmente estabelecido para a obtenção dos teores de ferrita delta em metais de solda, pois como pode ser observado, o diagrama utiliza linhas retas que tendem a uma região comum que apresenta as quantidades de ferrita, obtidas por técnicas metalográficas.

É fato conhecido que a estabilidade da austenita deve-se principalmente ao elemento níquel, que tem um elevado custo. Alguns estudos procuraram obter a estabilização da austenita através da adição de outros elementos de liga, mais baratos. Delong (1960) modificou o diagrama Schaeffler-Schneider levando em consideração a introdução de novos elementos de liga. Este diagrama modificado será comentado posteriormente, quando for avaliado o efeito do nitrogênio neste sistema de liga.

3.1.1 - Resistência à corrosão

Padilha (1994), após a análise de 954 casos de corrosão em aços inoxidáveis austeníticos, apontou que os tipos mais comuns de corrosão que ocorrem nestes sistemas são corrosão generalizada, corrosão por pite, corrosão intergranular e corrosão sob tensão, conforme mostra a figura 4.

Corrosão generalizada

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis está relacionada à formação de uma película passivadora na superfície do material. Segundo Padilha (1994) apud Uhlig² (1985), foram propostas duas teorias.

A primeira é que o filme passivador, normalmente um óxido, é uma barreira de difusão que separa o metal do meio e assim diminui a velocidade de reação. A segunda teoria propõe que o material esteja passivado por uma película ou camada de oxigênio adsorvida quimicamente.

Figura 4 - Tipos mais freqüentes de corrosão em aços inoxidáveis austeníticos 18Cr-8Ni, Padilha (1994).

Quando o aço é exposto ao ácido clorídrico, ácido fosfórico ou ácido sulfúrico, a formação desta camada é dificultada ou impedida e assim o material é uniformemente corroído.

Corrosão por pites

É um tipo de corrosão que predispõe o material à formação de cavidades, com diâmetros variados (de microns até milímetros), podendo até perfurar o material.

Quando os aços estão em soluções aquosas contendo concentrações de íons halogênicos, principalmente Cl^- e Br^- , são sensíveis ao ataque localizado. A corrosão aumenta com a concentração de íons, com a diminuição do pH e com o aumento da temperatura. Com a adição de Mo e Ni no aço, o número de inclusões e precipitados é reduzido, diminuindo a corrosão por pites.

Corrosão intergranular

É um tipo de corrosão que ocorre na superfície do material quando aquecido entre 425° e 815°C. O aparecimento deste tipo de corrosão é causado pela precipitação de fases ricas em cromo, tal como Cr_{23}C_6 , em contornos de grãos. Em fases metálicas ricas em cromo, como a fase σ e nitretos de cromo, também pode ocorrer a corrosão intergranular.

A corrosão intergranular pode ser evitada por meio da adição de nióbio ou titânio que, quando combinados com o carbono, formam carbonetos do tipo TiC ou NbC , diminuindo assim o teor de carbono em solução, evitando a precipitação extensiva de Cr_{23}C_6 . Segundo Pickering (1978), geralmente a quantidade destes elementos deve ser balanceada de acordo com os teores de C e N:

$$\text{Ti} = 5(\text{C} + \text{N}) \quad (\text{eq. 3})$$

$$\text{Nb} = 10(\text{C} + \text{N}) \quad (\text{eq. 4})$$

Raramente a estabilização através da adição de nióbio e/ou titânio é totalmente efetiva. Por este motivo, os aços inoxidáveis austeníticos são produzidos com teores muito baixos de carbono, chegando no máximo a 0,03% em peso e evitando-se assim a formação de precipitados de cromo.

Corrosão sob tensão

A corrosão sob tensão é um processo resultante da interação entre um material metálico submetido a determinados níveis de tensão e um meio de agressividade relativa, que provoca o surgimento de microtrincas e leva o material à fratura precoce. Por exemplo, um aço 18Cr-8Ni pode romper em menos de 100 horas, quando submetido a tensões de apenas 20% do seu limite de resistência em uma solução fervente de 3% de NaCl. À medida que a tensão aplicada aumenta, o tempo de ruptura diminui. O tipo da fratura pode ser intergranular, transgranular ou mista.

A corrosão sob tensão do aço inoxidável austenítico é mais comum e ocorre em meios contendo cloretos e em temperaturas superiores a 60°C. Segundo Kruger (1980) & Graig (1985), o processo é geralmente dividido em 3 estágios, que são o período de indução, de iniciação (nucleação da trinca) e de propagação de trinca até ocorrer a fratura.

3.1.2 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos

Segundo Chiaverini V. (1984), as características gerais dos aços inoxidáveis austeníticos são a de não serem magnéticos e de não serem endurecíveis por têmpera. Quando encruados, o aumento de dureza é superior à obtida para outros tipos de aços. Este aumento de dureza pode ser atribuído à instabilidade da austenita, que sob o efeito das tensões do encruamento, transforma-se em ferrita. Esta ferrita supersaturada de carbono apresenta propriedades mecânicas similares às da martensita e contribui significativamente para o endurecimento do aço. Para restaurar a estrutura austenítica é necessário o reaquecimento do aço encruado a temperaturas moderadas.

Um aço carbono comum, na condição de laminado à quente, apresenta limite de escoamento entre 180 a 200 MPa, limite de resistência entre 300 a

320MPa e um alongamento plástico total de 30%. Um aço inoxidável austenítico na condição recozida apresenta certas propriedades mecânicas superiores às de muitos aços carbono, com limite de escoamento entre 200 a 250 MPa, limite de resistência entre 450 a 750 MPa e alongamento plástico total entre 35 e 45 %. A sua boa ductilidade e tenacidade permitem a conformação a frio e o uso em temperaturas criogênicas, segundo Padilha (1994).

Existem vários mecanismos utilizados para o aumento da resistência mecânica numa liga, denominados de mecanismos de endurecimento. Os principais são o endurecimento por solução sólida, endurecimento por deformação (encruamento) e endurecimento por precipitação.

Endurecimento por solução sólida

A resistência mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos pode ser aumentada pela presença de elementos de liga em solução sólida, substitucionais ou intersticiais. Os elementos de liga que ocupam posições intersticiais no parâmetro de rede da austenita, tais como nitrogênio e carbono, causam o endurecimento por solução sólida e são os mais usados.

Endurecimento por deformação

Uma outra maneira utilizada para aumentar a resistência mecânica de aços inoxidáveis austeníticos é por meio da deformação à frio (encruamento).

O encruamento é definido como o aumento da resistência mecânica em função da quantidade de deformação imposta a um material. Este comportamento é devido ao acúmulo de discordância na microestrutura do material, por isto é também chamado de endurecimento por deformação.

Endurecimento por precipitação

A adição de elementos de liga pode induzir ao endurecimento por precipitação de segunda fase. Para que ocorra este tipo de endurecimento é necessária a presença de uma segunda fase solúvel a altas temperaturas, pois primeiramente tem-se que produzir uma solução sólida supersaturada, que é metaestável à temperatura ambiente, e que tenha a sua solubilidade diminuída com o decréscimo da temperatura.

3.2 - Aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Mn-N

Devido à escassez de níquel durante a Segunda Guerra Mundial, por necessidade foram desenvolvidas novas ligas de aços inoxidáveis com teores de níquel menores do que eram utilizados anteriormente. Assim, o primeiro substituto parcial do níquel nos aços do grupo austenítico foi o manganês. Com isto, os estudos dos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Mn-N, foi intensificado.

O manganês não possui os mesmos efeitos de resistência que o níquel e o cromo, com isso, para a fabricação de tais aços, é necessária a manutenção de um teor mínimo de níquel, normalmente menor que 0,5% em peso em sua composição.

Os aços inoxidáveis austeníticos pertencentes ao sistema Fe-Cr-Mn-N são conhecidos como materiais para aplicações industriais especiais, normalmente utilizados na fabricação de colares para brocas de perfuração de petróleo, anéis de retenção, fios resistentes, etc. Desta forma, desde o início da década de 60, vários trabalhos e estudos sobre o comportamento destes aços têm sido realizados.

3.2 1- O efeito do nitrogênio no aço inoxidável austenítico

Os aços inoxidáveis austeníticos são excelentes quanto a resistência à corrosão, mas as suas propriedades mecânicas são inferiores às dos aços ferríticos

e martensíticos. Entretanto, estas propriedades podem ser melhoradas com a introdução de elementos intersticiais, como carbono e nitrogênio, tanto em solução sólida como em forma de precipitados. É conhecido que as propriedades do nitrogênio são iguais às do carbono, mas para os aços inoxidáveis austeníticos com adição de nitrogênio, existe a vantagem adicional de haver inibição do fenômeno de sensitização do aço. Segundo Fontana (1986) e Sedricks (1979), a sensitização é um fenômeno que consiste na formação de finos e frágeis precipitados de carbeto ricos em cromo, nos contornos de grãos, enquanto que as regiões adjacentes aos contornos tornam-se empobrecidas de cromo pois a velocidade de difusão do cromo é muito baixa.

Os efeitos benéficos do nitrogênio como endurecedor por solução sólida, levam a um aumento dos limites de escoamento, das resistências à fadiga e à fluência e ao aumento da resistência ao trincamento por corrosão sob tensão. Os limites de escoamento e de resistência aumentam com o decréscimo de temperatura tanto nos aços do sistema Cr-Ni, como os do sistema Cr-Mn. Estes efeitos estão ligados à estabilidade microestrutural da austenita sendo o nitrogênio um elemento estabilizador desta. Para que uma estrutura totalmente austenítica seja obtida, sem a adição do nitrogênio, um alto teor de níquel deve estar presente, o que acarreta um alto custo de produção. O manganês aumenta a solubilidade do nitrogênio na austenita e é usado em combinação com o nitrogênio para diminuir os teores adicionais de níquel.

O nitrogênio com o cromo forma o nitreto Cr_2N , que similarmente ao M_{23}C_6 , contribui para melhorar a resistência à fluência, mediante o endurecimento por precipitação. Esses nitretos podem se precipitar de maneira contínua ou descontínua, dependendo da supersaturação existente.

O nitrogênio, estabilizando a estrutura austenítica, reduz a tendência de formação da fase sigma σ . A precipitação da fase sigma σ nos aços austeníticos

ocorre de maneira mais lenta, em comparação aos ferríticos. Além disso, a ferrita, em geral, é mais rica em cromo do que a austenita. A presença de ferrita favorece então a precipitação da fase sigma σ .

A precipitação da ferrita é observada nos aços austeníticos contendo nitrogênio e pode ocorrer pelo menos de três maneiras:

- aparecimento de ferrita de alta temperatura, se o tratamento térmico de solubilização for feito em temperaturas muito altas;
- pela ocorrência de uma reação eutetóide, onde a austenita decompõe-se em ferrita e nitretos de cromo;
- pelo empobrecimento de nitrogênio na matriz austenítica, devido à precipitação de nitretos, fazendo com que sua composição alcance o campo de estabilidade da ferrita.

Segundo Degallaix et al. (1986), o nitrogênio em quantidades adequadas, causa um reforço na microestrutura do aço inoxidável austenítico, tanto por solução sólida como por endurecimento por precipitação, cujas conseqüências são a melhora nas propriedades mecânicas e na estabilidade da fase austenítica.

Segundo Speidel (1989), é possível com a adição de nitrogênio, o aumento da resistência mecânica sem redução da tenacidade à fratura do aço, como mostra a figura 5.

Em geral a deformação a frio é uma maneira bastante efetiva de aumentar a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos. Com o trabalho a frio, os aços com nitrogênio não perdem a sua excelente tenacidade à fratura, mesmo com a formação de martensita induzida por deformação, que pode ser diminuída com o aumento da estabilidade da austenita. A formação da martensita está fortemente ligada à composição do aço, à energia de falha de empilhamento, temperatura, velocidade e modo de deformação, sendo que a velocidade de deformação e a temperatura atuam de maneira oposta.

Segundo Llewellyn (1993), o manganês estabiliza o aço contra a transformação da martensita durante o resfriamento, diminuindo a temperatura de transformação M_s . Para os aços inoxidáveis Cr-Mn é assumido que 12 a 15% de Mn garantem uma baixa temperatura M_s .

Figura 5 – Influência do nitrogênio em solução sólida no limite de escoamento e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico na temperatura ambiente, Speidel (1989).

Para se ter uma melhora na resistência à corrosão localizada por pite, muitas vezes observada em poços de petróleo e aplicações marinhas, é freqüentemente adicionado o molibdênio. Mas o molibdênio estabiliza a ferrita e a composição da liga deve ser balanceada com adições de elementos que estabilizam a austenita.

Segundo Poulalion & Botte (1989), à pressão atmosférica e na temperatura de 1600°C , somente 0,045% de N em peso dissolve-se no ferro. Assim para aumentar a solubilidade do nitrogênio é necessário adicionar certos elementos de

liga, como cromo, manganês, nióbio, vanádio e molibdênio. Já os elementos como o níquel, tungstênio, cobre, estanho, silício e cobalto diminuem a solubilidade do nitrogênio. A figura 6 resume a influência dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio.

A quantidade de nitrogênio adicionado nas ligas é muito discutida por vários autores. Segundo Lenel & Knott (1987), em ligas Fe-Cr-Mn-N contendo 12% de Cr em peso e 10% de Mn em peso, quando fundidas a 1 atm, a solubilidade do nitrogênio a 1050°C deve ser maior do que 0,6% de N em peso. Segundo Hendry (1994), por razões econômicas, muitas vezes o teor de nitrogênio não excede 0,25% de N em peso, pois acima desse valor são necessárias práticas de fundição especiais para evitar a formação de porosidades.

Segundo Chun et al. (1986), os efeitos benéficos do nitrogênio são mais importantes nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N do que em outros sistemas, pois nestes aços, a solubilidade do nitrogênio é maior, podendo chegar até 0,6% de N em peso, ou mais.

Segundo Mozhi et al. (1985), a adição de nitrogênio em até 0,16% em peso, pode retardar a sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos. A adição de nitrogênio entre 0,16-0,25 % em peso, promove a precipitação intergranular dos carbeto de cromo.

Segundo Speidel (1989), aços são considerados como tendo alto teor de nitrogênio, se eles possuírem mais nitrogênio do que pode ser dissolvido no material por processamento à pressão atmosférica. Para aços ferríticos este limite é aproximadamente 0,08%, enquanto que para aços austeníticos o limite é aproximadamente de 0,4% em peso de nitrogênio.

Figura 6 - Influência dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio no ferro a 1600°C, Poulalion & Botte (1989).

Delong (1956), modificou o diagrama de Schaeffler devido à introdução do efeito do nitrogênio sobre a microestrutura resultante, que é apresentado na figura 7.

Este diagrama apresenta linhas paralelas que indicam as quantidades de ferrita e define o teor de ferrita delta por resposta magnética, segundo a American Society for Metals International Handbook Committee (1990).

Neste caso, apenas o teor de níquel equivalente foi recalculado, segundo a eq.(5):

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,5 \times \%Mn + 30 \times \%C + 30 \times \%N \quad (eq.5)$$

Figura 7 - Diagrama de Delong, segundo a American Society for Metals International Handbook Committee (1990)

Mesmo não sendo o modo mais preciso, pode-se verificar a tendência à formação de ferrita e de martensita durante o resfriamento, em aços inoxidáveis contendo nitrogênio. É observado que, quanto maior o teor de nitrogênio, menor a tendência à formação de ferrita e de martensita.

Segundo Ustinovshikov (1994), a máxima solubilidade do nitrogênio na liga Fe-18%Cr é de aproximadamente 0,8% em peso e para uma quantidade de nitrogênio mais alta do que 0,8% em peso, ocorre a precipitação de nitretos do tipo CrN na solução sólida γ . Quantidades de nitrogênio de 0,8 % em peso ou menos são insuficientes para que 100% de uma estrutura austenítica seja obtida. Mas o limite de solubilidade do nitrogênio na solução sólida γ , não é exatamente 0,8 % em peso e há ligas em que é possível dissolver até 1,3% em peso de N .

Em geral a deformação a frio é uma maneira bastante efetiva de aumentar a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos. Como o nitrogênio é um estabilizador da austenita, aços inoxidáveis com alto teor de nitrogênio possuem a vantagem de

poderem ser deformados sem a conseqüente transformação martensítica induzida por deformação, e assim permanecendo não magnéticos.

O aumento no encruamento é devido à baixa energia de falha de empilhamento causada pelo nitrogênio, pois a distribuição de discordâncias no material encruado está relacionada com a energia de defeito de empilhamento do material. Um aumento na deformação resulta em um aumento na densidade de discordâncias e de maclas, ambos fatores que contribuem para o aumento do limite de escoamento. As presenças de manganês e de cromo também contribuem para a alta capacidade de encruamento dos aços inoxidáveis austeníticos, conforme Uggowitzer & Harzenmoser (1989) e Uggowitzer & Speidel, (1991).

3.3 - Fadiga dos metais

Os elementos de máquinas são freqüentemente sujeitos a tensões variáveis e em muitos casos é muito importante conhecer a resistência dos materiais sob estas condições. É fato bem conhecido que, sob carregamentos e descarregamentos repetidos ou tensões alternadas, a ruptura pode acontecer em tensões menores do que a resistência à ruptura do material obtida no ensaio estático. A grandeza destas tensões, necessária para produzir a ruptura, decresce quando o número de ciclos de aplicação das tensões cresce. Este fenômeno da resistência diminuída do material, por tensões repetidas, é chamado de fadiga. Pode-se afirmar que 90% das falhas mecânicas de peças e estruturas são decorrentes deste fenômeno. Os critérios de análise do comportamento em fadiga dos metais são baseados no controle de tensão ou no controle de deformação.

O primeiro estudo da resistência à fadiga dos metais foi realizado por Wöhler (1829), em ensaios de flexão rotativa. Os resultados foram apresentados através das curvas S-N, onde S é a tensão aplicada e N é o número de ciclos para falhar. Neste caso o ensaio é dito ser realizado em controle de carga ou tensão. Se a tensão possuir uma componente elástica predominante, e o material deformar plasticamente de maneira altamente localizada, onde ($N > 10^5$ ciclos) o processo será denominado de fadiga de alto ciclo, FAC. No caso inverso, ou seja, quando a componente plástica for predominante, a medida que a tensão aumenta, a vida em fadiga decresce acentuadamente e o número de ciclos para falhar será menor que ($N < 10^5$) e o processo de fadiga é denominado de fadiga de baixo ciclo, FBC. Neste caso, para obtenção de melhores resultados, os ensaios são realizados em controle de deformação e os resultados são apresentados na forma de uma curva deformação, ϵ , versus número de ciclos, N.

3.3.1 - Fatores determinantes na vida em fadiga

Segundo Reed - Hill R. (1982), a maioria das falhas de fadiga, é devido a concentrações macroscópicas de tensões. Qualquer canto vivo ou ângulo na superfície de um objeto que sofre tensões repetidas é um ponto em que a falha por fadiga pode ocorrer, especialmente se o canto vivo estiver situado em uma região do metal submetida a tração cíclica. Por exemplo, rasgos de chaveta em eixos, furos, entalhes em V como os encontrados em roscas usinadas de parafusos, etc. São tipicamente regiões em um objeto onde pode haver concentração de tensões.

Segundo Dieter (1981), outro fator que reduz a resistência à fadiga são os processos corrosivos, onde pequenos pontos de corrosão localizada, "pites" são formados na superfície do material e estes atuam como se fossem entalhes concentrando tensões.

Um dos métodos para aumentar o desempenho em fadiga é a introdução de tensões residuais compressivas na superfície do material, como o jateamento da superfície com granalha de aço, que provocará o encruamento das camadas superficiais deixando-as em estado de tensão residual de compressão.

Segundo Dieter (1981), a diferença no acabamento superficial dos corpos de prova devido aos vários processos de usinagem, afetam o desempenho em fadiga. As peças polidas apresentam um desempenho melhor devido ao menor efeito de concentração de tensões.

3.3.2 - Aspectos macroscópicos da fratura

A fratura por fadiga sempre se inicia a partir de uma pequena trinca, que sob aplicações repetidas de tensão aumentará o seu tamanho, podendo ser dividida em duas regiões distintas: uma onde a trinca se desenvolve lentamente e apresenta

uma superfície de aspecto liso (brilhante) devido ao atrito entre as partes da trinca. A outra região apresenta um aspecto áspero (opaco) na qual houve rompimento de maneira dútil devido a seção transversal não suportar mais a carga aplicada e assim seu aspecto é mais grosseiro e irregular, pois não há ação de atrito e se rompe, conforme ilustrado na figura 8 Reed-Hill, R. (1982).

Figura 8 - Aspecto da superfície de fratura por fadiga. Reed-Hill (1982).

3.3.3 - Aspectos microscópicos de falha por fadiga

3.3.3.1 - Nucleação de trinca por fadiga

Geralmente a nucleação de trinca dá-se na superfície do material, pois os grãos superficiais estão menos sustentados mutuamente do que os grãos do interior. Com isto ocorre a deformação plástica localizada e o conseqüente rompimento das ligações atômicas.

Segundo Dieter (1981), pode haver formação de trincas no interior do material quando há interfaces envolvidas, como o caso da interface entre uma camada cementada e o metal-base. Sob carregamento cíclico, a direção ou sentido da deformação se alterna várias vezes, produzindo linhas de escorregamento que

aparecem na superfície do material, de acordo com Fuchs & Stephens (1980). Devido ao carregamento cíclico, as linhas de escorregamento se agrupam, formando bandas de deslizamento. Sendo assim, foi proposto por Cottrell & Hull e por Wood ³, apud Dieter (1981), um mecanismo para a formação de intrusões e extrusões, que são deformações pequenas e localizadas causadas pelos movimentos de ida e volta das discordâncias nos planos de escorregamento com alta tensão de cisalhamento, gerando entalhes ou ressaltos. Estes movimentos acontecem para carregamentos cíclicos e monotônicos. As intrusões de banda de deslizamento são excelentes concentradores de tensões onde pode se ter a nucleação de trincas, como pode ser observado na figura 9. Consequentemente, à medida em que o número de ciclos aumenta, os sulcos superficiais se aprofundam e as depressões ou intrusões adquirem a forma de uma trinca.

A nucleação das trincas pode ocorrer também nos contornos de grão devido à quebra das ligações atômicas mais fracas nestes locais e à deformação plástica excessiva. Segundo Reed-Hill (1982), a nucleação em bandas de escorregamento, parece ter uma importância maior na nucleação de trinca.

A nucleação da trinca por fadiga também pode ocorrer nos contornos das maclas, apesar do fato de estas possuírem menor energia do que os contornos de grão. Segundo Heinz & Neumann (1990), os contornos das maclas são os núcleos mais importantes para a nucleação da trinca nos metais com a estrutura cúbica de face centrada, principalmente em ensaios de fadiga de alto ciclo. Para os ensaios de baixo ciclo as tensões são suficientemente altas para poder iniciar a trinca em outros núcleos.

3- COTTRELL, A. H.; HULL, D. (1957). Proceedings of Royal Society of London, v.242 A, p.211-217 apud DIETER, G.E. (1981). Metalurgia Mecânica, 2 ed., Guanabara Dois. WOOD, W. A. (1955). Bull. Inst. Met., vol.3, p.5-6, Sep. apud DIETER (1981). Metalurgia Mecânica, 2ed., Guanabara Dois.

Figura 9 - (a) deformação estática, (b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, Fuch & Stephens (1980).

3.3.3.2 - Propagação de trinca em fadiga

O crescimento de trinca por fadiga inicia-se na superfície do material e o seu crescimento pode ser através dos contornos de grão (transgranularmente), ou o crescimento ao longo dos contornos de grão (intergranularmente). O primeiro tipo de crescimento é o mais encontrado, enquanto que o segundo tipo acontece menos freqüentemente e para menores extensões, Fuchs & Stephens (1980).

As trincas de fadiga, uma vez formadas tendem a se propagar, e esta propagação ocorre em 3 estágios:

Estágio I

Neste estágio a nucleação e o crescimento inicial da trinca são controlados pela máxima tensão de cisalhamento nos planos cristalográficos, onde a tensão é máxima. A nucleação ocorre ao longo de uma linha irregular, aproximadamente 45°

em relação à direção de carregamento. Este estágio de propagação é extremamente dependente da microestrutura.

Os mecanismos de crescimento da trinca neste estágio ainda não são bem conhecidos. Os estudos de trincas curtas tem mostrado que este estágio pode ser subdividido em nucleação e propagação de microtrincas.

Estágio II

Neste estágio, o crescimento da trinca ocorre perpendicular à direção de carregamento, com o crescimento de trinca no estado de deformação plana. O ângulo de transição do estágio I para o estágio II da micro trinca superficial, aumenta para um valor de 90° . Isto ocorre devido à redução na relação da tensão de cisalhamento para a tensão de tração na ponta da trinca. Assim, enquanto o estágio I é governado pela máxima tensão de cisalhamento, o estágio II é governado pela máxima tensão de tração. Esta propagação é ilustrada na figura 9.

Figura 10 - Estágio I e II de propagação de trinca por fadiga, Fuchs & Stephens (1980)

Enquanto a superfície de fratura criada pelo estágio I exibe um perfil mais polido, no estágio II de propagação tem-se a formação de "estrias" de fadiga ou ondulações nas superfícies fraturadas, onde informações a respeito do processo de fadiga pode ser obtida.

Segundo Dieter (1981), o mecanismo mais aceito para formação de estrias neste estágio foi proposto por Laird e Smith, que consiste em sucessivos arredondamentos da ponta da trinca. Esse mecanismo pode explicar o fenômeno de formação de estrias na superfície de fratura, como mostrado na figura 11.

Figura 11 - Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II de propagação de trinca por fadiga, Laird⁴ apud Dieter (1981).

Onde:

Sob tração pode ser observado:

(a) - quando a ponta da trinca é aguda, a carga é zero.

4 – LAIRD, C. ASTM Spec. Tech. Publ. 415, 1967, p.163 apud Dieter, G. E. (1981). Metalurgia mecânica. Trad Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, pg 344-84.

(b) - devido à baixa carga trativa, ocorre a formação de um entalhe duplo na ponta da trinca.

(c) - quando a ponta da trinca torna-se arredondada, caminhando ainda mais por cisalhamento plástico, a máxima carga trativa no ciclo é atingida.

Sob compressão pode ser observado:

(d) - o sentido do deslizamento na extremidade é invertido devido à tensão compressiva com o fechamento da trinca, formando uma ponta novamente aguda, onde se tem a máxima carga compressiva.

(e) - máxima carga compressiva no ciclo.

(f) - pequena carga trativa no ciclo subsequente .

O modelo de formação de estriações de Laird é um dos mais aceitos. Neste caso, o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica alternada na frente da trinca, atendendo assim às condições da mecânica da fratura elástica linear e permitindo a obtenção do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, baseado na variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Estágio III

É o estágio em que ocorre a ruptura total do material pois a trinca atinge um tamanho tal que a seção transversal remanescente não pode mais suportar a carga. O crescimento torna-se descontínuo envolvendo o rompimento das ligações entre as microcavidades ou microtrincas formadas no processo de fratura. Esta é uma região de propagação de trinca menos estudada pois trata de uma faixa de carregamento que leva a uma condição instável da propagação.

3.3.4 - Fadiga de alto ciclo

Quando as tensões cíclicas aplicadas forem menores do que o limite de escoamento do material, as deformações plásticas decorrentes são pequenas ou não existentes, onde as falhas ocorrem para um alto número de ciclos ($N > 10^5$ ciclos). Neste caso, a tensão aplicada é elástica e o material se deforma plasticamente de maneira altamente localizada.

O método mais utilizado de apresentação dos dados de fadiga de alto ciclo é através das curvas de Wöhler ou curvas tensão-deformação S-N.

Os tipos de carregamento de tensões cíclicas que podem causar fadiga, estão apresentados na figura 12.

Figura 12 : Ciclos de tensão : (a) alternada simétrica, (b) alternada e (c) aleatória, Dieter (1981).

Os ensaios são geralmente realizados mantendo o ciclo de tensão constante. Este pode ser dividido em duas componentes:

- Tensão média σ_m , é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 6})$$

- Tensão alternada ou amplitude de tensão σ_a , é a metade do intervalo total de tensão.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{eq.7})$$

A tensão média é geralmente quantificada pela relação de tensões, R.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (\text{eq. 8})$$

Com relação à figura 12, tem-se que:

- (a) - representa um eixo operando em rotação constante e isento de sobrecargas, há uma tensão repetida ou flutuante, onde as tensões máximas ($\sigma_{\max}$) e mínima ($\sigma_{\min}$) são iguais e de sinais opostos (tração e compressão).
- (b) - a tensão é irregular ou aleatória, onde as tensões máximas e mínimas são diferentes. A tensão mínima pode ser igual ou diferente de zero, sendo o carregamento denominado pulsante ou flutuante, respectivamente. Como exemplo, o parafuso da biela de um motor a explosão.
- (c) - é um tipo de carregamento mais complexo, quando as tensões máximas e mínimas são aleatórias, como exemplo uma asa de um avião, que está sujeita a sobrecargas periódicas imprevisíveis devido a correntes de vento.

As curvas S-N são obtidas obedecendo as normas ASTM E466 (1996) e ASTM E 739 (1991). Observa-se que o número de ciclos de tensão que um metal pode suportar antes de se romper aumenta com o decréscimo da tensão, como visto na figura 13. Estes ensaios de fadiga são geralmente apresentados como amplitude de tensão σ_a ou intervalo de tensão, $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ em função do logaritmo do número de ciclos.

Figura 13 - Típica curva S - N, Dieter (1981).

Os metais ferrosos geralmente apresentam uma tensão limite, abaixo da qual a falha por fadiga não ocorre. Entretanto, para os metais não ferrosos, como o alumínio manganês e ligas de cobre, a curva S-N não apresenta este limite e decresce continuamente. Esta tensão limite é chamada de limite de resistência à fadiga.

No caso de aço, o limite de fadiga deve-se à presença de elementos de ligas intersticiais, como o carbono e o nitrogênio, que interferem nos movimentos das discordâncias, causando o fenômeno de envelhecimento por deformação. O limite de fadiga dependerá também do acabamento superficial, do tipo de carregamento,

da temperatura de ensaio, da tensão média, de concentradores de tensões e das tensões residuais.

3.3.5 - Fadiga de baixo ciclo

A fadiga de baixo ciclo, geralmente ocorre quando as tensões repetidas são de origem térmica.

A fadiga de baixo ciclo ocorre para um alto nível de tensão e um baixo número de ciclos ($N < 10^5$), onde a deformação plástica cíclica é maior do que a deformação elástica. Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são realizados sob controle de deformação, e os resultados obtidos são apresentados em gráficos curvas de deformação (ϵ) em função do número de reversos para falhar ($2N_f$).

A componente plástica da deformação total tem um papel importante, pois em regiões de alta concentração de tensões, como em entalhes, a deformação plástica pode ocorrer localizadamente. Por isso em muitos casos é analisado o comportamento à fadiga em controle da deformação e não em controle de carga.

3.3.5.1 - Curva deformação – vida

Segundo Mitchell, (1978), por volta de 1900, Basquim mostrou que a relação tensão-vida pode ser linearizada, e assim estabeleceu uma lei potencial da fadiga, onde esta relação pode ser expressa em termos da tensão verdadeira:

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (\text{eq. 9})$$

onde:

σ_a - é a amplitude de tensão

σ_f' - é o coeficiente de resistência

σ_a - é a amplitude de tensão

σ_f' - é o coeficiente de resistência

$2N_f$ - é o número de reversos para falhar

b - é o expoente de resistência à fadiga (expoente de Basquin). Segundo Mitchell (1978), o seu valor varia aproximadamente de $-0,005$ a $-0,12$.

σ e b são propriedades de fadiga dos materiais.

Dividindo a equação (9) pelo módulo de elasticidade tem-se que:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} \quad (\text{eq. 10})$$

onde: E - módulo de elasticidade

Basquim (1900), mostrou que a curva S-N pode ser linearizada quando grafada em coordenadas bi-logarítmicas, estabelecendo assim uma lei potencial de fadiga. Esta relação pode ser expressa em termos da tensão verdadeira.

Se a amplitude de tensão verdadeira for usada em lugar da tensão convencional, então a curva σ -N ficará linearizada, figura 14 .

Figura 14 - Tensão verdadeira em função do número de reversos, em escala bilogarítmica. Mitchell (1978)

- Para a região plástica tem-se:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 11})$$

onde:

$\Delta \varepsilon_p/2$ - amplitude de deformação plástica

$2 N_f$ - número de reversos para falhar

ε_f' - coeficiente de ductilidade à fadiga (ε_f' é aproximadamente igual a ε_f para a maioria dos metais, $\varepsilon_f = \ln (A_f / A_0)$)

c - expoente de ductilidade à fadiga. Segundo Mitchell, varia entre -0,5 e -0,7 aproximadamente. Os valores de ε_f' e c são também propriedades de fadiga dos materiais.

Em escala bilogarítmica, a equação (11) é a de uma reta, como mostrada na figura 15.

Figura 15 - Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, em escala bilogarítmica.

Em ensaio com amplitude de deformação constante a amplitude de deformação total $\Delta\epsilon_t/2$, pode ser escrita como a soma das amplitudes de deformação elástica $\Delta\epsilon_e$ e plástica $\Delta\epsilon_p$:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \quad (\text{eq.12})$$

Combinando as equações (10) e (11), tem-se:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 13})$$

Esta é uma equação fundamental para a análise do processo de fadiga sob controle de deformação. O primeiro termo representa a componente elástica e o segundo termo a componente plástica.

Segundo Mitchell (1978), quando defeitos internos governam a vida do material, como no caso de metais fundidos e soldas, esta relação não é diretamente aplicável e deverá sofrer modificações apropriadas, levando em conta estes defeitos.

A figura 16 apresenta uma típica curva deformação-vida. As duas linhas retas representam as amplitudes de deformação elástica e plástica.

Observa-se na curva do gráfico acima o ponto $2N_t$, de intersecção entre as componentes elástica e plástica, que marca a transição entre a fadiga de baixo ciclo e a fadiga de alto ciclo. Esta transição ocorre entre 10^4 e 10^5 . Para vidas pequenas, menores que $2N_t$ (transição de vida em fadiga onde $\Delta\epsilon_p/2 = \Delta\epsilon_e/2$), a deformação plástica predomina e os parâmetros de ductilidade controlam o comportamento do material. Para vidas longas, maiores que $2N_t$, a deformação elástica e os

Figura 16- Amplitude total de deformação em função do número de reversos para falhar, Mitchell (1978).

Como na vida de transição em fadiga as componentes das deformações elástica e plástica são iguais, pode-se calcular o valor de $2N_t$ por:

$$2N_t = \frac{\varepsilon_f' \cdot E^{1/(b+c)}}{\sigma_f'} \quad (\text{eq. 14})$$

3.3.5.2 - Comportamento cíclico dos metais

No ensaio de fadiga, em controle de deformação, a amplitude de tensão $\Delta\sigma$ não permanece constante, podendo ser aumentada ou diminuída até chegar a um ponto de saturação, onde é dita ser estável. Esse processo é chamado de endurecimento e amolecimento cíclico, onde se obtém a curva tensão-deformação.

Dependendo das condições do ensaio e do estado inicial do material que pode estar temperado e revenido, normalizado ou recozido, o metal pode sofrer endurecimento ou amolecimento cíclico, apresentando comportamento estável ou

misto. Em metais e aços trabalhados a frio submetidos a pequenas amplitudes de deformação, ocorrerá o amolecimento cíclico. Em metais recozidos, algumas ligas de alumínio e nos aços temperados, é esperado ocorrer o endurecimento cíclico.

A figura 17 mostra esquematicamente o comportamento cíclico de materiais com amolecimento e endurecimento cíclico. Segundo Mitchell (1978), após vários reversos, em geral o material tende a um estado estacionário, onde a variação de σ_a não é mais verificada. Essa condição é atingida entre 20 e 40% da vida total em fadiga.

Figura 17 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, Mitchell (1978).

Geralmente a melhor forma de definir a vida à fadiga de baixo ciclo é através das curvas de histereses. No ponto de saturação a curva de histerese é dita ser estável. A figura 18 mostra os endurecimento e amolecimento cíclicos, sendo que os parâmetros de deformação podem ser definidos na curva da histerese estável.

Figura 18 - (a) comportamento endurecimento e amolecimento, onde o segmento HH representa o endurecimento e o SS representa o amolecimento; (b) definições da curva de histerese, Skelton (1987).

Sendo que:

$\Delta\sigma$ - amplitude da tensão total

ε_p - deformação plástica

ε_e - deformação elástica

ε_t - deformação total

E - módulo de Young

E_{se} - módulo de Young secante

Como pode ser observado na figura 19, para a construção da curva tensão-deformação cíclica é necessário conectar as pontas das histereses estacionárias, onde são obtidas para vários corpos de prova ensaiados com várias amplitudes de deformação.

A desvantagem deste método está na necessidade do ensaio de vários corpos de prova, uma vez que existem métodos desenvolvidos para a utilização de um único corpo de prova.

Figura 19 - Construção da curva tensão-deformação cíclica, Mitchell (1978)

A figura 20, mostra, as curvas $\sigma \times \epsilon$ cíclica e monotônica, onde pode ser comparado e avaliado o comportamento mecânico de um material devido ao carregamento cíclico. Segundo Landgraf et al. (1972), alguns materiais, como por exemplo os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), podem ter comportamento misto, amolecendo e endurecendo ciclicamente dependendo da amplitude de deformação.

A lei potencial que é aplicada para a curva tensão-deformação monotônica, pode ser aplicada à curva tensão-deformação cíclica, relacionando a amplitude de tensão com a deformação plástica.

Figura 20 - Curvas $\sigma \times \epsilon$ cíclica (C) comparadas às curvas $\sigma \times \epsilon$ monotônicas (M), Mitchell (1978)

$$\sigma_a = K'(\Delta\epsilon_p/2)^{n'} \quad (\text{eq. 15})$$

Onde:

σ_a - é a amplitude de tensão no estado estacionário

$\Delta\epsilon_p/2$ - é a amplitude de deformação plástica

K' - é o coeficiente de resistência cíclica

n' - é o expoente de encruamento cíclico

O valor de n' varia entre 0,1 e 0,2. Nos metais que apresentam altos valores de expoente de encruamento monotônico ($n > 0,15$), durante o processo de fadiga ocorre endurecimento cíclico. Já os metais com baixos valores de expoente de encruamento monotônico ($n < 0,15$) tendem a apresentar o amolecimento cíclico.

Segundo Smith⁵ et al. apud Mitchell (1978), outro método para se determinar o comportamento cíclico é baseado na relação entre o limite de resistência (S_R) e o limite de escoamento (S_E)

Quando $S_R/S_E > 1,4$ ocorre endurecimento cíclico

Quando $S_R/S_E < 1,2$ ocorre amolecimento cíclico

O metal geralmente pode ser estável ou pode amolecer ou endurecer nos valores entre 1,2 e 1,4.

3.3.6 - Fadiga em temperaturas elevadas

Componentes críticos de motores de aviões e de geradores de energia elétrica estão sujeitos a carregamentos cíclicos em temperaturas elevadas. Pode ser visto a partir de exemplos encontrados na literatura que a nucleação e crescimento de trincas em temperaturas elevadas é um assunto de maior preocupação, sendo este assunto um dos mais complexos tópicos na pesquisa de materiais. Isto porque a fadiga de materiais em temperaturas elevadas, em geral, é uma consequência da ação conjunta dos mecanismos de fluência, cargas cíclicas e corrosão ambiental

Segundo SKelton (1987), existem dois tipos de ensaios de fadiga em altas temperaturas: o ensaio de fadiga isotérmico e o anisotérmico. No primeiro tipo de ensaio, a deformação mecânica é variável e a temperatura é constante, enquanto que no segundo tipo, tanto a deformação mecânica quanto a temperatura são variáveis.

5 - SMITH, R. W. et al. Fatigue behaviour of Materials under strain cycling in low and intermediate life range, NASA TN D-1574, NASA, apr., 1963 apud MITCHELL, M. R. . Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In: ASM MATERIAL SCIENCE SEMINAR, St. Louis, 14-15 October, 1978

O ensaio isotérmico é realizado mais freqüentemente, pois apresenta um custo pequeno e a sua execução é mais simples quando comparado com os ensaios anisotérmicos.

Segundo Dieter (1981), geralmente a resistência à fadiga dos metais diminui com o aumento da temperatura. O aço doce é uma exceção, pois apresenta o máximo de resistência à fadiga nas temperaturas entre 200-300°C.

Alaim R. (1997), realizou ensaios de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, no vácuo, em um aço inoxidável austenítico tipo 316L, e observou que o aço apresentou melhor resistência à fadiga em relação aos ensaios realizados no ar atmosférico.

Segundo Kanazawa et al, (1979), para o aço inoxidável austenítico martensítico com 12% em peso de Cr para as temperaturas entre 400 e 600°C ocorreu amolecimento cíclico, ocorreu uma mudança na tensão de escoamento de 370 para 170 MPa em 200 ciclos e aplicando uma deformação plástica de 2,7%.

Quando se inicia um ensaio de fadiga a alta temperatura, a deformação é elevada e a amplitude da tensão, $\Delta\sigma$, não permanece constante, podendo aumentar ou diminuir até um valor de saturação. Esse processo é chamado de endurecimento ou amolecimento cíclico, respectivamente. O endurecimento é completa-se dentro de 5 a 10% da vida, ao passo que para a maioria dos metais e ligas, o amolecimento é muito mais prolongado.

Geralmente para baixas temperaturas a propagação da trinca ocorre através dos grão (fratura intragranular) enquanto que para altas temperaturas a propagação ocorre nos contornos de grãos (fratura intergranular).

3.3.6.1 - Danos e nucleação de trinca em altas temperaturas

Ainda que exista uma grande carência de um maior conhecimento a respeito da complexa ação conjunta destes mecanismos, já se tem registrado uma variedade de processos mecanísticos em temperaturas elevadas.

A seguir será apresentado um resumo destes micromecanismos e de metodologias de caracterização da nucleação e crescimento de trinca em temperaturas elevadas.

Micromecanismos de Dano

A nucleação de trinca em ligas metálicas em temperaturas elevadas é influenciada por diferentes processos microscópicos que dependem da temperatura, nível de tensão aplicada e o meio ambiente. Os mecanismos de formação de trincas por fadiga podem ser classificados nas seguintes categorias:

- trincas induzidas por escorregamentos cíclicos;
- cavitação em contornos de grãos;
- deslizamentos de contornos de grãos com a formação de trincas de cantos (pontos tríplexes).
- nucleação e crescimento de vazios a partir de inclusões e precipitados;
- oxidação e corrosão.

- Escorregamentos Cíclicos: a natureza dos escorregamentos cíclicos é afetada pela temperatura. Acima da temperatura homóloga, muitos materiais começam exibir escorregamento, "wave slip". Em ligas de soluções sólidas, a energia de falha de empilhamento normalmente aumenta com o aumento da temperatura. A ativação térmica também permite o movimento das discordâncias do tipo escalagem e escorregamento cruzado. A irreversibilidade cinemática do escoamento cíclico é garantido pela oxidação e/ou difusão de gás que ocorre em temperaturas elevadas. O envelhecimento dinâmico em algumas ligas pode inibir a ocorrência do escorregamento "wave slip" em favor do escorregamento planar.

Como o processo do movimento de discordâncias por escalagem é dependente do tempo, isto torna o processo sensível a taxa de deformação.

A estabilidade de algumas microestruturas pode ser comprometida devido as transformações de fase em temperaturas elevadas que podem acontecer devido ao envelhecimento por deformação, recuperação e precipitação de partículas de segunda fase.

- Cavitação por Fluência: em temperaturas entre $1/3$ a $2/3$ do ponto de fusão, alguns metais exibem a cavitação de contorno de grão. Estas cavidades acontecem nos pontos triplos formados pelo encontro dos contornos de grãos. No caso de deformações cíclicas foi notado que a extensão da cavitação é dependente da forma de onda de tensão/deformação aplicada.

Riedel (1987) apresentou um mapa de mecanismos para a vida em fadiga em função da temperatura, para valores fixos de variação de deformação, $\Delta\epsilon$ e frequência do ensaio. Na figura 21 pode ser observado, em temperaturas baixas, representada pela região A, o crescimento de cavidades plásticas é o mecanismo dominante, sendo independente da frequência, se sua formação for completamente irreversível. Em altas temperaturas, região D, as cavidades crescem tão rapidamente que a taxa de deformação imposta não consegue acomodar o volume da cavidade. Neste caso, o tipo de carregamento tem uma grande influência na vida em fadiga. Em temperaturas intermediárias, representada pelo regime C, ocorre o crescimento de cavidades difusivas, sendo que estas cavidades formam-se continuamente durante o teste.

Figura 21 – (a) Esquema do teste de fadiga com carregamento, balanceado, lento-rápido e rápido-lento (b) Mapa do mecanismo da vida a fadiga em função da temperatura Riedel (1987).

- Deslizamento nos Contornos de Grãos: este tipo de mecanismo de deformação possui uma grande importância na nucleação de cavidades intergranular nos processos de falha onde fadiga e fluência estão envolvidas.
- Inclusões e Precipitados: a nucleação de trincas de fadiga subsuperficiais pode ocorrer em temperaturas elevadas pela decoesão das inclusões e partículas de segunda fase da matriz.
- Oxidação e Corrosão: a presença de um meio oxidante ou agressivo pode influenciar de várias maneiras os mecanismos de nucleação de trincas por fadiga em temperaturas elevadas. O meio pode acarretar a sinterização ou fechamento de trincas

Os contornos de grãos próximos a superfícies livres não estão protegidos por uma camada de óxidos e gases podem difundir pelo contorno e reagir com precipitados, formando cavidades. Como mostrado na figura 22, a combinação da superfície de difusão e a oxidação do degrau escorregado, garante a irreversibilidade do escorregamento cíclico, que causa a nucleação de trincas por fadiga na ausência de outros mecanismos.

Figura 22 – Esquema do mecanismo de Fujita para nucleação de trinca por fadiga, Riedel (1987).

A oxidação preferencial em certos locais, tal como intersecção de contornos de grãos com a superfície livre, causa o desenvolvimento de concentração de tensão microscópica (entalhe).

O carregamento cíclico seguidamente rompe o filme de óxido protetor na superfície do material, permitindo que o material continue a se oxidar. Este trincamento do filme frágil de óxido, pode acabar gerando um concentrador de tensão e conseqüentemente o surgimento de uma trinca.

Nishino, et al (1996), observou que durante o ensaio de fadiga de baixo ciclo de um aço inoxidável austenítico SUS 316 à temperatura de 600° à 800°C, ocorrem trincas de contornos de grão associadas com a oxidação. A oxidação neste aço é devido a um efeito combinado da oxidação localizada ao longo dos contornos de grão e o escorregamento nos contornos do grão durante a fadiga de baixo ciclo a alta temperatura, que é responsável pela nucleação da trinca intergranular a 700°C.

A figura 23 ilustra o possível processo para iniciação da trinca intergranular durante a fadiga de baixo ciclo a alta temperatura.

Figura 23 - Mecanismo de iniciação da trinca com a oxidação localizada, (a) - deslizamento do contorno de grão, (b) - ocorrência de oxidação (c) - trinca intergranular, Nishino (1996).

Segundo Marshall (1982), o aumento da temperatura afeta a característica de escorregamento das discordâncias, reduz a resistência dos contornos de grãos e acelera a oxidação. O efeito combinado destes processos acelera a iniciação das trincas.

Para muitos materiais a deterioração da vida em fadiga em temperaturas elevadas é meramente devida a interações destes com o meio ambiente. Como pode ser observado, para um aço AISI A286 na figura 24, tanto a temperatura como a frequência não exercem influência na vida em fadiga no vácuo, entretanto na presença de ar a vida é severamente afetada por estes fatores.

Figura 25 – Influência da temperatura (a) e do teor de nitrogênio (b) na vida à fadiga de baixo ciclo, Kim, W. (1998).

Nos aços inoxidáveis, geralmente o lugar preferencial da nucleação da trinca é quando se tem a formação de martensita na camada superficial da amostra, e conseqüentemente um aumento na taxa de crescimento de trinca por fadiga. Este efeito conduz à redução na vida à fadiga, mas nem todos os aços apresentam este comportamento. O nitrogênio previne a formação de martensita durante a deformação cíclica, pois ele é um elemento estabilizador da austenita. Com o aumento da temperatura a transformação da martensita diminui. Segundo Nilsson, (1984), o nitrogênio pode ser usado como um elemento de liga para tornar os aços inoxidáveis austeníticos mais resistentes à fadiga de baixo ciclo a alta temperatura.

3.3.7 - Métodos para determinação do comportamento em fadiga a partir das propriedades de tração.

Para estimar as curvas deformação-vida pode-se utilizar as propriedades monotônicas obtidas a partir do ensaio de tração. Assim vários pesquisadores nos últimos 35 anos procuraram obter estas estimativas, devido ao fato de ser a maneira mais fácil, rápida e econômica de se obter as curvas ϵ -N.

Manson (1965) propôs dois métodos que são conhecidos como "correlação quatro pontos" e "inclinação universal". Socie et al.⁶ (1977) apud Ong (1993a) desenvolveram outro método adequado para aços denominado de "método de Socie et al." segundo Ong (1993) ou "Método de Mitchell" segundo Park & Song (1995). Muralidharam & Manson⁷ apud Park & Song (1994) propuseram o "Método da inclinação universal modificado". Baumel & Seeger⁸ (1990) apud Park & Song (1994) propuseram o método da lei do material uniforme, denominado "correlação 4 pontos modificado".

a) - Método da correlação quatro pontos

Manson (1965) propôs os dois primeiros métodos conhecidos como "correlação quatro pontos" e "Inclinação universal" para estimar as curvas. Foram realizadas experiências com 29 tipos de metais incluindo aços, ligas de alumínio, titânio, manganês, etc., abrangendo uma faixa de variáveis que podem afetar o comportamento à fadiga, tais como: estrutura cristalina (CCC, CFC, HC), redução de área (1 a 94%), limite de resistência (110 a 2750 MPa), sensibilidade ao entalhe (baixa e alta), comportamento cíclico (amolecimento e endurecimento), energia de falha de empilhamento (baixa e alta), etc.

6- SOCIE, D. F. et al. Fundamentals of modern fatigue analysis. Fracture control program Report nº 26, University of Illinois, USA, 1977 apud Ong, J. H. An evolution of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v. 15, n.1, p.13-9, 1993.

7- MURALIDHARAN, U.; MANSON, S. S. *Eng Mater. Technol.*, v.110, p.55, 1988. apud PARK, J. H.; SONG, J. H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of fatigue* . v.17, n.5, p.365-73.

8- BÄUMEL, A. ; SEEGER, T. (1990). *Materials Data for Cyclic Loading, Supplement 1 Elsevier Science Publishers*, Amsterdam apud PARK, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *Int. J. Fat.*, v.17, nº5, p.365-373.

Na curva deformação-vida temos as linhas elástica e plástica. Sendo dois pontos localizados na linha elástica e 2 na linha plástica, como mostrado na figura 26. Um ponto é localizado na linha elástica a $1/4$ de ciclo com uma ordenada de $(2,5\sigma_f)/E$, onde σ_f é a tensão de fratura real obtida pela razão entre a carga real de fratura e a área de superfície de fratura, e onde E é o módulo de elasticidade. O outro ponto é para 10^6 ciclos onde S_R é o limite de resistência em tração convencional na linha elástica. O primeiro ponto na linha plástica é determinado a 10 ciclos com ordenada $1/4 D^{3/4}$, onde D é o logaritmo da ductilidade do material. O segundo ponto na linha plástica é obtido a 10^4 ciclos com a ordenada $[(0,0132 - \Delta\epsilon_e)/1,91]$ onde $\Delta\epsilon_e$ é a deformação elástica a 10^4 ciclos como mostra figura 26. A obtenção deste ponto foi determinada a partir da observação de que as deformações plástica e elástica a 10^4 ciclos estão relacionadas uma com a outra. Segundo Manson & Hirschberg⁹ apud Manson (1965), a deformação total no ponto de 10^4 ciclo é aproximadamente 1% para a maioria dos materiais.

Figura 26 -Método correlação quatro pontos, Manson (1965)

9 - MANSON, S. S.; HIRSCHBERG, M. H. Fatigue behaviour in strain cycling in the low and intermediate cycle range. In: BURKE, J. J. Et al, eds. Fatigue – An Interdisciplinary approach, Syracuse University Press, p. 133-73, 1964 apud MANSON, S.S. Fatigue: a complex subject-some simple approximations. Experimental Mechanics, July, p. 193-226, 1965.

onde S_R é o limite de resistência à tração convencional

Ong (1993a) reorganizou o método na forma da equação:

$$\text{Onde, } D = \ln(1-RA)^{-1} \quad (\text{eq. 16})$$

RA - é a redução de área

$$b = \frac{\log\left[\frac{2,5(1+D)}{D}\right]}{\log(4 \cdot 10^5)^{-1}} \quad (\text{eq. 17})$$

$$\frac{\sigma_f'}{E} = 0,5 \cdot 10^{b \cdot \log 2 + \frac{2,5 S_R (1+D)}{D}} \quad (\text{eq. 18})$$

$$c = \frac{1}{3} \left[\log\left(\frac{0,0132 - \Delta \epsilon_e^@}{1,91}\right) - \log\left(\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}}\right) \right] \quad (\text{eq. 19})$$

onde $\Delta \epsilon_e^@$ é a deformação elástica para 10^4 ciclos, dada a equação:

$$\Delta \epsilon_e^@ = 10^{b \log 4 \times 10^4 + \log\left[\frac{2,5 S_R (1+D)}{E}\right]} \quad (\text{eq. 20})$$

$$\epsilon_f' = 0,5 \times 10^{c \log \frac{1}{20} + \log\left(\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}}\right)} \quad (\text{eq. 21})$$

Para este método é necessário conhecer a tensão de fratura real do material σ_f . Mas essa propriedade (σ_f) nem sempre é fornecida na literatura, e uma

aproximação adicional é algumas vezes necessária. Segundo Manson (1965) é sugerida por J.O. Brien uma boa aproximação :

$$\sigma_f = \sigma_R (1+D) \quad (\text{eq. 22})$$

onde:

D - é $\ln(1-RA)^{-1}$

σ_R - resistência à tração

RA - redução de área

b) - Método da inclinação universal

Novamente utilizando 29 tipos de metais, Manson (1965) propôs um método alternativo, considerando que as inclinações das curvas deformação elástica-vida e deformação plástica-vida são iguais para todos os metais, e as inclinações das retas elástica e plástica valem -0,12 e 0,6. Ainda mostra que o intercepto da curva plástica à $N_f = 1$ ciclo é igual a $D^{0,6}$ e o intercepto para a linha elástica a $N_f = 1$ ciclo é igual a 3,5 (S_R/E), como mostra a figura 27.

Sendo assim, a equação é a deformação total ($\Delta\epsilon_t$) em função do número de ciclos (N_f), obtendo:

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p = 3,5 S_R/E (N_f)^{-0,12} + D^{0,6} (N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 23})$$

onde, $D = \ln (1/1-RA)$

Reescrevendo na forma de amplitude total de deformação ($\Delta\epsilon/2$) em função do número de reversos ($2N_f$) temos:

$$\Delta\epsilon_t/2 = 1,9018 S_R/E (2N_f)^{-0,12} + 0,7579 D^{0,6} (2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 24})$$

Figura 27 - Método da inclinação universal, Manson (1965)

c) - Método proposto por Socie et al ou Método de Mitchell

Em 1977 Socie et al¹⁰. apud Ong (1993a) desenvolveram outro método para aços, conhecido como "método de Socie et al." segundo Ong (1993a) ou "método de Mitchell" segundo Park & Song (1995).

Experimentalmente foi verificado que, dependendo do material, a inclinação da curva deformação elástica-vida pode variar. Sendo que as propriedades de fadiga são calculadas a partir das propriedades de resistência à tração, mostrados na figura 28. O coeficiente de resistência à fadiga (σ_f') é igual à tensão de fratura real σ_f . A tensão de fratura real não é facilmente encontrada na literatura, mas ela pode ser estimada para os aços com dureza até 500 Brinell como sendo:

10 - SOCIE, D. F. et al. Fundamentals of modern fatigue analysis. Fracture control program Report nº 26, University of Illinois, USA, 1977 apud ONG, J. H. An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. International Journal of fatigue, v.15, n. 1,p.13-9, 1993.

$$\sigma_f' = \sigma_f = S_R + 345 \quad (S_R \text{ em MPa}) \quad (\text{eq. 25})$$

O expoente de resistência à fadiga, b , é o valor da inclinação da reta que passa pelos pontos localizados à 10^6 reversos com ordenada σ_f ou $S_R + 345$ MPa.

O coeficiente de utilidade à fadiga (ϵ_f') é aproximadamente igual ao logaritmo da utilidade do material, assim:

$$\epsilon_f' = \ln(1-RA)^{-1} \quad (\text{eq. 26})$$

O expoente de utilidade à fadiga, c , não é bem definido como as outras propriedades de fadiga, podendo variar de -0,5 a -0,7 e segundo Mitchell (1978) o valor médio de -0,6 pode ser usado.

A equação deformação-vida pode ser assim escrita:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{S_R + 345}{E} (2N_f)^{\frac{1}{6} \log \left[\frac{2(S_R + 345)}{S_R} \right]} + D(2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 27})$$

$$\Delta\epsilon_t/2 = S_R + 345/E (2N_f)^{1/6 \log [2(S_R + 345)/S_R]} + D (2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 28})$$

Figura 28 - Método proposto por Socie et al.

d) - Método da inclinação universal modificado

Segundo Park & Song (1995), tem sido verificado que na região de alto ciclo as curvas deformação-vida estimadas pelo método "inclinação universal" são muito conservativas em relação às obtidas experimentalmente. Muralidharam & Manson¹¹ (1988) apud Park & Song (1995) na tentativa de melhorar este método, desenvolveram um novo método que foi denominado de "método da inclinação universal modificado"

Usando as propriedades monotônicas e de fadiga de 49 materiais (aços, ligas de titânio e de alumínio). A equação da curva deformação-vida obtida por este método é dada por:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,6227^{0,832} (2N_f)^{-0,09} + 0,0196D^{0,155} \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,53} (2N_f)^{-0,56} \quad (\text{eq. 29})$$

Neste método as inclinações para as retas elástica e plástica são menores que o método original. O termo S_R/E também aparece no coeficiente da linha plástica indicando que o limite de resistência do material tem uma grande influência na vida à fadiga na região de baixo ciclo.

O expoente da ductilidade $D = \ln(1-RA)^{-1}$ foi reduzido de 0,6 para 0,155.

e) - Método de Bäuml & Seeger

No método de Baumel e Seeger, é necessário somente o limite de resistência e o módulo de elasticidade do material. Duas diferentes expressões são propostas para a curva deformação-vida para aços comuns e aços de baixa-liga e ligas de titânio e alumínio.

11 – PARK, J. H.; Song J. H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. International Journal of fatigue v. 15, n. 5, p 365-73.

- Para aços comuns e de baixa-liga:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 1,50 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,59 \psi (2N_f)^{-0,58} \quad (\text{eq. 30})$$

onde:

$$\text{para } S_R/E < 0,003 \quad \psi = 1$$

$$\text{para } S_R/E > 0,003 \quad \psi = 1,375 - 125 S_R/E$$

- Para ligas de alumínio e de titânio:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 1,67 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,095} + 0,35 (2N_f)^{-0,69} \quad (\text{eq. 31})$$

As inclinações das retas elástica e plástica para os aços $b = -0,087$ e $c = -0,58$, são próximas dos valores obtidos no método da inclinação universal modificada: $b = -0,09$ e $c = -0,56$.

f) - Método da correlação 4 pontos modificado

Neste método foram estudados 49 tipos de aços, com comportamentos cíclicos de endurecimento ou amolecimento, reduções de área de 10% a 80% e limites de resistência de 300 a 2500 MPa.

A curva deformação-vida é obtida a partir de 4 pontos, sendo 2 para a região plástica e 2 para a elástica como mostra a figura. Com as equações dadas pode-se obter as inclinações b e c .

$$b = \frac{1}{6} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left(\frac{S_R (1+D)}{E} \right) \right\} \quad (\text{eq. 32})$$

$$c = \frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{\Delta \epsilon_e^*}{2}}{2,074} \right) - \log D \right] \quad (\text{eq.33})$$

onde $\Delta \epsilon_e^*/2$ é dado por :

$$\frac{\Delta \epsilon_e^*}{2} = \frac{S_R (1+D)}{E} \left[10^{\frac{2}{3} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left[\frac{S_R (1+D)}{E} \right] \right\}} \right] \quad (\text{eq.34})$$

onde:

$\Delta \epsilon_e^*$ - é a deformação elástica a 10^4 reversos.

O coeficiente de dutilidade à fadiga (ϵ_f') é aproximado pela dutilidade, e o coeficiente de resistência à fadiga (σ_f') é aproximado pela equação $\sigma_f = S_R (1+D)$.

Segundo Park & Song (1995), entre todos os métodos, o "método inclinação universal modificado", o "método de Bäuml e Seeger" e o "método da correlação 4 pontos modificado", fornecem os melhores resultados

Figura 29 - Método correlação de 4 pontos modificado, Ong (1993b)

Todos os métodos estimativos para a determinação do comportamento em fadiga, estão resumidos na tabela 1, onde se apresentam as equações deformação-vida para cada um deles.

Tabela 1 – Quadro comparativo dos coeficientes da equação deformação-vida estimados a partir de propriedades de tração. Milan, (1999).

	σ_f'/E	b	ϵ_f'	c
Quatro pontos	$0,5 \times 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,5 S_2 (1+D)}{E} \right]}$	$\frac{\log \left[\frac{2,5(1+D)}{0,9} \right]}{\log \left[\frac{1}{4 \cdot 10^5} \right]}$	$0,5 \times 10^{c \log \frac{1}{20} + \log \left(\frac{1}{4} D^{\frac{1}{4}} \right)}$	$\frac{1}{3} \left[\log \left(\frac{0,01132 - \frac{1}{191}}{2} \right) - \log \left(\frac{1}{4} D^{\frac{1}{4}} \right) \right]$
Quatro pontos modificado	$\frac{S_R (1+D)}{E}$	$\frac{1}{6} \left[\log \left(0,14 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{2,11} \right) - \log \left(\frac{S_R (1+D)}{E} \right) \right]$	D	$\frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{1}{2,074}}{2} \right) - \log D \right]$
Mitchell	$\frac{S_R + 345}{E}$	$-\frac{1}{6} \log \left[\frac{2(S_R + 345)}{S_R} \right]$	D	-0,6
Inclinação universal	$1,9018 \frac{S_R}{E}$	-0,12	$0,7579 D^{0,6}$	-0,6
Inclinação universal modificado	$0,6227 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,832}$	-0,09	$0,0196 D^{0,155} \left(\frac{S_R}{E} \right)^{-0,53}$	-0,56
Baümel & Seeger	$1,50 \frac{S_R}{E}$	-0,087	$0,59 \Psi$	-0,58

4 - Materiais e métodos

4.1 - Material

O material do presente estudo é um aço inoxidável do sistema Fe-Cr-Mn-N não normalizado, sendo sua denominação E3949 fornecida pela Eletrometal S.A Metais Especiais. Este material foi produzido por forjamento a morno, na forma de tubo com 170 mm de diâmetro externo e espessura de parede de 50 mm. O forjamento foi executado com o objetivo de obter um produto com elevados níveis dos limites de escoamento e de resistência. A composição do material é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2- Composição química (% em peso) do aço inoxidável austenítico

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	N
0,040	0,35	16,74	0,034	0,002	13,22	0,50	2,24	0,21	0,22

4.2 - Análise metalográfica

As análises metalográficas foram realizadas em amostras retiradas da espessura do tubo, na seção longitudinal do material como recebido. Amostras também foram retiradas após o ensaio de fadiga à temperatura de 300°C na seção longitudinal do corpo de prova. Estas foram embutidas em baquelite, lixadas e polidas em alumina de granulometria de 0,3µm e 0,05µm, conforme norma ASTM E 3-80 (1986). Para revelação da microestrutura, foi utilizado um reagente químico composto de uma solução à base de ácido fluorídrico, HF e água oxigenada, conforme (Vareda (1997)).

As microestruturas foram analisadas e fotografadas utilizando um microscópio óptico Metallovent Variophot. O tamanho dos grãos foram medido a partir das micrografias, pelo método do intercêpto circular médio, segundo a norma ASTM E112-88 (1991).

4.3 - Ensaio de tração

Os tarugos para confecção dos corpos de prova de tração foram retirados (longitudinalmente) da parede do tubo de aço inoxidável E3949, como esquematizado na figura 30.

Figura 30 – Posição da retirada dos corpos de prova.

Após a usinagem, os corpos de prova foram lixados e polidos em óxido de cromo, com objetivo de padronizar a rugosidade superficial e atingir as dimensões apresentadas nas figuras 31.

Figura 31 – Corpo de prova

Os ensaios de tração foram realizados, na temperatura de 300°C, segundo a norma ASTM E8M-90^a (1991) e ASTM E21-79 (1991), em um sistema de ensaio MTS com capacidade de 250 kN, utilizando o programa CONTROL (TESTLINK). Foram utilizados 3 corpos de prova. O monitoramento da temperatura foi feito por intermédio de um termopar amarrado ao corpo de prova. A deformação deste foi medida por meio de um extensômetro MTS modelo 632.54F-14, fixado por pressão no corpo de prova. O extensômetro foi retirado quando foi atingida a carga máxima, com deformação de aproximadamente 1,5%. Após a retirada do extensômetro, o ensaio prosseguiu até a ruptura.

Através dos ensaios de tração foram determinados os valores do módulo de elasticidade, coeficiente de resistência, K e do expoente de encruamento, n . Os valores de n e de K foram determinados utilizando-se a relação potencial observada na equação 35, para níveis de deformação total compreendidos entre 0,2% e 1,5%.

$$\sigma = K\varepsilon_p^n \quad (\text{eq.35})$$

onde: $\varepsilon = \ln(e + 1)$,

e – deformação convencional

σ - tensão verdadeira

ε – deformação verdadeira

4.4 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo a alta temperatura

Os corpos de prova de fadiga possuem as mesmas dimensões e geometria dos corpos de prova de tração, ver figura 31. A fixação dos corpos de prova foi realizada através de garras cilíndricas rosqueadas. Foram utilizados 50 corpos de prova.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo a alta temperatura foram realizados segundo a norma ASTM 606-80 (1992), no mesmo equipamento descrito no item 4.3, sob controle de deformação e com relação de tensão mínima para tensão máxima, $R = -1$ (tensão média igual a zero), utilizando a frequência de 0,5 Hz. Esta frequência foi escolhida devido ao alinhamento das garras para a fixação do corpo de prova, evitando a ocorrência de flambagem. O controle e a aquisição de dados foram realizados através de um microcomputador acoplado ao sistema de ensaio e utilizando o programa MTS 759.2, especialmente desenvolvido para ensaios de fadiga de baixo ciclo.

Para o aquecimento do corpo de prova foi utilizado um forno de indução INDUCTOHEAT com potência de 7,5 Kw e frequência de 60Hz, monitorado por um controlador programável INCON, modelo CMT 110. O corpo de prova foi aquecido por uma bobina indutora até a temperatura de 300°C. O tempo médio para estabilização da temperatura antes do início do ensaio foi de 15 minutos. O monitoramento da

temperatura foi realizado por um termopar de Chromel-Alumel de diâmetro 0,5mm, amarrado ao corpo de prova. A deformação do corpo de prova foi obtida por meio de um extensômetro MTS modelo, 632.54F-14, com hastes de cerâmica, para a realização de ensaios a alta temperatura. A distância entre hastes foi de 12mm e o extensômetro foi fixado ao corpo de prova por pressão, por um sistema de molas.

A figura 32 apresenta esquema do ensaio de fadiga de baixo ciclo em temperaturas elevadas.

Figura 32 - Esquema do ensaio de fadiga isotérmico.

As figuras, 33, 34 e 35 apresentam respectivamente uma vista geral, detalhe do acoplamento do corpo de prova e detalhe do sistema de aquecimento.

Figura 33 – Máquina de ensaio MTS.

Figura 34 – Ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, mostrando detalhe da montagem do corpo de prova, onde 1 – anel de refrigeração, 2 – garra para a fixação do corpo de prova, 3 – porca para a fixação do corpo de prova no eixo da máquina MTS.

Figura 35 – Ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, onde 1 – bobina 2 – fio do termopar de Chromel-Alumel de diâmetro 0,5mm.

4.5 - Análise fratógráfrica

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura dos corpos de prova foram analisados utilizando um microscópio eletrônico de varredura, ZEISS modelo DSN960, onde foram observadas as características fratógráficas da propagação da trinca por fadiga no estágio II.

5 - Resultados e discussão

5.1 – Análise Metalográfica

As figuras 36, 37 e 38 apresentam a microestrutura do aço inoxidável austenítico do sistema Fe-Cr-Mn-N, na condição de como recebido, na seção longitudinal.

Figura 36 – Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal. Ataque químico de solução à base de HF e água oxigenada.

Comparando a figura 36 com as figuras 37 e 38 pode ser observado que existem regiões na secção longitudinal nas quais não ocorreu a recristalização após o processo de forjamento a morno. Isto pode estar associado a uma baixa temperatura de forjamento, associado ou não com baixa quantidade de deformação. É sabido que quanto maior a quantidade de deformação mais baixa pode ser a temperatura de recristalização.

Na figura 37 é observado nitidamente uma estrutura deformada plasticamente, com os grãos alongados na direção longitudinal do tubo, formando a conhecida estrutura de “panquecas”.

Figura 37 – Microestrutura do aço E3949, mostrando uma região de grãos de formas alongadas e alinhadas na direção longitudinal e início de recrystalização. Ataque químico de solução à base de HF e água oxigenada.

Figura 38 – Detalhe da micrografia anterior. Ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada.

A figura 39 apresenta a microestrutura do aço E3949 após o ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, onde neste caso é observado uma estrutura da região totalmente recristalizada.

Figura 39 – Microestrutura recristalizada próxima à fratura do aço E3949 após o ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C. Ataque químico solução à base de HF e água oxigenada.

Como pode ser observado nas figuras 36 e 39 o tamanho médio dos grãos do material nas condições de como recebido e após o ensaio de fadiga na temperatura de 300°C, não variou. Isto era esperado pois a temperatura de ensaio foi muito abaixo da temperatura de início de recristalização para os aços inoxidáveis. A figura 40 apresenta um exemplo da análise granulométrica empregada. Desta análise foi possível observar que aproximadamente 76% dos grãos apresenta tamanho, padrão ASTM, entre 8-12.

Figura 40 – Análise do tamanho de grão padrão ASTM

A análise microestrutural nos corpos de prova ensaiados dinamicamente a 300°C, mostrou a existência de linhas de deformação dentro dos grãos deformados plasticamente, como mostrado na figura 41. A temperatura de 300°C não foi suficiente para eliminar as linhas de deformação, o que deveria ocorrer somente em

temperaturas de recuperação do material, que antecede a temperatura de recristalização.

Figura 41 - Microestrutura do aço E3949, próxima à fratura, podendo-se observar as linhas de deformação. Ataque químico solução à base de HF e água oxigenada. As setas indicam a direção do carregamento.

5.2 - Propriedades mecânicas de tração

Curva tensão-deformação de engenharia :

Uma curva tensão-deformação de engenharia é obtida pelo ensaio de tração, através das medidas de carga e alongamento. Esse tipo de ensaio é realizado obedecendo-se normas como a ASTM E-8 (1996).

A tensão de engenharia (S) é dada por :

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (\text{eq. 36})$$

onde: P é a carga aplicada e A_0 é a área inicial da seção transversal do corpo de prova. A deformação de engenharia (e) é dada por :

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{(l - l_0)}{l_0} \quad (\text{eq.37})$$

onde Δl é o alongamento, l e l_0 são respectivamente o comprimento final e o comprimento útil inicial do corpo de prova.

A Figura 42 mostra os principais pontos relacionados a curva tensão-deformação de engenharia.

Figura 42 : Curva tensão-deformação de engenharia, DIETER (1981).

Curva tensão-deformação verdadeira :

Durante o ensaio de tração, a seção do corpo de prova diminui a medida que este vai se alongando. Portanto, segundo Dieter (1981) a tensão de engenharia (S) não representa as verdadeiras características do metal, uma vez que sua medida se baseia na área inicial (A_0). Assim sendo, é de grande interesse a utilização da tensão verdadeira (σ) que é dada por :

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (\text{eq. 38})$$

onde P é a carga aplicada e A é área instantânea da seção transversal do corpo de prova (Figura 43).

Similarmente, a deformação verdadeira (ϵ) é dada por :

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{eq.39})$$

onde l_0 e l são respectivamente o comprimento útil inicial e o comprimento instantâneo (Figura 43).

Figura 43 : Dimensões do corpo de prova (a) inicial e (b) instantânea, Mitchell (1978).

Até a ocorrência de estricção, a deformação é uniforme ao longo do comprimento útil do corpo de prova. Nesta condição duas relações importantes podem ser estabelecidas : a primeira (eq. 40) relaciona a tensão verdadeira (σ) e a

tensão de engenharia (S) e a segunda (eq. 41) relaciona a deformação verdadeira (ϵ) e a deformação de engenharia (e):

$$\sigma = S (e + 1) \quad (\text{eq. 40})$$

$$\epsilon = \ln (e + 1) \quad (\text{eq. 41})$$

A figura 44 mostra uma comparação entre os dois tipos de curva.

Figura 44 : Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira DIETER (1981).

Na região de deformação plástica uniforme, a curva $\sigma \times \epsilon_p$ pode ser expressa por uma relação empírica do tipo :

$$\sigma = K e_p^n \quad (\text{eq. 42})$$

onde e_p é a deformação plástica real, n é o expoente de encruamento e K é o coeficiente de resistência. Os valores de n e K podem ser obtidos através de um

gráfico $\log \sigma \times \log \epsilon_p$, como mostrado na Figura 45, o qual resulta numa reta de inclinação n e K é a tensão verdadeira em $\sigma = 1$. Segundo DIETER (1981), para os metais n pode variar de 0,1 a 0,5. Segundo METALS handbook (1985), para a maioria dos aços com limite de escoamento abaixo de 345 MPa, n varia de 0,2 a 0,3. Um alto valor de n resulta numa grande razão entre o limite de resistência e a tensão de escoamento do material.

Figura 45 : Gráfico bilogarítmico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, MITCHELL (1978).

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura de 300°C, sendo as deformações medidas com o auxílio de um extensômetro. Foram calculados: o módulo de elasticidade, E , os valores médios do expoente de encruamento e o coeficiente de resistência. Foram realizados 3 ensaios.

A Tabela 3 apresenta uma comparação entre os valores de n e K obtidos nas temperaturas ambiente e à 300° C.

Tabela 3 - Valores médios do expoente de encruamento, n , e o coeficiente de resistência, K , nas temperaturas, ambiente e à 300°C.

Temperatura °C	S_E (0,2%) (MPa)	S_R (MPa)	σ_f (MPa)	n	K	E (MPa)
*21	790	963	1.956	0.05	1.064	190.564
300	630	678	1.403	0.04	784	180.000

* Realizada por Vareda (1997)

Como pode ser observado nesta tabela, existe uma tendência de redução do fator de resistência, K , quando a temperatura é elevada para 300°C. Entretanto o valor do expoente de encruamento, n , permanece praticamente constante.

5.3 - Fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C

Os resultados dos ensaios de fadiga foram obtidos a partir do programa MTS 759-2 foram posteriormente transferidos para um editor gráfico em ambiente Windows para construção da curva deformação-vida.

As deformações elástica e plástica e a amplitude de tensão foram calculadas conforme a figura 46, a partir da curva de histerese tensão-deformação em seu ciclo estável, que foi considerada ocorrer na metade da vida do corpo de prova. Estes resultados são apresentados na Tabela 4.

Figura 46 - Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável

Segundo Rao et al (1985), um dos melhores critérios para a determinação da vida em fadiga de baixo ciclo é quando se inicia a formação da cúspide na parte compressiva da histerese tensão-deformação. Na figura 47, pode-se observar a formação da cúspide na histerese tensão-deformação, onde indica a existência de uma trinca. Este critério de início de formação da cúspide na parte compressiva da histerese tensão-deformação foi adotado para a obtenção do número de reversos para falhar, $2 N_f$.

Figura 47 - Formação da cúspide na histerese tensão-deformação

A máxima amplitude de deformação total aplicada foi de 0,8% pois para níveis maiores de deformação ocorreu flambagem do corpo de prova.

A curva deformação-vida elástica, plástica e total obtidas estão apresentadas na figura 48. O número de reversos correspondente à transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo ($2N_f$), para a temperatura de 300°C foi de aproximadamente $4,0 \times 10^3$, enquanto que para a temperatura ambiente foi de aproximadamente $9,5 \times 10^3$, como mostrado na figura 46, Varela (1997). Isto mostra que ocorreu uma redução do número de reversos, na transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo ($2N_f$).

A partir das curvas das figuras 45 e 46 foram obtidos os valores do coeficiente de resistência à fadiga (σ_f'), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de utilidade à fadiga (ϵ_f'), e expoente de utilidade à fadiga, (c). As relações deformação-vida obtidas para as duas temperaturas estão apresentadas na Tabela 5.

Tabela 4 - Resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C na direção longitudinal

Corpo de Prova	$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$\Delta\epsilon_p/2$ (%)	$\Delta\epsilon_e/2$ (%)	$2N_f$	$\Delta\sigma/2$ (MPa)
1	0,801	0,449	0,352	2086	512
2	0,814	0,467	0,347	3040	563
3	0,811	0,482	0,329	2960	514
4	0,615	0,295	0,32	4940	500
5	0,605	0,318	0,287	4460	476
6	0,607	0,309	0,298	3360	492
7	0,51	0,208	0,302	6000	485
8	0,509	0,201	0,308	7120	426
9	0,502	0,203	0,299	5948	490
10	0,408	0,115	0,293	14400	492
11	0,404	0,125	0,279	24600	456
12	0,405	0,113	0,292	29880	443

Figura 48 - Curva deformação-vida obtidas experimentalmente à temperatura de 300°C.

Figura 49 - Curva deformação-vida obtida experimentalmente à temperatura ambiente, Vareda, (1997).

Tabela 5 - Equações deformação-vida obtidas experimentalmente.

Temperatura	RELAÇÕES DEFORMAÇÃO-VIDA
Ambiente	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = 0,0057(2N_f)^{-0,056} + 0,632(2N_f)^{-0,570}$
300°C	$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = 0,0054(2N_f)^{-0,064} + 0,438(2N_f)^{-0,595}$

Na figura 50, a curva deformação-vida do aço E3949, ensaiado na temperatura de 300°C é comparada com a curva deformação-vida para a temperatura ambiente realizado por Vareda, (1997). Observa-se que para a temperatura de 300°C ocorre um decréscimo na vida à fadiga, tanto para a região de baixo como de alto ciclo, devido ao efeito da temperatura nos parâmetros de resistência mecânica do material.

Neste trabalho devido a vida em fadiga e a temperatura de ensaio serem relativamente baixa, os fenômenos ativados termicamente tiveram uma influência pequena. Desta forma a redução na vida foi quase que totalmente atribuída à influência da temperatura nas propriedades mecânica de tração do material.

Já é de conhecimento que as propriedades mecânicas de tração influenciam a vida em fadiga dos metais. Tem sido mostrado que as falhas de fadiga geralmente iniciam na superfície dos corpos de prova ou componentes mecânicos. Esta pode começar a partir de pequenas imperfeições microscópicas existentes na superfície, tais como microtrincas, marcas de usinagem, inclusões, etc.

Pesquisas relativas aos mecanismos de fadiga, claramente mostram que o processo de falha por fadiga é dependente do escoamento plástico reverso ou zona plástica reversa, isto é, dependente do movimento de avanço e retorno das discordâncias ao longo dos planos cristalográficos de escoamento. Como consequência deste movimento repetitivo das discordâncias, pequenas regiões deformadas são formadas, denominadas de intrusão e extrusão.

No caso da fadiga de alto ciclo as cargas aplicadas são baixas e a componente de deformação elástica é dominante. A relação entre tensão e deformação é basicamente linear. Neste caso o limite de resistência do material, σ_R , exerce uma maior influência na vida em fadiga. Quanto maior σ_R melhor o comportamento de fadiga.

No caso da fadiga de baixo ciclo, as cargas aplicadas são altas e portanto, as deformações plásticas passam a ser consideráveis. Neste caso a plasticidade do material passa a ser um fator de grande relevância e a tensão de escoamento, passa a ter um grande efeito. Quanto maior a tensão de escoamento maior a carga necessária para que as discordâncias se movimentem para a formação das intrusões e extrusões. Com o aumento da temperatura a mobilidade das discordâncias aumenta, consequentemente a nucleação de um defeito é facilitada.

Na figura 51, pode-se observar a comparação entre as curvas tensão-deformação real monotônica e cíclica na temperatura de 300°C.

Também foram determinados os valores do expoente de encruamento cíclico, n' , e o coeficiente de resistência cíclica, K' , para níveis de amplitude de deformação total compreendidos entre 0,4 e 0,8%.

A Tabela 6 apresenta uma comparação dos valores de n' e K' obtidos nos ensaio monotônicos e cíclicos respectivamente à temperatura ambiente (Vareda (1997)) e a 300°C.

Tabela 6 - Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico na direção longitudinal.

Temperatura (°C)	Ensaio	n, n'	K, K' (MPa)
21	monotônico	0,005	1064
21	cíclico	0,005	804
300	monotônico	0,004	784
300	cíclico	0,006	694

Figura 50 - Comparação das curvas deformação-vida para a temperatura ambiente realizada por Vareda (1997) e a temperatura de 300°C.

Figura 51 - Curvas tensão-deformação monotônica e cíclica longitudinal, temperatura de 300 °C.

A pequena variação encontrada nos valores de n e n' pode ser atribuído a pequenas variações microestruturais devido ao processo de fabricação, tal como diferentes tamanhos de grão que o material apresenta na secção transversal do tubo e como já discutido no item 5.1. O valor de K diminui quando a temperatura é elevada.

As equações tensão-deformação plástica monotônica e cíclica, a alta temperatura, são dadas por:

$$\text{Monotônica: } \sigma = 784\varepsilon_p^{0,004}$$

$$\text{Cíclica: } \sigma = 694\varepsilon_p^{0,006}$$

Como foi observado neste trabalho o material sofreu amolecimento cíclico. Os metais que apresentam expoentes de encruamento cíclico n' , menor que 0,15, sofrem amolecimento cíclico, (Mitchell (1978)). Na figura 51 pode-se observar que o aço em estudo apresenta amolecimento cíclico para todos os níveis de deformação estudados. Este comportamento também pode ser observado na figura 52, onde a tensão diminui com o número de ciclos.

Figura 52- Curvas de histerese para deformação total de 0,8%.

5.3.1 - Métodos estimativos do comportamento em fadiga a partir das propriedades de tração.

A partir dos resultados do ensaio de fadiga à 300°C, foi possível comparar o comportamento em fadiga obtido experimentalmente com as curvas $\epsilon \times 2N_f$ obtidas pelos métodos estimativos, os quais levam em conta as propriedades mecânicas de tração obtidas na temperatura de 300°C.

As curvas referentes as equações da Tabela 7 são apresentadas nas figuras 53, 54 e 55, conjuntamente com as curvas obtidas experimentalmente à temperatura de 300°C. No caso do aço E3949 dentre os métodos estimativos, o método das inclinações universais modificado é o que melhor estima a contribuição das deformações elástica, plástica e total na vida à fadiga, pois a curva deformação-vida obtida por este método é a mais próxima da curva obtida experimentalmente.

Tabela 7 – Equação deformação-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos.

Métodos	Equação deformação-vida
Experimental	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,0054 (2N_f)^{-0,064} + 0,438 (2N_f)^{-0,595}$
Correlação 4 pontos	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,00902 (2N_f)^{-0,137} + 1,331 (2N_f)^{-0,764}$
Inclinação universal	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,00716 (2N_f)^{-0,12} + 0,806 (2N_f)^{-0,6}$
Mitchell ou Socie et al.	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,00568 (2N_f)^{-0,08} + 1,1086 (2N_f)^{-0,6}$
Correlação 4 pontos modificado	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,0084 (2N_f)^{-0,109} + 1,108 (2N_f)^{-0,765}$
Método inclinação universal modificado	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,0069 (2N_f)^{-0,09} + 0,3824 (2N_f)^{-0,56}$
Bäumel e Seeger	$\frac{\Delta \epsilon}{2} = 0,00565 (2N_f)^{-0,087} + 0,9042 (2N_f)^{-0,6}$

O comportamento de fadiga e a previsão da vida em fadiga são muito mais complicados em altas temperaturas do que na temperatura ambiente. Como descrito no item 3.3.6. Em altas temperaturas existe uma interação complexa entre os aspectos metalúrgicos e mecânicos da fadiga. Fatores como frequência, forma da onda, relaxação/fluência, exercem pouca influência na vida em fadiga na temperatura ambiente, mas em mais altas temperaturas eles podem passar exercer uma grande influência.

Figura 53 - Curvas deformação elástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para a temperatura de 300°C.

Figura 54 - Curvas deformação plástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para a temperatura de 300°C.

Figura 55 - Curvas deformação total-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para a temperatura de 300°C.

Considerando a influência das propriedades mecânicas de tração para estimar as propriedades de fadiga de baixo ciclo em temperaturas elevadas. Para o material em questão, (Vareda (1997)) encontrou através da soma das partes elástica e plástica, sendo o método inclinação universal usado para a parte plástica e o método de Bäumel e Seeger usado para a parte elástica e obteve uma curva que mais se aproximou dos resultados experimentais à temperatura ambiente. Vareda(1997) obteve a seguinte equação para as curvas $\varepsilon \times 2N_f$ estimada, substituindo os valores das propriedades mecânicas de tração a temperatura de 300°C:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,00758(2N_f)^{-0,087} + 0,760(2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq.43})$$

para a temperatura ambiente como uma primeira estimativa pode ser utilizado para previsão em temperaturas mais elevadas. Entretanto à 300°C foi observado um melhor ajuste utilizando-se o método da inclinação universal modificado.

Figura 56 – Comparação entre as curvas deformação-vida total experimental na temperatura de 300°C e as curvas estimadas.

5.4 - Análise fratográfica

A figura 57 mostra uma vista geral da superfície de fratura do corpo de prova ensaiado à temperatura de 300°C, com amplitude de deformação de 0,6%, mostrando que a nucleação da trinca ocorreu na superfície. A figura 58 apresenta uma ampliação da região próxima à nucleação, onde pode ser observada que a nucleação da trinca ocorreu de modo transgranular. Na figura 59 é observada para uma região mais afastada da superfície, onde pode ser visto a presença de estrias, que são uma característica do estágio II de propagação de trinca. Entretanto nem todos os materiais formam estrias, (Suresh (1991)).

Figura 57 -Fratografia do Corpo de prova em fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C com $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$, onde se observa a região de nucleação da trinca.

Figura 58 - Ampliação da foto anterior, podendo ser observada a região próxima à nucleação.

Figura 59 -Fratografia do corpo de prova do ensaio de fadiga, mostrando as estrias no estágio II de propagação.

Na figura 60 pode ser observada a presença de várias trincas secundárias, podendo se notar o modo predominantemente transgranular de propagação.

Figura 60 – Microestrutura do aço E3949 , mostrando trincas secundárias após o ensaio de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C, ataque químico de solução a base de HF e água oxigenada.

Figura 61 - Microestrutura do aço E3949, próxima à fratura, ataque químico solução a base de HF e água oxigenada.

6 – Conclusões

6.1 - Análise metalográfica:

- Como era esperado, não foi observado alterações metalográficas significantes com o aumento da temperatura para 300°C.

6.2 - Propriedades monotônicas à temperatura de 300°C:

- Com o aumento da temperatura, os valores do limite de escoamento, do limite de resistência e do alongamento foram reduzidos. Esta diminuição foi bastante sensível, principalmente para o limite de resistência.

6.3 - Propriedades de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300°C:

- A equação deformação total - vida obtida para o material E3949 ensaiado na temperatura de 300°C foi: $\Delta\epsilon_t/2 = 0,0054 (2N_f)^{-0,064} + 0,438 (2N_f)^{-0,595}$. A vida em fadiga foi sensivelmente reduzida e como consequência, o número de reversos correspondente à transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo ($2N_f$) foi de aproximadamente $9,5 \times 10^3$, para a temperatura ambiente, enquanto para a temperatura de 300°C foi de aproximadamente $4,0 \times 10^3$.
- A relação tensão-deformação cíclica, obtida nos ensaios para os níveis de deformação de até 0,8% à 300°C é dada por: $\sigma = 694 \epsilon_p^{0,006}$
- Comparação entre as curvas tensão-deformação monotônica e cíclica do material E3949, ensaiado a temperatura de 300°C, mostrou que este sofreu amolecimento cíclico para os níveis de deformação estudado.

- Foi observado que a curva estimada apartir da associação dos métodos inclinação universal e Bäümel e Seeger, pode ser considerado uma boa aproximação da curva para a temperatura de ensaio de 300°C. Entretanto foi verificado que o método de inclinação universal modificado é que melhor representa o comportamento em fadiga da liga Fe-Cr-Mn-N, a temperatura de 300°C..

6.4 - Análise fratógráfrica:

- Pode ser observada que a nucleação da trinca ocorreu na superfície.
- Foi possível a observação das estrias de propagação do estágio II, onde a propagação da trinca ocorreu transgranularmente.

7 - Referências Bibliográficas:

ALAIN, R., et al (1997), Low cycle fatigue behavior in vacuum of a 316 L type austenitic stainless steel between 20 and 600°C. Part I: fatigue resistance and cyclic behavior. Material Science and Engineering A229, p 87-94.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3-80 (1991). Standard methods of preparation of metallographic specimens. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8-90a (1991). Standard test methods of tension testing of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E21-79 (1991). Standard practice for elevated temperature tension test of metallic materials. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E112-88 (1991). Standard test methods for determining average grain size. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE, (1990). AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals Handbook: properties and selection: stainless steels, tool materials and special - purpose metals. 10 ed. Metals Park, Ohio. V.3.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E606-80 (1992). Standard practice for strain controlled fatigue testing. Philadelphia, ASTM

CHIAVERINI V.(1984). Aços e Ferros fundidos. 5ª ed.. Cap. XXII

CHUN, H.G et al (1986). Passive films formed on nonmagnetic Cr-Mn-N stainless steels. In: SMOLIK, G.R. ; BANERJ, S.K, eds. Alternate alloying for environmental resistance. The Metallurgical Society of AIME, p.397-406.

DEGALLAIX, S. et al (1986), Mechanical behaviour of high-nitrogen stainless steels. Materials science and technology, v. 12, September.

DELONG, W.T. (1956). A modified phase diagram for stainless steel weld metals. Metal Progress, v.77, n.2, p. 98-100

DELONG, W.T. (1960). Revised section of Schaeffler constitution diagram. Metal Progress, v.77, n.2, p. 100-B

DIETER, G.E (1981) Metalurgia Mecânica . Trad. Antônio Sérgio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, Cap. 12: Fadiga dos metais, p. 344-84.

FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I. (1980), Metal fatigue in engineering. John Wiley & Sons.

HEINZ, A. ; NEUMANN, P. (1990). Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel. Acta metalurgica et materialia, v.38, n. 10, p.1933-40.

HENDRY, A. (1994) Developments in high-nitrogen stainless steels. p 140-144.

GNYP, et al. (1990) Optimizing the service life of drill-collar joints on the basis of fracture mechanics criteria. Soviet Materials Science V. 26 n. 6

KRUGER, J. (1980). Failure by stress corrosion cracking current approaches toward failure prediction. In: YAHALOM, J.; ALADJEM, A. Stress Corrosion cracking. Freund, cap. 1, p. 6-35.

LANDGRAF, R. W.; MITCHELL, M. R.; LAPOINTE, N. R. (1972). Monotonic and cyclic properties of engineering materials. Ford Motors Co., Scientific Research Staff, STP, June.

LENEL, U. R., KNOTT B. R. (1987) Microstructure-composition relationships and Ms temperature in Fe-Cr-Mn-N alloys. Metallurgical Transactions A, v.18 A, p 767-775.

LLEWELLYN, D. T. (1993), Nitrogen in steel. Ironmaking and steelmaking. Ironmaking and Steelmaking, v.20, n.1, p. 35-41.

LULA, R. A. (1989). Stainless steel. Metals Park, Ohio, American Society for Metals. Cap. 4: Metallurgy and properties of wrought stainless steels, p.29 – 88.

LULA, R. A. (1992). High manganese austenitic steels: past, present and future. In: CONFERENCE ON HIGH MANGANESE AUSTENITIC STEELS, Ohio, USA. Proceedings. p. 1-12.

MANSON, S. S. (1965). *Fatigue* : a complex subject-some simple approximations. *Experimental Mechanics*, p.193-226, July.

MARSHALL, P. (1982). Austenitic stainless steels: Microstructure and mechanical properties. London: Elsevier Applied Science.

MITCHELL, M. R. (1978). Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In ASM Materials Science Seminar, October.

MILAN, T. M ; BOSE, W. W. (1999). Propriedades mecânica de tração e fadiga de chapa fina de um aço livre de intersticiais. Dissertação Escola de Engenharia de São Carlos – EESC.

MOZHI, T. A. et al. (1985). The effect of nitrogen on the sensitization of AISI 304 stainless steel. Corrosion, v.41, n.10, p.55-59.

MTS SYSTEMS (1993). Low cycle fatigue test. Eden Prairie. p. irreg., /catálogo técnico/

NAKAZAWA, T. et al. (1989) Development of nonmagnetic drill collar steel with stress corrosion cracking. Nippon Steel Technical Report N.39, 40 pp. 1-7

NILSSON, J. O. (1984), The influence of nitrogen on high temperature low cycle fatigue behaviour of austenitic stainless steels. Fatigue Engineering Materials Structure v. 7 n 1 p. 55-64.

NOVAK, C. J.(1977). Structure and constitution of wrought austenitic stainless steels. In: PECKNER, D; BERNSTEIN; I.M. Handbook of stainless steels. NewYork, McGraw-Hill, Cap. 4, p. 1-53.

ONG, J. H. (1993a). An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n 1, p.13-19.

ONG, J. H. (1993b). An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n3, p.213-219.

PADILHA, A. F. (1994) Aços inoxidáveis austeníticos

PANZENBÖCK, M. et. Al. (1990) Fatigue behaviorur of austenitic Cr-Mn-N steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure*, v.13 n.6 p. 563-78.

PARK, J-H. & SONG, J-H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, v.17, n 5, p.365-373.

PICKERING, F. B. (1978). Physical Metallurgy and the Desing of Steels. London, Applied Science Publishers Ltd. Cap. 11: Austenitic stainless steels, p. 226-68

POULALION, A. ; BOTTE (1989). Nitrogen addition insteelmaking using nitring ferroalloys. In: Conference on high nitrogen steels " HNS 88" London, France Proceedings. P.49-52.

RAO, K. B. S. et al. (1985) On the failure condition in strain-controlled low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v. 17, n. 4.

RAMAN, S. G. S., et al (1997) High temperature short fatigue crack behaviour in a stainless steel. *Fatigue Fract. Material Structure*, v. 20 p. 1015-1031

RIEDEL, H. (1987). Fracture at high temperatures. Berlin, New York: Springer-Verlag.

REED-HILL, R. E. (1982). *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª ed.

SADANANDA, K. and VASUDEVANT, A.K. (1997) Analysis of temperature fatigue crack growth behavior. *Int. J. Fatigue* v. 19 p. S183-S189

SIMMONS, J. W. (1996). Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A.*, v. A207, p.159-69.

SEDRIKS, A. J. (1979). Corrosion of stainless steels. New York, John Wiley & Sons. p. 1-282.

SCHAEFFLER, A. L. (1949). Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, v. 56, n. 5, p. 680-80b.

SKELTON, R. P.(1987) High temperature fatigue (Properties and Prediction)

SPEIDEL, M. O. (1989) Properties and applications of high nitrogen steels. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", Londo, France. Proceedings. P.92-6.

SURESH, S. (1991). Fatigue of Materials. Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press.

UGGOSWITZER, P. J.; HARZENMOSER, M.(1989). Strengthening of austenitic stainless steels by nitrogen. In CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. Proceedings. P. 174-9.

USTINOVHIKOV, Y. et al (1994) The microestruture of Fe-18% Cr alloys with high N contents. Acta mater. Vol.44, N.3, pp. 1119-1125

VAREDA, L.V & SPINELLI, D.(1997) Avaliação das propriedades mecânicas de fadiga de baixo e alto ciclo e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N.