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 TRAÇÃO E
FADIGA DE CHAPA FINA DE UM AÇO LIVRE
DE INTERSTICIAIS**

MARCELO TADEU MILAN

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

1999

Class.	TESE - EESC
Aut.	13660
Tombo	026399

1049021

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

M637p

Milan, Marcelo Tadeu

Propriedades mecânicas de tração e fadiga de chapa
fina de um aço livre de intersticiais / Marcelo Tadeu
Milan. -- São Carlos, 1999.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de São
Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de
Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1999.

Área: Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

1. Aço IF. 2. Fadiga de baixo-ciclo. 3. Chapa fina.
4. Propriedades mecânicas. I. Título.

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

CAIXA POSTAL - 369

CEP 13560-970 - São Carlos/SP - Brasil

Tel/Fax: (016) 273-9777

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

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **MARCELO TADEU MILAN**, APRESENTADA A ÁREA INTERUNIDADES EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA EESC-IFSC-IQSC, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 18/6/1999.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. *WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO* (Orientador) (EESC-USP)

Prof. Dr. *FERNANDO LUIZ BASTIAN* (COPPE/URFJ)

Prof. Dr. *ITAMAR FERREIRA* (UNICAMP)

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xii
RESUMO	xvi
ABSTRACT	xvii
1. Introdução	1
2. Objetivos	2
3. Revisão bibliográfica	3
3.1. Aços para estampagem a frio	3
3.2. Aços livres de intersticiais (IF)	6
3.2.1. Metalurgia física dos aços IF	7
3.2.2. Fabricação dos aços IF	9
3.2.3. Composição, propriedades e aplicações	11
3.2.3.1. Aços IF com qualidade de estampagem profunda	11
3.2.3.2. Aços IF de alta resistência	13
3.2.3.3. Aplicações	14
3.3. Propriedades de tração dos metais	16
3.3.1. Curva tensão-deformação de engenharia	16
3.3.2. Curva tensão-deformação verdadeira	17
3.4. Fadiga dos metais	19
3.4.1. Ciclo de tensões	20
3.4.2. Fadiga de alto ciclo	21
3.4.3. Fadiga de baixo ciclo	23
3.4.3.1. Comportamento cíclico dos metais	24
3.4.3.2. Curva deformação-vida	29
3.4.3.3. Previsões de propriedades de fadiga axial a partir de propriedades monotônicas	30
3.4.4. Efeito da tensão média na resistência à fadiga	38
3.4.5. Efeito da superfície na resistência à fadiga	40

3.4.5.1. Rugosidade da superfície	41
3.4.5.2. Tensões residuais	41
3.4.5.3. Corrosão	41
3.4.5.4. Variações nas propriedades superficiais	42
3.4.6. Aspectos macroscópicos de falha por fadiga	42
3.4.7. Aspectos microscópicos de falha por fadiga	44
3.4.7.1. Iniciação da trinca	44
3.4.7.2. Propagação de trinca	46
3.4.8. Fadiga em aços IF	52
3.4.9. Propriedades de fadiga de chapas finas para estampagem a frio	54
3.4.10. Problemas relacionados ao ensaio de fadiga em chapas finas	57
3.5. Textura de chapas	59
3.5.1. Medida de anisotropia	61
3.6. Resistência à flambagem em chapas finas	63
4. Materiais e métodos	65
4.1. Material	65
4.2. Análise metalográfica	65
4.3. Dureza	65
4.4. Ensaio de tração	66
4.5. Ensaio de fadiga.....	66
4.6. Análise fratográfica	69
4.7. Análise de textura	69
5. Resultados e discussão	70
5.1. Análise metalográfica	70
5.2. Propriedades mecânicas	72
5.3. Propriedades de fadiga	74
5.3.1. Comparação das propriedades de fadiga do aço IF-Ti com outros aços utilizados na indústria automobilística	81
5.3.2. Problemas relacionados à flambagem de corpos de prova.....	84
5.3.3. Propriedades de fadiga estimadas a partir de propriedades de tração	89
5.4. Análise fratográfica	93

6. Conclusões 95

6.1. Análise metalográfica 95

6.2. Textura 95

6.3. Propriedades monotônicas 95

6.4. Propriedades de fadiga 96

6.5. Análise fratógráica 96

7. Referências bibliográficas 97

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....104

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 : Limite de escoamento para aços de alta resistência deformados a frio, DASARATHY & GOODWIN (1990).....	4
Figura 2 : Relação entre n e limite de resistência, DASARATHY & GOODWIN (1990).....	4
Figura 3 : Elementos de liga substitucional (Si) e intersticial (C), na rede de ferro, REED-HILL (1982).....	7
Figura 4 : Discordância não-tensionada (a) e sob tensão (b), REED-HILL et al (1996).....	8
Figura 5 : Diagrama esquemático de um desgaseificador à vácuo RH, SHYI et al (1990).....	10
Figura 6 : Efeito do titânio nas propriedades mecânicas de um aço IF (30-50 ppm de carbono) recozido continuamente. (a) Limite de escoamento, (b) % de alongamento, (c) Expoente de encruamento (n), (d) Fator de anisotropia normal (r), NILSSON & JOHANSSON (1990).....	12
Figura 7 : Efeito de elementos em solução sólida nas propriedades mecânicas de um aço IF-Ti . (a) decréscimo na % de alongamento, (b) acréscimo no limite de resistência, FEKETE et al (1992).	14
Figura 8 : Lateral de veículo produzida com aço comum (a) e aço IF (b).....	14
Figura 9 : Componentes produzidos com aço IF.....	15
Figura 10 : Curva tensão-deformação de engenharia, DIETER (1981).	16
Figura 11 : Dimensões do corpo de prova (a) inicial e (b) instantânea, MITCHELL (1978).	17
Figura 12 : Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira DIETER (1981).....	18
Figura 13 : Gráfico bilogarítmico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, MITCHELL (1978).	19
Figura 14 : Ciclos de tensão : (a) alternada simétrica, (b) alternada e (c) aleatória, DIETER (1981).....	21
Figura 15 : Curvas S-N típicas para metais ferrosos e não ferrosos, DIETER (1981)..	22

Figura 16 : Endurecimento cíclico sob controle de deformação, MITCHELL (1978)..	25
Figura 17 : Amolecimento cíclico sob controle de deformação, MITCHELL (1978)...	25
Figura 18 : Estado estacionário obtido no controle de deformação cíclico, MITCHELL (1978).....	26
Figura 19 : Laço de histerese tensão-deformação estacionário, MITCHELL (1978). ..	26
Figura 20 : Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978).....	27
Figura 21 : Curvas $\sigma\epsilon$ cíclicas (C) comparadas às curvas $\sigma\epsilon$ monotônicas (M), MITCHELL (1978).....	27
Figura 22 : Curva deformação-vida bilogarítmica, MITCHELL (1978).	30
Figura 23 : Método correlação quatro pontos, MANSON (1965).....	32
Figura 24 : Método da inclinação universal , MANSON (1965).....	33
Figura 25 : Método proposto por SOCIE et al.	34
Figura 26 : Método correlação quatro pontos modificado, ONG (1993b).....	36
Figura 27 : Influência da tensão média nas curvas S-N, DIETER (1981).	39
Figura 28 : Diagrama de Goodman, DIETER (1981).	39
Figura 29 : Modificação à curva deformação-vida devido a tensão média, MITCHELL (1978).....	40
Figura 30 : Aspecto da superfície de fratura por fadiga, REED-HILL (1982).	42
Figura 31 : Propagação de trinca em chapas : (a) cisalhamento simples, (b) cisalhamento duplo, VAREDA & SPINELLI (1991).	44
Figura 32 : Mecanismo de formação de extrusões e intrusões segundo Cottrel-Hull, DIETER (1981).....	45
Figura 33 : (a) Deformação estática, (b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, FUCHS & STEPHENS (1980).	46
Figura 34 : Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980).	47
Figura 35 : Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II. a) Carga zero, b) baixa carga trativa, c) máxima carga trativa no ciclo, d) fechamento, e) máxima carga compressiva no ciclo, f) pequena carga trativa no ciclo subsequente, LAIRD (1978).	47
Figura 36 : Crescimento de trinca longa sob condições da MFEL, DIETER (1981).	48

Figura 37 : Diagrama de aplicação dos conceitos de MFM, MFEP e MFEL, MILLER (1993).	49
Figura 38 : Diferenças básicas entre as mecânicas de fratura, MILLER (1993).	50
Figura 39 : Modos de abertura de trinca, MEYERS & CHAWLA (1982).	51
Figura 40 : Transição do estágio I para estágio II de propagação, MILLER (1993).	52
Figura 41 : Problemas no ensaio de fadiga em chapas finas sob controle de carga, BISWAS et al (1993).	58
Figura 42 : Figura de pólo {111} para o cobre : a) laminado a frio (90%) ; b) Completamente recozido, RIDHA & HUTCHINSON (1982).	59
Figura 43 : Esquema para o cálculo da tensão cisalhante resultante crítica, DIETER (1981).	61
Figura 44 : Valores do coeficiente β conforme o tipo de vínculo associado.	63
Figura 45 : Corpo de prova de tração (medidas em mm).	66
Figura 46 : Corpo de prova de fadiga (medidas em mm).	67
Figura 47 : Acoplamento do sistema de alinhamento à máquina de ensaio, Catálogo MTS (1997).	67
Figura 48 : Desalinhamentos da célula de carga : (a) concêntrico e (b) angular Catálogo MTS (1997).	68
Figura 49 : Detalhe do corpo de prova acoplado às garras.	68
Figura 50 : Microestrutura do aço IF (longitudinal, transversal e topo).	70
Figura 51 : Microestrutura do aço IF (transversal).	71
Figura 52 : Microestrutura do aço IF (longitudinal).	71
Figura 53 : Limite de escoamento (0,2%) e limite de resistência.	73
Figura 54 : Valores de alongamento total e redução de área.	73
Figura 55 : Curvas tensão-deformação para as direções transversal e longitudinal.	74
Figura 56 : Curvas deformação-vida obtidas experimentalmente (Transversal).	75
Figura 57 : Curvas tensão-deformação plástica real monotônica e cíclica (Transversal).	76
Figura 58 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) (Transversal).	78
Figura 59 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima ($\sigma_{\max}$), tensão mínima ($\sigma_{\min}$) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,2\%$ (Transversal).	78

Figura 60 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima ($\sigma_{\max}$), tensão mínima ($\sigma_{\min}$) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,3\%$ (Transversal).....	79
Figura 61 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima ($\sigma_{\max}$), tensão mínima ($\sigma_{\min}$) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,4\%$ (Transversal).....	79
Figura 62 : Evolução da amplitude de deformação plástica (Transversal).....	80
Figura 63 : Curvas de histerese para $\Delta\epsilon/2=0,45\%$ (Transversal).	80
Figura 64 : Curva tensão-vida para o aço IF-Ti (Transversal).....	81
Figura 65 : Curvas deformação-vida para os aços IF-Ti (Transversal), QEP e AISI 301.....	83
Figura 66 : Tensão-vida para os aços IF-Ti (Transversal), QEP e DP 400.	83
Figura 67 : Fator de Neuber para vários aços da indústria automobilística.	84
Figura 68 : Figura de pólo (002) obtida experimentalmente.	85
Figura 69 : Figura de pólo (112) obtida experimentalmente.	85
Figura 70 : Figura de pólo (554) calculada.	86
Figura 71 : Figura de pólo (111) calculada.	86
Figura 72 : Evolução de tensão mínima (compressiva) e amplitude de tensão para corpos de prova longitudinal e transversal.....	88
Figura 73 : Flambagem em corpo de prova longitudinal.....	89
Figura 74 : Curvas deformação-vida para o aço IF estimadas (longitudinal).....	90
Figura 75 : Curvas deformação-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).....	91
Figura 76 : Curvas deformação plástica-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).....	92
Figura 77 : Curvas deformação elástica-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).....	92
Figura 78 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,15\%$).	93
Figura 79 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,30\%$).	94
Figura 80 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,45\%$).	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 : Comparação de propriedades mecânicas entre aço IF-Ti e aço acalmado ao alumínio (AAA) , FEKETE et al (1992)	11
Tabela 2 : Composições típicas de aço IF-Ti e aço IF-Ti+Nb (% em peso), FEKETE et al (1992).	12
Tabela 3 : Quadro comparativo dos coeficientes da equação deformação-vida estimados a partir de propriedades de tração.	37
Tabela 4 : Composição química dos aços IF (% em peso), Putatunda et al (1993).	53
Tabela 5 : Propriedades mecânicas dos aços IF, Putatunda et al (1993).	53
Tabela 6 : Composição química do aço IF (% em peso).....	65
Tabela 7 : Propriedades mecânicas de tração do aço IF.	72
Tabela 8 : Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo para os corpos de prova transversais.	75
Tabela 9 : Parâmetros cíclicos de resistência e ductilidade (Transversal).....	76
Tabela 10 : Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico (Transversal).....	77
Tabela 11 : Composição química de aços da indústria automobilística (% em peso). ...	82
Tabela 12 : Propriedades mecânicas de aços da indústria automobilística.	82
Tabela 13 : Sistemas de deslizamento e fator de Schmid (carregamento longitudinal). 87	
Tabela 14 : Sistemas de deslizamento e fator de Schmid (carregamento transversal)... 87	
Tabela 15 : Equações deformação-vida para corpos de prova transversais.	89
Tabela 16 : Equações deformação-vida para corpos de prova longitudinais.	90

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

a	comprimento de trinca
A_0	área inicial da seção transversal do corpo de prova
A	área instantânea da seção transversal do corpo de prova
b	expoente de Basquin ou de resistência à fadiga
B	constante do material para crescimento de trinca de acordo com MFM
c	expoente de ductilidade à fadiga
C	constante de Paris
d	distância até uma barreira microestrutural
D	dutibilidade
da/dN	taxa de crescimento de trinca
e	deformação de engenharia
E	módulo de elasticidade
E_t	módulo de elasticidade
k	coeficiente de resistência
k'	coeficiente de resistência cíclica
l	comprimento final do corpo de prova
l_0	comprimento útil inicial do corpo de prova
L	comprimento de flambagem
m	expoente de Paris
n	expoente de encruamento
n'	expoente de encruamento cíclico
N	número de ciclos
N_f	número de ciclos para fratura final
$2N$	número de reversos
$2N_f$	número de reversos para fratura final
$2N_t$	número de reversos que marca a transição elasto-plástica da curva ϵ - N
P	carga
r	razão de deformação plástica ou fator de anisotropia normal

r_m	fator de anisotropia normal médio
r_0	fator de anisotropia normal longitudinal em relação à direção de laminação
r_{45}	fator de anisotropia normal a 45° em relação à direção de laminação
r_{90}	fator de anisotropia normal transversal em relação à direção de laminação
R_e	razão de deformação
R_p	raio da zona plástica
R_σ	razão de carga
S	tensão de engenharia ou convencional
S_e	limite de escoamento de engenharia ou convencional
S_r	limite de resistência à tração de engenharia ou convencional
t	espessura final do corpo de prova
t_0	espessura inicial do corpo de prova
w	largura final do corpo de prova
w_0	largura inicial do corpo de prova
Y	fator geométrico
α	constante do material para crescimento de trinca de acordo com MFM
β	coeficiente associado ao tipo de vínculo de um corpo
ε	deformação verdadeira
ε_l	deformação verdadeira no comprimento
ε_p	deformação plástica verdadeira
ε_t	deformação verdadeira na espessura
ε_w	deformação verdadeira na largura
ε_f'	coeficiente de ductilidade à fadiga
ϕ	ângulo entre o eixo de tração e a normal ao plano de deslizamento
λ	ângulo entre o eixo de tração e a direção de deslizamento
σ	tensão verdadeira
σ_a	amplitude de tensão no estado estacionário (50% vida em fadiga)
σ_e	limite de escoamento verdadeiro

σ_f	tensão de fratura real
σ_f'	coeficiente de resistência à fadiga
σ_F	limite de resistência à flambagem
σ_r	limite de resistência à tração verdadeiro
σ_m	tensão média
$\sigma_{\max}$	tensão máxima cíclica
$\sigma_{\min}$	tensão mínima cíclica
τ	tensão cisalhante resolvida crítica
$\Delta\epsilon_t$	variação de deformação total
$\Delta\epsilon_e$	variação de deformação elástica
$\Delta\epsilon_e^{@}$	variação de deformação elástica a 10^4 ciclos.
$\Delta\epsilon_p$	variação de deformação plástica
$\Delta\epsilon_t/2$	amplitude de deformação total
$\Delta\epsilon_e/2$	amplitude de deformação elástica
$\Delta\epsilon_p/2$	amplitude de deformação plástica
$\Delta\gamma$	variação da tensão de cisalhamento
$\Delta\sigma$	variação de tensões
$\Delta\sigma/2$	amplitude de tensão real cíclica
ΔK	variação do fator de intensidade de tensão
ΔK_{th}	valor limite da variação do fator de intensidade de tensão
Δl	variação do comprimento na região útil do corpo de prova
Δr	anisotropia planar
AAA	aço acalmado ao alumínio
ARBL	aço de alta resistência e baixa liga
CCC	rede cúbica de corpo centrado
CSN	Companhia Siderúrgica Nacional
CT	corpo de prova do tipo compacto
IF	interstitial free steel ou aço livre de intersticiais

IF-Ti	aço livre de intersticiais com adições de titânio
IF-Ti+Nb	aço livre de intersticiais com adições de titânio e nióbio
MFEP	mecânica de fratura elasto-plástica
MFEL	mecânica de fratura elástica linear
MFM	mecânica de fratura microestrutural
MTS	Materials Testing System
QEP	aço de qualidade de estampagem profunda
RA	redução de área

RESUMO

MILAN, M. T. (1999). *Propriedades mecânicas de tração e fadiga de chapa fina de um aço livre de intersticiais*. São Carlos. 121p. Dissertação (mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Neste trabalho foram determinadas as propriedades monotônicas e de fadiga de baixo-ciclo em chapa fina de um aço livre de intersticiais (aço IF) com adição de titânio, utilizado na indústria automobilística. Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação com $R_e = -1$ e com o auxílio de um sistema de alinhamento de garras. O material apresenta diferentes comportamentos de fadiga nas direções transversal e longitudinal (em relação à direção de laminação). Comparação entre a curva tensão-deformação monotônica e a curva tensão-deformação cíclica mostra que os corpos de prova transversais têm endurecimento cíclico para as amplitudes de deformação estudadas. A relação deformação-vida obtida para a direção transversal é dada por $\Delta\epsilon_t/2 = 0,0186(2N_f)^{-0,262} + 0,235(2N_f)^{-0,476}$ com ponto de transição em $2N_f = 1,4 \times 10^5$ reversos, não sendo possível obtê-la para a direção longitudinal devido a problemas de flambagem. Vários métodos estimativos de propriedades de fadiga a partir de propriedades monotônicas foram comparados aos resultados experimentais. Os métodos da Correlação Quatro Pontos e Inclinação Universal Modificada apresentando boa correlação para a região de baixo-ciclo. Análise fratógráfica por Microscopia Eletrônica de Varredura mostrou a presença de estrias de propagação do Estágio II, evidenciando a alta ductilidade do material.

Palavras-Chaves : aço IF, fadiga de baixo-ciclo, chapa fina, propriedades mecânicas.

ABSTRACT

MILAN, M. T. (1999). *Monotonic and fatigue properties of thin sheet of an interstitial free steel*. São Carlos. 121p. Dissertação (mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In the present work, the monotonic and low cycle fatigue properties of thin sheet of interstitial free steel containing titanium additions, used in the automotive industry, were investigated. Fatigue tests were conducted under deformation control ($R_e=-1$) using a grip alignment fixture. The material exhibits different fatigue behavior for the transverse and longitudinal directions (in relation to the rolling direction). A comparison between the monotonic stress-strain curve and the cyclic stress-strain curve in the transverse direction showed that the material exhibits cyclic hardening in all strain amplitudes tested. The strain-life relationship obtained for transverse direction is given by $\Delta\epsilon_t/2 = 0,0186(2N_f)^{-0,262} + 0,235(2N_f)^{-0,476}$ with transition point in $2N_f=1,4 \times 10^5$ reverses; buckling of longitudinal specimens made impossible to obtain such relationship. Several prediction methods of fatigue properties from monotonic properties were compared to the experimental results. The Four Point Correlation and the Modified Universal Slopes Methods showed a good correlation for the low cycle region. Fractographic analysis through Scanning Eletronic Microscopy showed the presence of Stage II striations, giving support to the high ductility of the material.

Key words : IF steel, low cycle fatigue, thin sheet, mechanical properties.

1. Introdução

Segundo TOMIURA et al (1995), o final do século XX está sendo marcado pela forte procura de produtos que agreguem qualidade, preço baixo e que não agredam o meio ambiente.

A indústria automobilística, mais do que nunca, procura novos materiais que reúnam essas características. Reduções nos pesos dos veículos podem ser facilmente obtidas pela utilização de componentes fabricados com ligas de alumínio ou plástico no lugar do aço, com consequente redução de consumo de combustível e portanto, de emissão de gases que contribuem para o chamado efeito estufa.

Entretanto, estes materiais mais leves são mais caros que o aço, considerando as despesas de fabricação, montagem e reparos. Além disto, os processos de reciclagem envolvem operações mais complexas.

Assim sendo, as siderúrgicas caminham firmemente no sentido da produção de chapas de aço cada vez mais finas, de alta resistência e boa conformabilidade de acordo com TOMIURA et al (1995).

Um dos resultados deste esforço mundial é o *Aço Livre de Intersticiais* ou simplesmente *Aço IF* (Interstitial Free).

Aços IF contêm concentrações de carbono e nitrogênio menores que 50 ppm em peso. São fabricados através de desgaseificação a vácuo e geralmente contêm adições de titânio e ou nióbio que se combinam com o carbono e o nitrogênio para a formação de precipitados. Segundo SHYI et al (1990) esse processo resulta em elevadas ductilidade e conformabilidade a frio.

Devido a importância que o aço IF vem assumindo perante a indústria automobilística, graças às boas propriedades de estampabilidade, é necessária uma completa caracterização de suas propriedades mecânicas de tração e de fadiga de baixo ciclo, uma vez que trabalhos desta natureza são escassos na literatura .

2. OBJETIVOS :

Este trabalho teve por objetivo o estudo das propriedades de tração e de fadiga de baixo-ciclo em chapa fina de um aço livre de intersticiais (aço IF) com adição de titânio, utilizado na indústria automobilística. Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação com $R_e = -1$ e com o auxílio de um sistema de alinhamento de garras. Métodos estimativos a partir de propriedades mecânicas de tração foram comparados aos resultados experimentais. Foram realizadas também análises metalográficas por técnicas de microscopia ótica e análises fratógráficas das superfícies de fratura utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3. Revisão bibliográfica :

3.1. Aços para estampagem a frio :

Chapas de aço se mantêm ainda hoje como a principal matéria-prima usada para a construção de veículos automotivos.

Segundo DASARATHY & GOODWIN (1990) e DAVIES & EASTERLOW (1985), o aço é relativamente barato e pode ser conformado em formas complexas que podem ser soldadas para formar um corpo único com um alto grau de rigidez, graças em parte ao alto módulo de elasticidade deste material. Além disto, uma boa aparência superficial é possível de ser obtida pela pintura e os reparos à lataria podem ser executados com facilidade.

Segundo TOMIURA et al (1995), as exigências quanto às propriedades dos produtos laminados a frio têm se tornado cada vez mais diversificadas a fim de se reduzir o consumo de combustível, propiciar mais segurança e satisfazer as exigências específicas dos clientes. Para reduzir o consumo de combustível e propiciar mais segurança são necessárias chapas de aço mais finas e de alta resistência. Por outro lado, para se projetar uma carroceria que satisfaça o gosto do cliente, as formas dos componentes têm se tornado mais complexas, o que faz com duas características antagônicas, como alta resistência e boa capacidade de deformação, sejam exigidas de produtos laminados a frio. Para melhorar a capacidade de estampagem profunda das chapas de aço, deve-se reduzir o carbono e o nitrogênio dissolvidos no aço. Além disto, foi desenvolvida no processo de laminação a quente a tecnologia de precipitação de carbonetos e nitretos, tornando possível produzir laminados a frio ultra-deformáveis.

Segundo TOMIURA et al (1995), aços com manganês e cromo são melhores que os tradicionais endurecidos por silício ou fósforo, quando se quer aumentar a resistência mantendo baixo o limite de escoamento. Também a indústria

automobilística tem usado chapas de aço endurecidas pelo calor (bake hardening) com 350-380 MPa de resistência à tração.

Recentes desenvolvimentos nos estágios de confecção e processamento de chapas de aço e também um aumento no nível de automação têm contribuído para a uniformidade de propriedades do aço, fator essencial para seu uso em linhas de produção de alta velocidade, segundo DASARATHY & GOODWIN (1990).

A Figura 1 mostra esquematicamente os valores do limite de escoamento para vários aços de alta resistência atualmente utilizados pela indústria automobilística.

A conformabilidade é uma propriedade relacionada ao expoente de encruamento (n). Porém um aumento do limite de resistência é usualmente acompanhado por uma queda na conformabilidade como ilustra a Figura 2.

Figura 1 : Limite de escoamento para aços de alta resistência deformados a frio, DASARATHY & GOODWIN (1990).

Figura 2 : Relação entre n e limite de resistência, DASARATHY & GOODWIN (1990)

As características dos principais aços para confecção de chapas estão descritas a seguir :

Aços acalmados ao alumínio (AAA) :

Segundo DASARATHY & GOODWIN (1990), são aços resistentes ao envelhecimento por deformação, pois o alumínio adicionado se combina com o nitrogênio formando nitreto de alumínio. Assim o teor de nitrogênio é reduzido, minimizando sua difusão para as discordâncias. O teor de carbono situa-se entre 0,02 e 0,05%, e o de nitrogênio entre 0,003 e 0,008%. Possuem boa conformabilidade, boa soldabilidade, baixo custo e são bons substratos para o processo de galvanização. O limite de escoamento varia entre 150 e 190 MPa e o limite de resistência entre 280 e 310 MPa.

Aços de alta resistência endurecidos por solução sólida :

Segundo DASARATHY & GOODWIN (1990) e DAVIES & EASTERLOW (1985), são aços acalmados ao alumínio com adições de elementos como fósforo, silício e manganês que aumentam o limite de escoamento porque a solução sólida substitucional tem efeito endurecedor da ferrita.

Em 1970, o aço refosforado (aço acalmado ao alumínio com adições de fósforo) foi introduzido no mercado. Possui conformabilidade moderada, limite de escoamento entre 220 e 260 MPa e baixo custo, sendo largamente empregado em componentes estruturais e não-estruturais.

Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) :

São aços com distribuição de grãos fina obtida por resfriamento rápido e adições de nióbio e ou titânio, os quais se combinam com o carbono e o nitrogênio dissolvidos formando carbeto e nitretos os quais restringem o crescimento de grão e formam ao mesmo tempo uma fina dispersão podendo se atingir limites de escoamento entre 300 e 600 MPa. Entretanto, segundo DASARATHY & GOODWIN (1990) e DAVIES & EASTERLOW (1985), possuem uma

conformabilidade mais limitada, sendo geralmente empregados na fabricação de componentes estruturais, tais como chassis e rodas.

Aços bifásicos :

Segundo DASARATHY & GOODWIN (1990) e DAVIES & EASTERLOW (1985), são aços contendo uma microestrutura ferrítica com 15% de martensita. Possuem alta relação entre limite de resistência e limite de escoamento e portanto apresentam um alto potencial de absorção de energia de impacto. Sua conformabilidade é moderada, seu custo é maior e são usados para confecção de rodas e partes frontais e traseiras dos automóveis, as quais estão mais sujeitas a impacto.

Aços endurecidos pelo calor (Bake hardening) :

Aços do tipo “Bake hardening” são os que sofrem precipitação de carbono livre durante o processo de secagem de pintura nas estufas o que propicia aumentos no limite de escoamento da ordem de 40 MPa. Assim sendo, possuem boa conformabilidade a frio e sua resistência mecânica final é atingida depois da conformação, na estufa de secagem de pintura. Possuem baixos teores de fósforo na sua composição química e limite de escoamento em torno de 230 MPa, segundo DASARATHY & GOODWIN (1990) e DAVIES & EASTERLOW (1985).

3.2. Aços livres de intersticiais (IF):

O aço IF ou aço livre de elementos intersticiais é um tipo que apresenta excelente capacidade de ser conformado. Sua origem remonta a um centro de pesquisa da empresa siderúrgica Nippon Steel, na década de 60. Segundo SHYI et al (1990) e PRADHAN (1992), de lá para cá, este aço passou por uma série de aperfeiçoamentos e inovações, especialmente em siderúrgicas do leste asiático e norte-americanas.

3.2.1. Metalurgia física dos aços IF :

Para entendermos as excelentes qualidades do aço IF, devemos primeiramente analisar a influência de átomos intersticiais nas propriedades mecânicas dos metais.

Há duas maneiras pelas quais um átomo de elemento de liga pode se dissolver em um aço com a finalidade de alterar suas propriedades mecânicas. Uma delas é simplesmente a substituição de um átomo da rede cristalina por um outro átomo, como por exemplo átomos de silício substituindo átomos de ferro, como mostra a Figura 3. Neste caso, tem-se uma solução sólida substitucional.

Outra maneira é a inserção de átomos pequenos como o carbono e o nitrogênio em interstícios entre os átomos de ferro, sem que estes sejam retirados de sua posição original, segundo REED-HILL (1982). Neste caso tem-se uma solução sólida intersticial, como mostra a Figura 3.

Figura 3 : Elementos de liga substitucional (Si) e intersticial (C), na rede de ferro, REED-HILL (1982).

De acordo com REED-HILL et al (1996), átomos intersticiais em solução sólida são capazes de produzir dois efeitos muito significativos nas propriedades mecânicas de materiais metálicos : a baixas temperaturas, onde as velocidades de difusão atômica são insignificantes, produzem o efeito de endurecimento por solução sólida e a altas temperaturas, onde as taxas de difusão são apreciáveis, causam envelhecimento por deformação. Ambos os fenômenos envolvem o ancoramento de discordâncias pelos átomos intersticiais.

No endurecimento por solução sólida, o ancoramento ocorre por átomos intersticiais que estão efetivamente estacionários. Segundo HIRTH & LOTHE (1968), o campo de interações entre a discordância e os átomos intersticiais tem um alcance muito pequeno e a discordância, então, se ajusta conforme o campo de tensões gerado pelos intersticiais. A Figura 4(a) mostra uma discordância não tensionada e a 4(b) mostra a discordância sob tensão.

Figura 4 : Discordância não-tensionada (a) e sob tensão (b), REED-HILL et al (1996).

Segundo COTTRELL & BILBY (1959)¹ apud REED-HILL et al (1996), em temperaturas onde ocorre o envelhecimento por deformação, os átomos intersticiais são móveis e capazes portanto de incrementar o nível de ancoramento tanto pela formação de atmosferas de solutos sob as discordâncias ou, segundo SCHOECK & SEEGER² apud REED-HILL et al (1996), pelo salto para interstícios de mais baixa energia entre os campos de tensão das discordâncias.

Assim sendo, a presença de intersticiais acarreta uma maior dificuldade para que haja a deformação do aço, podendo até se romper. Como algumas discordâncias

¹ COTTRELL, A. H.; BILBY, B. A. (1959). *Proc. Phys. Soc.*, v.7, p.469-477 apud REED-HILL, R. E.; ISWARAN, C. V.; KAUFMAN, M. J. (1996). Influence of interstitials on the mechanical properties of metallic materials. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.27A, p.3524-3528, Nov.

² SCHOECK, G.; SEEGER, A. (1959). *Acta Metallurgica*, v.7, p.469-477 apud REED-HILL, R. E.; ISWARAN, C. V.; KAUFMAN, M. J. (1996). Influence of interstitials on the mechanical properties of metallic materials. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.27A, p.3524-3528, Nov.

são capazes de se mover e outras não, este fato resultará, segundo DIETER (1981), numa deformação não uniforme do aço de baixo teor de carbono causando as chamadas bandas de Lüders na superfície de chapas estampadas.

3.2.2. Fabricação dos aços IF :

Como já discutido anteriormente, a presença de intersticiais provoca efeitos indesejáveis na estampagem de chapas de aço. Assim sendo, elementos intersticiais, entre eles carbono e nitrogênio, devem ser removidos do aço a fim de se atingir concentrações da ordem de 50 ppm em peso ou menos.

Segundo KINO et al (1990), o procedimento para a retirada de carbono e nitrogênio consiste de duas operações principais : desgaseificação a vácuo e adição de titânio e ou nióbio.

Inicialmente, o teor de carbono é reduzido ao mínimo em um conversor a oxigênio (0,02%). Em seguida, o aço fundido é tratado em um desgaseificador a vácuo RH, como mostra a Figura 5.

Nessa figura, observam-se duas colunas A e B chamadas de “snorkel” que são introduzidas na panela. A parte superior C está sob vácuo. No meio do snorkel A é injetado gás argônio. A quantidade de aço líquido em A diminui à medida que o argônio é injetado e a densidade aparente do aço é reduzida. Como C está sob pressão reduzida, o aço líquido sobe por A. Na região C sob pressão reduzida, o carbono e oxigênio do aço reagem entre si formando dióxido de carbono e/ou monóxido de carbono que são eliminados. Assim, o aço descarbonetado desce pelo snorkel B retornando à panela onde o ciclo se completa. Desta maneira o teor de carbono é reduzido para valores da ordem de 0,002% em torno de vinte minutos.

A otimização do diâmetro do snorkel e do fluxo de argônio tornaram possível a obtenção de teores de carbono ainda menores.

Vários autores, como ORTON (1990) e FEKETE et al (1992), enfatizam a importância do processo de desgaseificação à vácuo na fabricação de aços com teores ultra baixos de carbono, devido à extrema limpeza, eficiência e controle químico do processo.

Segundo FEKETE et al (1992), titânio e ou nióbio são adicionados ao aço a fim de transformar o carbono remanescente em carbetos. Essa adição também contribui para a remoção de nitrogênio pela formação de nitretos. Assim, obtém-se o aço praticamente livre de elementos intersticiais. Entretanto, se o teor de carbono for alto, será necessário uma grande quantidade de nióbio e titânio para purificar o aço, elevando em demasia o custo de produção e abaixando sua tenacidade devido a grande quantidade de precipitados formados. Desta forma, o processo de desgaseificação deve ser o mais eficiente possível para reduzir ao mínimo o teor de carbono do aço.

As quantidades de nióbio e titânio adicionadas devem ser superiores às quantidades estequiométricas, devido ao rendimento da reação.

Figura 5 : Diagrama esquemático de um desgaseificador à vácuo RH, SHYI et al (1990).

3.2.3. Composição, propriedades e aplicações :

Dentre os aços IF que podem ser produzidos, duas classes se destacam : os aços IF com qualidade de estampagem profunda e os aços IF com adições de elementos de liga para propiciar alta resistência e boa conformabilidade.

3.2.3.1. Aços IF com qualidade de estampagem profunda :

Como citado anteriormente, esta classe de aços contém teores de carbono e de nitrogênio abaixo de 50 ppm em peso e adições de titânio e nióbio para remoção dos intersticiais remanescentes em solução sólida.

Segundo GALVANI & BARAGAR (1991) e SATOH et al (1988), estes aços possuem maiores valores de porcentagem de alongamento, expoente de encruamento (n) e fator de anisotropia normal (r) se comparados a outros aços não desgaseificados a vácuo. Também possuem valores de limite de escoamento (σ_e) e de limite de resistência (σ_r) mais baixos. A Tabela 1 mostra uma comparação das propriedades mecânicas de um aço IF com adição de titânio (IF-Ti) e de um aço acalmado ao alumínio (AAA) com qualidade de estampagem convencional, quando processados a dimensões finais iguais.

Tabela 1 : Comparação de propriedades mecânicas entre aço IF-Ti e aço acalmado ao alumínio (AAA) , FEKETE et al (1992)

Tipo	σ_e(MPa)	σ_r(MPa)	ε (%)	n	r
IF-Ti	134	303	47,8	0,235	1,9
AAA	171	323	46,0	0,226	1,6

A Figura 6 mostra o resultado de adições excessivas de titânio para um aço recozido continuamente. O aumento do teor de titânio também resulta em maior risco de defeitos superficiais, segundo HASHIGUCHI et al (1990). Aços IF-Ti+Nb possuem propriedades mecânicas inferiores se comparados aos aços IF-Ti.

Entretanto, segundo KINO et al (1990), possuem melhor aderência da camada de galvanização.

Uma comparação entre composições típicas de um aço IF-Ti e outro IF-Ti+Nb é mostrada na Tabela 2.

Figura 6 : Efeito do titânio nas propriedades mecânicas de um aço IF (30-50 ppm de carbono) recozido continuamente. (a) Limite de escoamento, (b) % de alongamento, (c) Expoente de encruamento (n), (d) Fator de anisotropia normal (r) , NILSSON & JOHANSSON (1990).

Tabela 2 : Composições típicas de aço IF-Ti e aço IF-Ti+Nb (% em peso), FEKETE et al (1992).

Tipo	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti	Nb
IF-Ti	0,004	0,21	0,018	0,015	0,024	0,043	0,004	0,065	-
IF-Ti+Nb	0,003	0,15	0,018	0,015	0,034	0,055	0,003	0,025	0,015

De acordo com TOKUNAGA & KATO (1990), os aços IF-Nb e IF-Ti+Nb possuem boas propriedades mecânicas se o teor de carbono solubilizado remanescente (aquele que não formou TiC ou NbC) for mantido abaixo de 30 ppm. Este carbono remanescente propicia ao aço a capacidade de ser endurecido pelo calor no processo de secagem da pintura (170°C por 20 min). Além disto, a adição de boro (cerca de 15ppm) também é eficaz na melhoria da capacidade de endurecimento pelo calor, uma vez que a segregação de boro para os contornos de grão modifica os mecanismos de bloqueio de discordâncias.

3.2.3.2. Aços IF de alta resistência :

Aços IF de alta resistência originaram-se do resultado de regulamentações governamentais no sentido de se diminuir o peso de veículos e conseqüentemente se obter redução na emissão de gases. Estes aços apresentam sua resistência aumentada pela adição de elementos que propiciam a formação de solução sólida tais como manganês, fósforo e silício. São aços que possuem uma série de vantagens quando comparados aos aços refosforados, segundo FEKETE et al (1992) e SATOH et al (1988). Apresentam maiores valores de limite de resistência, fator de anisotropia normal ($r > 1,8$) e limite de escoamento relativamente mais baixo. Conseqüentemente promovem reduções de peso e são aços de alta resistência mais conformáveis.

A Figura 7 mostra o efeito da adição de fósforo, silício e manganês nas propriedades mecânicas de um aço IF-Ti. Dentre os três elementos, o manganês parece ser o mais eficiente de todos, apesar do maior custo devido a grande quantidade que deve ser usada para produzir a resistência desejada. O silício provoca fragilização após a deformação a frio e prejudica a galvanização por imersão a quente do material. De acordo com TOKUNAGA & KATO (1990), o fósforo, apesar de ser mais econômico, provoca fragilização e diminuição do valor de r .

Figura 7 : Efeito de elementos em solução sólida nas propriedades mecânicas de um aço IF-Ti . (a) decréscimo na % de alongamento, (b) acréscimo no limite de resistência, FEKETE et al (1992).

3.2.3.3. Aplicações :

Segundo PRADHAN (1992) a combinação ideal do aço IF com a tecnologia de recozimento contínuo propiciou a possibilidade de se produzirem aços com qualidade de estampagem super extra profunda em grande escala comercial.

Assim, laterais de automóveis que antes eram estampadas em peças separadas e depois soldadas, agora são feitas numa única operação de estampagem (Figura 8).

Figura 8 : Lateral de veículo produzida com aço comum (a) e aço IF (b).

A Figura 9 mostra uma série de componentes de formas complexas que são produzidos com aço IF.

As vantagens em termos de produtividade, custos de produção, investimentos em equipamentos e qualidade de produto são imediatas. Além disto, os aços IF apresentam vantagens em relação ao processo de galvanização por imersão a quente quando comparados aos aços convencionais. Chapas de aço comum automotivas contendo revestimento espesso de zinco levam desvantagem em termos de estampagem, o que pode ser compensado pela utilização dos aços IF.

**COMPARTIMENTO
PARA ESTEPE**

**TRAVA PARA
RACK DE TETO**

**ESTRUTURA INTERNA
DA TAMPA DO PORTA-MALAS**

**ESTRUTURA INTERNA
CENTRAL DA PORTA**

Figura 9 : Componentes produzidos com aço IF.

3.3. Propriedades de tração dos metais :

3.3.1. 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 :

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (\text{eq. 1})$$

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 :

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{(l - l_0)}{l_0} \quad (\text{eq. 2})$$

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 10 mostra os principais pontos relacionados a curva tensão-deformação de engenharia.

Figura 10 : Curva tensão-deformação de engenharia, DIETER (1981).

3.3.2. 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 :

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (\text{eq. 3})$$

onde P é a carga aplicada e A é área instantânea da seção transversal do corpo de prova (Figura 11).

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

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{eq. 4})$$

onde l_0 e l são respectivamente o comprimento útil inicial e o comprimento instantâneo (Figura 11).

Figura 11 : 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. 5) relaciona a tensão verdadeira (σ) e a tensão de engenharia (S) e a segunda (eq. 6) relaciona a deformação verdadeira (ϵ) e a deformação de engenharia (e):

$$\sigma = S(e+1) \quad (\text{eq. 5})$$

$$\varepsilon = \ln(e+1) \quad (\text{eq. 6})$$

A figura 12 mostra uma comparação entre os dois tipos de curva.

Figura 12 : Comparação de curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira DIETER (1981).

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

$$\sigma = K e_p^n \quad (\text{eq. 7})$$

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 $\log \sigma \times \log e$, como mostrado na Figura 13, o qual resulta numa reta de inclinação n e K é a tensão verdadeira em $\varepsilon = 1$. 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 13 : Gráfico bilogarítmico da curva tensão-deformação plástica verdadeira, MITCHELL (1978).

3.4. Fadiga dos metais :

Segundo MILLER (1993), estudo de fadiga dos metais tem envolvido pesquisadores de diferentes áreas de atuação tais como engenheiros mecânicos, engenheiros de materiais, físicos, químicos e matemáticos por mais de 150 anos.

Assim sendo, o enfoque dado ao tema muda de profissional para profissional. O engenheiro mecânico trabalha em função do efeito na vida em fadiga de parâmetros de cargas externas tais como, torque, momentos fletores, pressão e consequentes tensões, deformações, fatores de segurança, fatores de concentração de tensões que são usados para promover um projeto seguro.

Os matemáticos por sua vez determinaram todo o ferramental para a análise dos campos de tensões e deformações gerados no material.

Os engenheiros de materiais concentraram seus estudos no desenvolvimento das teorias de discordâncias, extrusões-intrusões, formação de bandas de deslizamento persistentes e iniciação-propagação de trincas de fadiga.

Hoje, mais do que nunca, todos esses conceitos se entrelaçam exigindo uma visão cada vez mais abrangente do conceito de fadiga dos materiais.

3.4.1. Ciclo de tensões :

Segundo a definição da norma ASTM E1150-87 (1987), a fadiga é um processo de mudança estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto (ou pontos) e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações. Pode-se afirmar que 90% das falhas mecânicas de peças e estruturas são decorrentes deste fenômeno.

A Figura 14 mostra ciclos de tensões típicos em fadiga. A Figura 14(a) mostra um ciclo de tensões alternadas do tipo senoidal onde as tensões máximas ($\sigma_{\max}$) e mínimas ($\sigma_{\min}$) são iguais e de sinais opostos (tração e compressão). A Figura 14(b) mostra um ciclo de tensões pulsante onde a tensão média (σ_m) é positiva e dada por :

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad (\text{eq. 8})$$

A amplitude de tensão (σ_a) é a metade da variação de tensão ($\Delta\sigma$) :

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{eq. 9})$$

A Figura 14(c) mostra um exemplo de ciclo de tensão aleatório, como por exemplo pode ocorrer numa asa de avião submetido a rajadas de vento de diferentes intensidades e direções.

Também se define a razão de tensão (R_σ) como sendo :

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (\text{eq. 10})$$

Figura 14 : Ciclos de tensão : (a) alternada simétrica, (b) alternada e (c) aleatória, DIETER (1981).

3.4.2. Fadiga de alto ciclo :

Por fadiga de alto ciclo entendem-se as falhas que 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.

Normalmente, os dados de fadiga de alto ciclo são representados em curvas de tensão (S) versus número de ciclos (N), ou curvas $S-N$. Segundo DIETER (1981), estas curvas são o resultado de um trabalho investigativo de Wöhler sobre o comportamento de fadiga de eixos ferroviários. Assim, estas curvas também são chamadas de curvas de Wöhler.

As curvas $S-N$ são obtidas atualmente obedecendo-se as normas ASTM E466 (1996) e ASTM E739 (1991). A figura 15 mostra curvas $S-N$ típicas para metais ferrosos e não-ferrosos.

Figura 15 : Curvas S-N típicas para metais ferrosos e não ferrosos, DIETER (1981).

Normalmente, os dados de fadiga apresentam um espalhamento muito grande e um tratamento estatístico deve ser empregado de acordo com a norma ASTM E739 (1991). Segundo MULLER-STOCK³ apud DIETER (1981), em geral, para uma mesma tensão, a frequência de distribuição do número de ciclos para falhar (N_f) segue uma distribuição gaussiana se a vida em fadiga é expressa em escala logarítmica. A curva, então, é traçada através dos valores médios obtidos.

As principais causas deste espalhamento são :

- confecção e acabamento dos corpos de prova.
- condições do ensaio de fadiga.
- heterogeneidade do material.

As duas primeiras causas não são aceitáveis e devem ser minimizadas.

A Figura 15 mostra ainda um limite de fadiga onde o material pode (teoricamente) suportar um número infinito de ciclos sem se romper. Segundo FUCHS & STEPHENS (1980), este limite aparece em particular para aços de baixa resistência e para o titânio, sob condições não-corrosivas. Para os outros metais como alumínio, magnésio e ligas de cobre, a curva S-N não se torna horizontal e decresce

³ MULLER-STOCK, H.(1938). *Mitt. Kohle Eisenforsch.*, v.8, p.83-107 apud DIETER, G. E. (1981).

Metalurgia Mecânica, 2. ed., Guanabara Dois.

continuamente. Nestes casos toma-se o limite de fadiga para um número arbitrário de ciclos (10^8 ciclos, por exemplo).

Segundo LEVY & SINCLAIR⁴ apud DIETER (1981), a existência do limite de fadiga nos aços se deve à presença de elementos intersticiais, como o carbono no ferro, que ancoram o movimento das discordâncias devido ao fenômeno do envelhecimento por deformação. Assim existirá uma tensão limite na qual ocorre um balanço entre o dano por fadiga e o aumento localizado de resistência devido ao envelhecimento, resultando no limite de fadiga.

Segundo FUCHS & STEPHENS (1980), o limite de fadiga pode variar em função do teor de intersticiais, temperatura, acabamento superficial, tamanho do corpo de prova, tipo de carregamento, ambiente corrosivo, tensão média aplicada, tensões residuais e concentradores de tensão.

Segundo MITCHELL (1978), por volta de 1900, Basquin mostrou que a curva $S-N$ podia ser linearizada através de coordenadas bilogarítmicas, estabelecendo uma lei exponencial de fadiga :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (\text{eq. 11})$$

onde $\Delta\sigma/2$ é a amplitude de tensão real cíclica, σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga, $2N_f$ é o número de reversos para falhar e b é o expoente de Basquin ou expoente de resistência à fadiga. Os valores de σ_f' e b são parâmetros intrínsecos do material.

3.4.3. Fadiga de baixo ciclo :

A fadiga de baixo ciclo está relacionada às falhas que ocorrem para um alto nível de tensão e baixo número de ciclos ($N < 10^4$ ciclos). Estas condições são criadas

⁴ LEVY, J. C.; SINCLAIR, G. M. (1955). *American Society for Testing and Materials Proceedings*, v.55, p.866 apud DIETER, G. E. (1981). *Metallurgia Mecânica*, 2.ed., Guanabara Dois.

quando as tensões repetidas são de origem térmica ou quando existem concentradores de tensão no componente.

Nestes casos o comportamento à fadiga é muito melhor resolvido em termos de controle da deformação do que em controle de carga. A componente plástica da deformação total tem um papel importante, pois em regiões de alta concentração de tensões, como nos entalhes, a deformação plástica pode ocorrer localizadamente.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo realizam-se sob controle de deformação, plotando-se os resultados em curvas de deformação (ϵ) em função do número de reversos para falhar ($2N_f$). Assim, segundo FUCHS & STEPHENS (1980), a vida em fadiga de corpos de prova não-entalhados é obtida sob as mesmas condições de deformação do material na raiz do entalhe.

Além disto, o comportamento cíclico dos metais deve ser caracterizado para a obtenção da curva tensão-deformação cíclica, uma vez que os materiais podem sofrer amolecimento ou endurecimento cíclico, quando submetidos a solicitação alternada.

3.4.3.1. Comportamento cíclico dos metais :

Segundo MITCHELL (1978), os metais, ao se submeterem a cargas cíclicas podem ter sua resposta tensão-deformação alterada quando comparada à aplicação de uma carga monotônica.

O metal pode sofrer endurecimento cíclico, amolecimento cíclico, ter comportamento estável ou misto, dependendo das condições do ensaio e do estado inicial do material (temperado e revenido, normalizado, recozido).

De um modo geral, metais recozidos, muitas ligas de alumínio e aços temperados sofrem endurecimento cíclico sob controle de deformação e o intervalo de tensão ($\Delta\sigma$) aumenta com o número de ciclos (Figura 16).

Metais puros deformados a frio e muitos aços submetidos a pequenas amplitudes de deformação, sofrem amolecimento cíclico sob controle de deformação e o intervalo de tensão ($\Delta\sigma$) diminui com o número de ciclos (Figura 17). Propriedades como a dureza, limite de escoamento e limite de resistência à tração diminuem.

Figura 16 : Endurecimento cíclico sob controle de deformação, MITCHELL (1978).

Figura 17 : Amolecimento cíclico sob controle de deformação, MITCHELL (1978).

Após vários reversos ($2 \times$ número de ciclos), o material em geral, chega a um estado estacionário, onde a variação da amplitude de tensão (σ_a) não é mais verificada (Figura 18). Essa condição é atingida entre 20 e 40% da vida total em fadiga.

Figura 18 : Estado estacionário obtido no controle de deformação cíclico, MITCHELL (1978).

A Figura 19 mostra um laço de histerese tensão-deformação estacionário o qual descreve as componentes elástica ($\Delta\epsilon_e$) e plástica ($\Delta\epsilon_p$) da deformação total ($\Delta\epsilon_t$), bem como a amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$).

Figura 19 : Laço de histerese tensão-deformação estacionário, MITCHELL (1978).

Para se construir uma curva tensão-deformação cíclica deve-se conectar as pontas dos laços de histerese estacionárias obtidas de diferentes corpos de prova ensaiados em diversas amplitudes de deformação (Figura 20). Assim, pode-se comparar as curvas $\sigma \times \epsilon$ cíclica e monotônica e avaliar o comportamento do material (Figura 21).

Figura 20 : Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978).

Segundo VAREDA & SPINELLI (1997), esse método tem a desvantagem de serem necessários vários corpos de prova para obter a curva. Outros métodos, como o método do passo incremental, permitem a obtenção da curva por meio de um único corpo de prova.

Figura 21 : Curvas $\sigma \times \epsilon$ cíclicas (C) comparadas às curvas $\sigma \times \epsilon$ monotônicas (M), MITCHELL (1978).

Alguns materiais podem ter comportamento misto, amolecendo e depois endurecendo dependendo da amplitude de deformação. Segundo LANDGRAF et al (1972), tal comportamento é comum em aços de alta resistência e baixa liga, aços baixo carbono e aços de baixa dureza.

Como na curva tensão-deformação monotônica, uma lei exponencial pode ser aplicada à curva tensão-deformação cíclica, relacionando a amplitude de tensão com a deformação plástica verdadeira :

$$\sigma_a = K'(\Delta\varepsilon_p/2)^{n'} \quad (\text{eq. 12})$$

onde σ_a é a amplitude de tensão verdadeira no estado estacionário (por convenção, 50% da vida em fadiga quando não se atinge um estado estacionário), $\Delta\varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica, K' é o coeficiente de resistência cíclica e n' é o expoente de encruamento cíclico.

O valor de n' varia entre 0,1 e 0,2 com valor médio em torno de 0,15. Em geral, metais com baixos valores de expoente de encruamento monotônico ($n < 0,15$) amolecem ciclicamente e para altos valores de expoente de encruamento monotônico ($n > 0,15$) endurecem ciclicamente.

MEYERS & CHAWLA (1982) se baseiam no limite de resistência (S_r) e na tensão de escoamento (S_e) para avaliar o comportamento cíclico dos metais :

Quando $S_r / S_e > 1,4 \rightarrow$ endurece ciclicamente.

Quando $S_r / S_e < 1,2 \rightarrow$ amolece ciclicamente.

Valores entre 1,2 e 1,4 podem resultar em comportamento estável ou o metal pode amolecer ou endurecer.

Em termos de teoria de discordâncias, a explicação qualitativa é a seguinte : em um material inicialmente recozido, a densidade de discordâncias é baixa e com a solitação alternada dentro do regime plástico, a densidade de discordâncias aumenta rapidamente contribuindo para o endurecimento, até o ponto onde se atinge uma configuração estável ; em materiais sob condição inicial encruada, a solitação alternada pode causar um rearranjo de discordâncias em uma configuração que oferece menor resistência à deformação plástica, com o consequente amolecimento.

3.4.3.2. Curva deformação-vida :

Segundo MITCHELL (1978), na década de 50, Coffin e Manson trabalhando independentemente em fadiga térmica, estabeleceram que os dados de deformação plástica-vida podem ser linearizados, assim como Basquin o fez para a curva tensão-vida. Dessa forma tem-se :

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 13})$$

onde $\Delta \varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica, $2N_f$ é o número de reversos para falhar, ε_f' é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

Os valores de ε_f' e c são propriedades do material, c varia entre -0,5 e -0,7 para muitos metais.

A deformação total apresenta 2 componentes : uma elástica e outra plástica. Assim podemos escrever :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad (\text{eq. 14})$$

Combinando-se as equações de Basquin (eq. 12) e Coffin-Manson (eq. 14) obtemos :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (\text{eq. 15})$$

onde E é o módulo de elasticidade do material. O primeiro termo da equação representa a componente elástica da deformação e o segundo termo, a componente plástica (Figura 22). Segundo MITCHELL (1976), quando defeitos internos governam a vida do material, como no caso de metais fundidos e soldas, esta relação não é diretamente aplicável e modificações apropriadas devem ser feitas levando em conta os defeitos internos.

Observa-se na curva o ponto $(2N_t)$ de intersecção entre as componentes elástica e plástica, que marca a transição entre a fadiga de baixo ciclo (componente plástica controlando o processo) e fadiga de alto ciclo (componente elástica controlando o processo). Geralmente esta transição ocorre entre 10^4 e 10^5 ciclos.

Figura 22 : Curva deformação-vida bilogarítmica, MITCHELL (1978).

3.4.3.3. Previsões de propriedades de fadiga axial a partir de propriedades monotônicas :

As propriedades de fadiga tais como as curvas tensão-vida (S-N) e deformação-vida (ϵ -N) são obtidas por ensaios que requerem tempo e esforço consideráveis e consequentemente alto custo.

Assim sendo, vários pesquisadores, nos últimos 35 anos, procuraram obter estimativas das propriedades de fadiga através dos dados de um simples ensaio de tração, o qual é mais fácil, rápido e econômico de ser executado.

MANSON (1965) propôs os 2 primeiros métodos conhecidos como "Correlação quatro pontos" e "Inclinação universal" para estimar curvas ϵ -N.

SOCIE et al (1977) apud ONG (1993a) desenvolveram outro método adequado para aços e conhecido como "Método de Socie et al" segundo ONG (1993a) ou "Método de Mitchell" segundo PARK & SONG (1995).

MURALIDHARAM & MANSON⁵ (1988) apud PARK & SONG (1994) propuseram o "Método da inclinação universal modificada".

⁵ MURALIDHARAN, U. ; MANSON, S. S. (1988). *Journal of Engineering Materials and Technology*, n°110, p.55 apud PARK, J.H. ; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *Int. J. Fat.*, v.17, n°5, p.365-373.

BÄUMEL & SEEGER⁶ (1990) apud PARK & SONG (1994) propuseram o método da lei do material uniforme.

Os métodos são descritos em detalhes a seguir:

1. Método da correlação quatro pontos:

Para a elaboração deste método, MANSOON (1965) estudou 29 tipos de materiais (aços, ligas de titânio, berílio, magnésio, alumínio, etc.), cobrindo variáveis, tais como: estrutura cristalina (CCC, CFC, HC), redução de área (1 a 94%), limite de resistência (110 a 2750 MPa), sensibilidade ao entalhe (baixa a alta), comportamento cíclico (amolecimento a endurecimento), energia de falha de empilhamento (baixa a alta), métodos de endurecimento (endurecimento por precipitação, trabalhos a quente e a frio), etc.

Neste método, as linhas elástica e plástica da curva deformação-vida (Figura 22) são obtidas por dois pontos em cada uma delas. Um ponto é localizado na reta elástica a 1/4 de ciclo com uma ordenada $(2,5\sigma_f)/E$, onde σ_f é tensão de fratura verdadeira do material obtida pela razão entre a carga real de fratura e a área da superfície de fratura. Outro ponto é obtido para 10^5 ciclos, com ordenada $(0,9S_r)/E$, onde S_r é o limite de resistência à tração convencional. Na reta plástica, um ponto é obtido para 10 ciclos com ordenada $1/4D^{3/4}$, onde $D = \ln(1-RA)^{-1}$, sendo RA a redução de área. O segundo ponto é obtido a 10^4 ciclos com a ordenada $[(0,0132-\Delta\varepsilon_e^@)/1,91]$, onde $\Delta\varepsilon_e^@$ é a deformação elástica a 10^4 ciclos (Figura 23). Esta fórmula é obtida da observação de que as deformações elástica e plástica a 10^4 ciclos são aproximadamente relacionadas entre si e a deformação total neste ponto é de aproximadamente 1% para todos os materiais, segundo MANSOON & HIRSCHBERG (1964). Para a aplicação deste método é necessário conhecer a tensão de fratura real do material (σ_f). Uma boa aproximação, segundo MANSOON (1965), é sugerida por J. O'BRIEN e envolve parâmetros mais fáceis de serem obtidos como o limite de resistência à tração (S_R) e a redução de área (RA) :

⁶ BÄUMEL, A. ; SEEGER, T. (1990). Materials Data for Cyclic Loading, *Supplement 1 Elsevier Science Publishers*, Amsterdam apud PARK, J.H. ; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *Int. J. Fat.*, v.17, n°5, p.365-373.

$$\sigma_f = S_R(1+D) = S_R[(1+\ln(1-RA))^{-1}] \quad (\text{eq. 16})$$

Figura 23: Método correlação quatro pontos, MANSON (1965).

ONG (1993a) reorganizou o método na forma da equação 15 :

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

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

onde S_r é o limite de resistência à tração convencional.

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

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

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

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

2. Método da inclinação universal :

Novamente MANSON (1965), estudando os 29 tipos de materiais, propôs um método alternativo considerando as inclinações das retas elástica e plástica iguais a -0,12 e -0,6, respectivamente, para todos os tipos de materiais. MANSON (1965)

ainda mostra que o intercepto da reta elástica com $N_f = 1$ é igual a $[\ln(1-RA)^{-1}]^{0,6}$ e o intercepto para a reta plástica em $N_f = 1$ é igual a $3,5S_r/E$, como mostra a Figura 24.

Assim, a deformação total ($\Delta\epsilon_t$) em função do número de ciclos (N_f) é dada por:

$$\Delta\epsilon_t = 3,5 \frac{S_R}{E} (N_f)^{-0,12} + D^{0,6} (N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 22})$$

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

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 1,9018 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,12} + 0,7579 D^{0,6} (2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 23})$$

Figura 24 : Método da inclinação universal , MANSON (1965).

3. Método proposto por SOCIE et al ou método de Mitchell :

Neste método, segundo SOCIE et al apud ONG (1993a), as propriedades de fadiga são calculadas a partir das propriedades monotônicas baseadas nas seguintes proposições (Figura 25):

O coeficiente de resistência à fadiga (σ_f') é igual à tensão de fratura real (σ_f) corrigida para a estricção. Entretanto, como a tensão de fratura real não é facilmente encontrada na literatura, uma aproximação é necessária, sendo sugerido para aços com dureza até HB500 :

$$\sigma_f' = \sigma_f = S_r + 345 \quad (S_r \text{ em MPa}) \quad (\text{eq. 24})$$

Para obter a inclinação elástica (b) um ponto é inicialmente plotado na reta elástica a 10^6 reversos com ordenada $0,5S_R/E$. O segundo ponto está localizado a 1 reverso com ordenada igual a σ_f ou $S_r + 345$ MPa.

O coeficiente de ductilidade à fadiga (ϵ_f') é igual à Dutilidade (D):

$$\epsilon_f' = D = \ln(1-RA)^{-1} \quad (\text{eq. 25})$$

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

Figura 25 : Método proposto por SOCIE et al.

Assim sendo, a equação deformação-vida pode ser escrita conforme a equação 27 :

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{S_R + 345}{E} (2N_f)^{\frac{1}{6} \log \left[\frac{2(S_R + 345)}{S_R} \right]} + D(2N_f)^{-0,6} \quad (\text{eq. 26})$$

4. Método da inclinação universal modificada :

MURALIDHARAN & MANSON (1988) apud BRENNAN (1994), usando propriedades monotônicas e de fadiga para 47 materiais (aços, ligas de titânio e de alumínio), obtiveram uma equação modificada para a inclinação universal dada por :

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 0,6227^{0,832} (2N_f)^{-0,09} + 0,0196D^{0,155} \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,53} (2N_f)^{-0,56} \quad (\text{eq. 27})$$

Neste método, as inclinações para as retas elástica e plástica são menores que no método original. O termo S_R/E também aparece na componente plástica da equação, indicando que o limite de resistência do material também tem uma grande influencia na região de baixo-ciclo. Por outro lado, o expoente da ductilidade (D) foi reduzido de 0,6 para 0,155, indicando uma menor importância que no método original.

5. Método de Bäuml & Seeger:

Neste método, duas diferentes expressões para deformação-vida são usadas para aços comuns e de baixa-liga e ligas de titânio e alumínio.

Para aços comuns e de baixa liga:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 1,50 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,59 \psi (2N_f)^{-0,58} \quad (\text{eq. 28})$$

onde: para $S_R/E < 0,003$, $\psi = 1$

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

Para ligas de alumínio e de titânio:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 1,67 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,095} + 0,35 (2N_f)^{-0,69} \quad (\text{eq. 29})$$

As inclinações de -0,087 e -0,58 das retas elástica e plástica para os aços são bastante próximas dos valores de -0,09 e -0,56 do método da inclinação universal modificada. Entretanto, a inclinação da reta plástica para as ligas de alumínio e titânio, -0,69, é bastante diferente.

6. Método da correlação quatro pontos modificado :

Este método foi proposto por ONG (1993b) para aperfeiçoar o método da correlação quatro pontos de Manson. Foram estudados 49 aços, com comportamentos cíclicos de endurecimento ou amolecimento, reduções de área de 10% a 80% e limites de resistência de 300 a 2500 MPa.

O método se baseia em quatro pontos, 2 para a região elástica e 2 para a plástica como mostra a Figura 26.

Destes pontos, obtemos as inclinações b e c dadas pelas equações 30 e 31 :

$$b = \frac{1}{6} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left(\frac{S_R (1+D)}{E} \right) \right\} \quad (\text{eq. 30})$$

$$c = \frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{\Delta \epsilon_e^*}{2}}{2,074} \right) - \log D \right] \quad (\text{eq. 31})$$

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

$$\frac{\Delta \epsilon_e^*}{2} = \frac{S_R (1+D)}{E} \left[10^{\frac{2}{3} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left[\frac{S_R (1+D)}{E} \right] \right\}} \right] \quad (\text{eq. 32})$$

O coeficiente de ductilidade à fadiga (ϵ_f') é aproximado pela ductilidade (D) e o coeficiente de resistência à fadiga (σ_f') é aproximado pela tensão de fratura real (σ_f) o qual por sua vez pode ser dado pela equação 16.

Figura 26 : Método correlação quatro pontos modificado, ONG (1993b).

Os seis métodos apresentados estão resumidos no quadro comparativo dado pela Tabela 3 que mostra os coeficientes da equação deformação-vida (eq. 15, p.29) estimados por cada um dos métodos.

Tabela 3 : Quadro comparativo dos coeficientes da equação deformação-vida estimados a partir de propriedades de tração.

	σ'_f/E	b	ϵ'_f	c
Quatro pontos	$0,5 \times 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,5 S_R (1+D)}{E} \right]}$	$\frac{\log \left[\frac{2,5(1+D)}{0,9} \right]}{\log [1/(4 \cdot 10^5)]}$	$0,5 \times 10^{c \log \frac{1}{20} + \log \left(\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}} \right)}$	$\frac{1}{3} \left[\log \left(\frac{0,0132 - \Delta \epsilon_e^*}{1,91} \right) - \log \left(\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}} \right) \right]$
Quatro pontos modificado	$\frac{S_R (1+D)}{E}$	$\frac{1}{6} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left(\frac{S_R (1+D)}{E} \right) \right\}$	D	$\frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{\Delta \epsilon_e^*}{2}}{2,074} \right) - \log D \right]$
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	$1,50 \frac{S_R}{E}$	$-0,087$	$0,59 \Psi$	$-0,58$

Onde :

$$D = \ln(1-RA)^{-1}$$

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

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

$\psi=1$ para $S_R/E < 0,003$

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

ONG (1993a) avaliou os métodos "Correlação quatro pontos", "Inclinação universal" e "Socie et al", para 49 aços e concluiu que os dois primeiros fornecem as melhores estimativas. Um novo método foi proposto por ONG (1993b), conhecido por "Correlação quatro pontos modificado".

Segundo BRENNAN (1994), o método da "Inclinação universal modificada" apesar de ser menos conservativo para a região de alto ciclo fornece uma melhor aproximação quando comparado aos métodos "Correlação quatro pontos modificada" e "Inclinação universal".

PARK & SONG (1995) estudaram todos os métodos disponíveis, usando curvas experimentais de deformação-vida para 116 aços, 16 ligas de alumínio e 6 ligas de titânio. Os autores concluíram que os métodos da "Inclinação universal modificada", de "Bäumel & Seeger" e da "Correlação quatro pontos modificada" forneceram os melhores resultados. Entre eles, o método da "Inclinação universal modificada" fornece os melhores resultados quando todos os materiais são analisados em conjunto. Quando os materiais são analisados individualmente, o método da "Inclinação universal modificada" é melhor adequado para os aços. Para as ligas de alumínio, o método de "Socie et al" (ou Mitchel) fornece os melhores resultados, enquanto que para as ligas de titânio, o método da "Correlação quatro pontos modificada" é melhor aplicado.

3.4.4. Efeito da tensão média na resistência à fadiga :

A maior parte dos dados de fadiga obtidos na literatura se referem a ensaios onde a tensão média é zero, ou seja, a razão de carga $R_\sigma = -1$. Entretanto, segundo SURESH (1991), na prática, o que se encontra é uma tensão alternada superposta a uma tensão estática.

A Figura 27 mostra uma maneira clássica de se representar os dados de fadiga para diferentes valores de tensão média. Observa-se que à medida que a tensão média aumenta, a amplitude de tensão permitida diminui.

Segundo DIETER (1981) os primeiros estudos relacionando o intervalo de tensões máximo e a tensão média foram realizados por Goodman através dos diagramas de Goodman (Figura 28). Observa-se que à medida que a tensão média se torna mais trativa, o intervalo de tensão permitido é diminuído, até se tornar zero quando o limite de resistência (σ_r) é atingido. Normalmente, o ensaio é interrompido quando se atinge o limite de escoamento (σ_e). Este tipo de gráfico mostra as regiões seguras para o material (dentro das linhas cheias).

Figura 27 : Influência da tensão média nas curvas S-N, DIETER (1981).

Figura 28 : Diagrama de Goodman, DIETER (1981).

O efeito da tensão média também pode ser incorporado na caracterização do comportamento deformação-vida. Assumindo que uma tensão média trativa reduz a resistência à fadiga (σ_f') tal como :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = (\sigma_f' - \sigma_o)(2N_f)^b \quad (\text{eq. 33})$$

a relação deformação-vida (eq. 15, p.29) pode ser reescrita como :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{(\sigma_f' - \sigma_o)}{E}(2N_f)^b + \varepsilon_f'(2N_f)^c \quad (\text{eq. 34})$$

Essa equação assume que somente a região elástica da curva deformação-vida é influenciada pela tensão média.

Segundo SURESH (1991) tanto materiais que endurecem ciclicamente, como os que amolecem ciclicamente sofrem relaxação da tensão média na região de baixo ciclo, pois, a grande deformação plástica erradica qualquer efeito (benéfico ou prejudicial) da tensão média (Figura 29).

Figura 29 : Modificação à curva deformação-vida devido a tensão média, MITCHELL (1978).

3.4.5. Efeito da superfície na resistência à fadiga :

A superfície livre de um componente é normalmente o local onde se inicia uma trinca por fadiga. A rugosidade, variações de propriedades, tensões residuais e corrosão na superfície dos metais afetam decisivamente a vida em fadiga.

3.4.5.1. Rugosidade da superfície :

Segundo DIETER (1981), diferenças no acabamento superficial devido aos diversos processos de usinagem afetam o desempenho em fadiga. Peças polidas apresentam desempenho melhor devido ao menor efeito de concentração de tensões provenientes de riscos superficiais.

3.4.5.2. Tensões residuais :

A introdução de tensões residuais compressivas na superfície do material é a maneira mais efetiva de se melhorar as propriedades de fadiga, uma vez que a tensão média é diminuída. Estas tensões podem ser geradas através de tratamentos térmicos, químicos ou mecânicos adequados.

O jateamento com granalhas provoca uma distribuição de tensões compressivas na superfície do metal devido a deformação plástica provocada pelas granalhas. Além disto, trabalho de DE LOS RIOS et al (1995) mostra que a deformação superficial dos grãos serve como barreira microestrutural à propagação de trincas curtas. Estes dois mecanismos, portanto, contribuem para o aumento de resistência à fadiga.

Os processos de cementação e nitretação também induzem à formação de tensões compressivas superficiais. Processos de usinagem e tratamentos térmicos inadequados podem gerar tensões residuais trativas na superfície resultando em um decréscimo da vida em fadiga.

Os efeitos benéficos de tensões residuais introduzidas por tratamentos superficiais perdem seu valor à medida que as tensões aplicadas aumentam (fadiga de baixo ciclo) porque uma grande amplitude de tensão facilmente relaxa as tensões residuais, especialmente em materiais mais dúteis, conforme SURESH (1991).

3.4.5.3. Corrosão :

Segundo DIETER (1981), processos corrosivos causam a ocorrência de "pites" na superfície do material, que atuam como entalhes, concentrando tensões e

consequentemente reduzindo a resistência à fadiga do material. Esta redução é muito superior quando os dois processos (corrosão e fadiga) operam simultaneamente, no processo chamado de fadiga-corrosão, pois o ataque químico acelera muito a taxa de propagação da trinca em fadiga.

Assim, a utilização de materiais que sofram menor dano pela corrosão superficial (aço inoxidável, por exemplo) e ou processos de proteção superficial (pintura, galvanização) geralmente diminuem os danos de fadiga-corrosão.

3.4.5.4. Variações nas propriedades superficiais :

Segundo DIETER (1981), normalmente, as propriedades de fadiga dos aços são melhoradas a partir da formação de superfícies mais duras e resistentes, oriundas de cementação e nitretação. Assim, a decarbonetação superficial de um aço tratado termicamente será prejudicial à vida em fadiga.

3.4.6. Aspectos macroscópicos de falha por fadiga :

De um modo geral, a superfície de uma fratura por fadiga apresenta duas regiões distintas. A primeira corresponde à região de propagação estável da trinca e apresenta um aspecto polido devido ao atrito entre as superfícies da trinca, à medida que o material é deformado em sentidos opostos, em cada ciclo de tensão. A segunda região corresponde à área de fratura final, quando não há ação de atrito e consequentemente apresenta um aspecto mais grosseiro e irregular (Figura 30).

Figura 30 : Aspecto da superfície de fratura por fadiga, REED-HILL (1982).

Segundo FUCHS & STEPHENS (1980), na região de propagação estável da trinca, observam-se também marcas concêntricas chamadas “marcas de praia” que são o resultado de paradas ou diminuição na taxa de crescimento da trinca devido a uma eventual queda momentânea da carga ou devido a uma sobrecarga que encrua localmente o material e que retarda o crescimento.

Em chapas finas sob fadiga, geralmente se encontra uma zona onde a superfície da trinca sofre rotação e se desvia da direção inicial de crescimento. Nos estágios iniciais, a superfície de falha é perpendicular à superfície da chapa, mas em um certo comprimento de trinca, a superfície gira aproximadamente 45°. Assim, há uma transição gradual do modo de tração para o modo de cisalhamento que vai se estendendo para o interior da chapa. Essas observações foram feitas por MAZHAR et al (1988) e BROEK & SCHIJVE^{7,8} apud MAZHAR et al (1988) em estudos de fadiga tipo tração-tração (pulsante) (Figura 31).

A transição ocorre como consequência da mudança do estado de tensão na ponta da trinca. Antes da transição, a condição de deformação plana existe e promove um modo de fratura de abertura (tração) ; após a transição há uma condição de tensão plana e o cisalhamento é promovido. O estado de deformação plana é favorecido quando a zona plástica é pequena (baixa tensão aplicada e/ou tamanho de trinca pequeno). Segundo LIU (1961) e IRWINE (1960) quando há o crescimento de trinca, o tamanho da zona plástica cresce e um estado de tensão plana surge favorecendo o cisalhamento.

⁷ BROEK, D.; SCHIJVE, J. (1963) The effect of sheet thickness on the fatigue crack propagation in 2024-T3 alclad sheet material. *Report NLR-TR M2129*. National Aero and Astronomical Research Institute, Amsterdam apud MAZHAR, A. A.; KHOKAR, E. A.; KHAN, A. H. (1988). Tension-tension fatigue crack propagation in high strength low alloy steel sheets. *Materials Science and Technology*, v.4, p.16-21, Jan.

⁸ BROEK, D.; SCHIJVE, J. (1963). The influence of mean stress on the propagation of fatigue cracks in aluminum alloy sheets. *Report NLR-TN M2111*. National Aero and Astronomical Research Institute, Amsterdam apud MAZHAR, A. A.; KHOKAR, E. A.; KHAN, A. H. (1982). Tension-tension fatigue crack propagation in high strength low alloy steel sheets. *Materials Science and Technology*, v.4, p.16-21, Jan.

Em chapas muito finas, o tamanho da zona plástica (mesmo para tamanhos de trinca pequenos) é grande comparado à sua espessura e pode ocorrer um modo misto de propagação ou somente cisalhamento.

Figura 31 : Propagação de trinca em chapas : (a) cisalhamento simples, (b) cisalhamento duplo, VAREDA & SPINELLI (1991).

3.4.7. Aspectos microscópicos de falha por fadiga :

Basicamente, o processo de fadiga pode ser dividido em 4 etapas :

1. Iniciação da trinca.
2. Crescimento da trinca em banda de deslizamento (Estágio I de crescimento).
3. Crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração (Estágio II de crescimento).
4. Ruptura final.

3.4.7.1. Iniciação da trinca :

A fase de iniciação inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados por fadiga, que podem ser removidos através de tratamentos térmicos e ou mecânicos adequados.

Segundo BROWN & OGIN (1985), em monocristais, esta fase inicial da vida em fadiga pode consumir um tempo considerável.

Geralmente, as trincas de fadiga têm início em superfícies livres, onde não há restrições à deformação do material; entretanto, pode haver formação de trincas no interior do material quando há interfaces envolvidas do tipo camada cementada-metal base ou inclusões-metal base. Estudo de DE LOS RIOS et al (1995) também mostra nucleações abaixo da superfície onde estão presentes altas tensões residuais superficiais induzidas por jateamento com granalhas.

Quando um material está sob carregamento (monotônico ou cíclico), escorregamentos ocorrem nos planos de mais alta tensão cisalhante, formando degraus na superfície do material. No caso de carregamento cíclico, a alternância do carregamento provoca o fenômeno da formação de intrusões e extrusões. Segundo FUCHS & STEPHENS (1980), intrusões de bandas de deslizamento formam excelentes concentradores de tensão que podem ser sítios de nucleação de trincas.

COTTREL & HULL⁹ apud DIETER (1981) propuseram um mecanismo para formação de intrusões e extrusões que depende da existência de dois sistemas de deslizamento cruzados que operam simultaneamente (Figura 32).

Outros mecanismos, como o proposto por WOOD¹⁰ apud DIETER (1981), de formação de extrusões e intrusões se baseiam em pequenos movimentos de deslizamento de vai-e-vem que podem originar entalhes ou ressaltos (Figura 33).

Figura 32 : Mecanismo de formação de extrusões e intrusões segundo Cottrell-Hull, DIETER (1981)

⁹COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). *Proceedings of Royal Society of London*, v.242A, p.211-217
apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Dois.

¹⁰WOOD, W. A. (1955). *Bull. Inst. Met.*, vol.3, p.5-6, Sep. apud DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia Mecânica*, 2 ed., Guanabara Dois.

Em materiais policristalinos (10^6 grãos/cm²) existem vários concentradores de tensões superficiais, tais como, contornos de grão, pontos triplos, marcas de usinagem, inclusões e entalhes, os quais, individualmente ou em conjunto podem funcionar como iniciadores de uma trinca, e desta forma, segundo MILLER (1985), a fase de iniciação é muito curta ou até mesmo inexistente. Tal trinca irá se propagar até que seja desacelerada por uma barreira microestrutural tal como contornos de grão, zonas perlíticas, inclusões, que não podem acomodar o crescimento da trinca na direção original.

Assim, o limite de de fadiga de um metal está ligado à incapacidade de uma trinca de se propagar ou, em termos matemáticos, a taxa de crescimento, da/dN , é zero, onde a é o comprimento de trinca e N é o número de ciclos.

Figura 33 : (a) Deformação estática, (b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, FUCHS & STEPHENS (1980).

3.4.7.2. Propagação de trinca :

As trincas de fadiga, uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de alta tensão cisalhante (45°) (Estágio I de propagação). Quando a intensidade de tensão cresce devido ao crescimento da trinca e/ou aumento da tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do primário próximos à ponta da trinca iniciando o estágio II de propagação (Figura 34).

Enquanto o estágio I de propagação está orientado de 45° em relação à aplicação de carga, a propagação no estágio II se dá perpendicularmente à direção de carregamento. O mecanismo mais aceito para a propagação neste estágio foi proposto

por LAIRD (1966) e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos da ponta da trinca (Figura 35). Esse mecanismo explica o fenômeno de formação de estrias na superfície de fratura.

Figura 34 : Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980).

Figura 35: Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II. a) Carga zero, b) baixa carga trativa, c) máxima carga trativa no ciclo, d) fechamento, e) máxima carga compressiva no ciclo, f) pequena carga trativa no ciclo subsequente, LAIRD (1978).

A Mecânica de Fratura Elástica Linear (MFEL) permite a obtenção do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, baseada na variação do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca (ΔK) :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (\text{eq. 35})$$

onde Y é um fator geométrico, $\Delta \sigma$ é a variação da tensão nominal e a é o tamanho da trinca.

Assim, obtém-se a expressão conhecida como Lei de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (\text{eq. 36})$$

onde C é uma constante, m é uma constante que depende do material e do nível de tensão, podendo variar de 1 a 6. A Figura 36 mostra um gráfico de taxa de crescimento (da/dN) em função de ΔK .

Figura 36 : Crescimento de trinca longa sob condições da MFEL, DIETER (1981).

A lei de Paris pode descrever adequadamente a região II, onde há uma linearidade na taxa de crescimento da trinca. A região III é relativa ao crescimento instável da trinca pouco antes do corpo se romper.

Na região I, de acordo com a MFEL não há crescimento da trinca abaixo do fator limite (ΔK_{th}); entretanto muitos pesquisadores, como DE LOS RIOS et al (1984) e LANKFORD (1982) têm mostrado que trincas muito curtas crescem a taxas

maiores que as previstas pela MFEL e depois se desaceleram à medida que se aproximam de uma barreira microestrutural. Ultrapassada a barreira, as trincas se aceleram novamente até encontrar uma nova barreira, estabelecendo assim um padrão intermitente de crescimento. Segundo DE LOS RIOS & MILLER (1986), isto mostra as limitações da MFEL para explicar o crescimento de trincas curtas no estágio I. A MFEL só pode ser usada nos casos de baixas tensões aplicadas, onde há uma negligenciável zona plástica (R_p) na frente da trinca.

No caso de trincas curtas, as tensões envolvidas são altas e a zona plástica tem tamanho significativo em comparação ao tamanho da trinca. Assim, os princípios da Mecânica de Fratura Microestrutural (MFM) e da Mecânica de Fratura Elasto Plástica (MFEP) são mais adequados para descrever as trincas curtas, uma vez que estes mecanismos são capazes de avaliar a influência dos parâmetros microestruturais na nucleação e propagação da trinca.

A Figura 37 mostra as regiões de aplicação da MFEL, MFEP e MFM e suas respectivas regiões de contorno para crescimento de trinca igual a zero (Limite de fadiga). As regiões A, B e C exemplificam barreiras microestruturais.

Figura 37 : Diagrama de aplicação dos conceitos de MFM, MFEP e MFEL, MILLER (1993).

De acordo com a MFM, o crescimento de trinca pode ser descrito por :

$$\frac{da}{dN} = B \Delta\gamma^n (d-a) \quad (\text{eq. 37})$$

onde B e n são constantes do material, $\Delta\gamma$ é a variação da tensão de cisalhamento e d é a maior distância que uma trinca pode percorrer até encontrar uma barreira microestrutural. Ao se reduzir o valor de d (no refino de grão, por exemplo) aumenta-se o limite de fadiga do material.

A Figura 38 mostra esquematicamente algumas das diferenças fundamentais entre a MFEL, MFEP e MFM, as quais descrevem 3 tipos diferentes de trinca : trincas longas, trincas fisicamente curtas e trincas microestruturalmente curtas, respectivamente.

<p>QUANDO $a = 10\text{mm}$</p> <p>$a > 100$ GRÃOS</p>	<p><u>TRINCA LONGA</u></p> <p>BAIXA TENSÃO MFLE - MODO I ESTÁGIO II TRAÇÃO RAZÃO a/R_p alta ($>>1$)</p>
<p>QUANDO $a = 0,1\text{mm}$</p> <p>$a < 10$ GRÃOS</p>	<p><u>TRINCA FISICAMENTE CURTA</u></p> <p>ALTAS TENSÕES MFEP-MODOS I, II, III ESTÁGIO II RAZÃO a/R_p INTERMEDIÁRIA</p>
<p>QUANDO $a = 2\mu\text{m}$</p> <p>$a < 1$ GRÃO</p>	<p><u>TRINCA MICROESTRUTURAL CURTA</u></p> <p>ALTAS TENSÕES MFM - MODOS II, III ESTÁGIO I CISALHAMENTO RAZÃO a/R_p BAIXA (<1) TRINCA DIFÍCIL DE OBSERVAR</p>

Figura 38 : Diferenças básicas entre as mecânicas de fratura, MILLER (1993).

Vale a pena lembrar que os modos I, II e III mencionados na Figura 38 se referem à maneira como a trinca se propaga no material, como pode se observar na Figura 39.

Figura 39 : Modos de abertura de trinca, MEYERS & CHAWLA (1982).

Assim sendo, o estágio I de propagação é extremamente dependente da microestrutura. A trinca é desacelerada à medida que se aproxima da barreira microestrutural dominante. À medida que a trinca avança, ela continua a ser desacelerada ao se aproximar de novas barreiras, mas em menor grau, até o ponto em que ela se torna insensível a novas barreiras microestruturais, atingindo o estágio II de propagação.

Segundo MILLER (1993) um material que possua grãos grandes e numerosos sistemas de escorregamento oferecerá poucos obstáculos ao crescimento inicial da trinca e o estágio II se desenvolverá rapidamente e a criação do limite de fadiga será muito difícil (Figura 40).

Figura 40 : Transição do estágio I para estágio II de propagação, MILLER (1993).

3.4.8. Fadiga em aços IF :

A maior parte das informações sobre aços livres de intersticiais se referem ao processo de fabricação, metalurgia física e influência dos processos de conformação na microestrutura, como já citado em seções anteriores. As informações sobre fadiga são escassas e poucos trabalhos foram publicados.

Um desses trabalhos foi desenvolvido por Putatunda et al (1993) onde foi analisado o comportamento do crescimento de trinca por fadiga em aços IF de alta resistência. Nesse trabalho foram analisados 3 tipos de aços cujas composições e propriedades mecânicas estão respectivamente nas Tabelas 4 e 5.

Tabela 4 : Composição química dos aços IF (% em peso), Putatunda et al (1993).

Elemento	Aço A (Ti)	Aço B (Ti+Nb+Mn)	Aço C (Ti+Mn)
C	0,004	0,006	0,006
Mn	0,200	1,600	1,520
Si	0,034	0,110	0,170
S	0,015	0,011	0,007
P	0,018	0,048	0,050
Ti	0,065	0,115	0,102
Nb	-	0,023	-
Al	0,030	0,1049	0,049
N	0,004	0,0037	0,003
B	-	0,004	-

Tabela 5 : Propriedades mecânicas dos aços IF, Putatunda et al (1993).

Material	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ (%)	Dureza Rockwell B	n	r
Aço A	134	303	47,8	48,5	0,235	1,90
Aço B	196	406	42,6	56,2	0,202	1,31
Aço C	196	410	41,6	58,0	0,210	1,26

Os ensaios de fadiga foram realizados em corpos de prova do tipo compacto (CT) com espessura variando de 3,25mm a 1,6mm e testados com razões de tensão (R_σ) variando de 0,1 a 0,5.

As principais conclusões foram :

1. Existe uma relação linear entre as constantes de Paris C e m .
2. A taxa de crescimento de trinca aumenta com R , ao passo que o tempo de iniciação diminui.
3. Presença de fratura intergranular. A presença de boro no aço B aumenta a resistência à fratura intergranular, reduzindo a taxa de crescimento de trinca comparado ao aço C.
4. O expoente m é independente da razão de carga para os aços A e B. Para o aço C, houve uma queda com o aumento da razão de carga.
5. A constante de Paris C aumentou com o aumento da razão de carga.

3.4.9. Propriedades de fadiga de chapas finas para estampagem a frio:

A literatura em torno dos processos de conformação e aspectos metalúrgicos de chapas finas de aço é bastante vasta. Entretanto, os dados sobre fadiga são escassos e não são suficientes para uma perfeita caracterização do processo, devido às dificuldades inerentes ao ensaio, como será analisado posteriormente.

De um modo geral, o limite de fadiga em chapas finas cresce em função das propriedades de tração. Entretanto, não está bem claro se é o limite de resistência à tração ou o limite de escoamento ou mesmo a razão entre os dois que controla a resistência à fadiga. Essa questão se acentuou com a introdução no mercado dos aços bifásicos que possuem baixo limite de escoamento (para facilitar a conformação) e alto limite de resistência à tração.

IWASAKI (1982), estudando aços bifásicos, relacionou o limite de fadiga ao limite de resistência à tração para valores de S_r abaixo de 700 MPa.

Para NAGAE et al (1982), o limite de fadiga aumenta com a razão de escoamento (razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração) em chapas de alta resistência ensaiadas sob flexão alternada ($R_\sigma = -1$).

SHINOZAKI et al (1983), trabalhando com chapas de alta resistência, relacionou o limite de fadiga ao limite de resistência à tração em ensaios de fadiga sob tensão ($R=0$).

Ensaio efetuados por SPERLE (1985) em corpos de prova não-entalhados de aços bifásicos de alta resistência mostram uma relação direta entre o limite de fadiga e o limite de escoamento monotônico. Nos corpos de prova entalhados, devido ao endurecimento ou amolecimento cíclicos, o limite de fadiga está relacionado à razão de escoamento (σ_e/σ_r) e ao limite de escoamento.

VAREDA & SPINELLI (1991) estudando três tipos de chapas de aço para estampagem a frio (comum, especial e refosforado) com espessuras variando de 0,68mm a 1,15mm e ensaiadas sob controle de carga com razão de carga $R_\sigma=0$, mostraram que existe uma relação entre o limite de fadiga e o limite de resistência à tração do material.

Além das propriedades monotônicas, os efeitos de pré-deformação e envelhecimento (bake hardening) também foram analisados por diversos pesquisadores. Trabalho a frio e envelhecimento a temperaturas moderadas (para simular o período de secagem da pintura) aumentam a resistência à fadiga para razão de carga $R_\sigma = 0$, segundo estudos de NAGAE et al (1982), SHINOZAKI et al (1983) e SPERLE (1985).

Entretanto, trabalho de FREDRIKSSON et al (1988) em aços de alta resistência ensaiados sob controle de deformação ($R_\epsilon = -1$) e submetidos a diferentes pré-deformações (2 a 5%) e envelhecimentos mostra que a vida em fadiga não é muito influenciada por estes parâmetros, apesar dos efeitos de envelhecimento e pré-deformações serem evidentes nas propriedades monotônicas. Estas conclusões também foram obtidas por NAGAE et al (1982) e SHINOZAKI et al (1983) em ensaios sob razão de deformação $R_\epsilon = -1$. A explicação dada é que o aumento do limite de escoamento é anulado pelo amolecimento cíclico, pois o material pré-deformado tem amolecimento cíclico mais pronunciado que o não deformado. Portanto, parece evidente que os resultados são sensíveis ao tipo de ensaio ($R = 0$ ou $R = -1$) pelo menos para pré-deformações menores que 5%.

Para pré-deformações acima de 15%, os benefícios obtidos para a resistência à fadiga são evidentes como relatado por BERGENGREN et al (1995) e por GUSTAVSSON & MELANDER (1995) em ensaios de $R_\epsilon = -1$.

Acredita-se, portanto, que a estrutura de discordâncias criada por uma pequena pré-deformação (< 5%) não é estável o suficiente para suportar a ação da deformação cíclica, sendo desfeita e assim, pouco efeito resta devido aos pré-tratamentos. Entretanto, após pré-deformações maiores a estrutura de discordâncias é mais estável e pode suportar melhor a deformação cíclica, segundo GUSTAVSSON & MELANDER (1995).

O aumento de resistência à fadiga devido a severas pré-deformações (acima de 15%) pode ser anulado pela redução de espessura do material. GUSTAVSSON (1996), estudando 2 aços inoxidáveis austeníticos (AISI 301 e 304) e 2 aços baixo carbono de alta resistência (DP-400 e IF-HS180) submetidos a pré-deformações de 5

a 30% e ensaiados sob controle de deformação ($R_e = -1$) chegou às seguintes conclusões :

1. Para o caso de fadiga totalmente reversa, o incremento da resistência à fadiga devido ao encruamento compensa a perda de resistência devido à redução da espessura da chapa, independentemente do limite de resistência ou grau de pré-deformação.
2. Valores de pré-deformação abaixo de 5% são incapazes de aumentar a resistência à fadiga.
3. Parece haver um nível ótimo de pré-deformação que resulta num máximo de resistência à fadiga. Este nível ótimo ocorre para uma redução de espessura de 6% para materiais pré-deformados uniaxialmente, independentemente do tipo de carregamento (flexão ou tração-compressão).
4. Deformação equibiaxial é inferior à deformação uniaxial devido à maior redução de espessura. Para carregamento sob flexão, há um decréscimo no limite de fadiga.

KURITA et al (1996), estudando os efeitos dos mecanismos de endurecimento nas propriedades de fadiga em chapas de aço bifásico (ferrita + perlita) laminadas a quente, concluíram que o aumento do limite de fadiga em relação ao aumento do limite de resistência é fortemente dependente do tipo de mecanismo de endurecimento. Mecanismos de solução sólida e de precipitação apresentam um efeito no limite de fadiga mais pronunciado do que os mecanismos de transformação bainítica, refino de grão, aumento da densidade de discordâncias e aumento de fração de perlita. A explicação de tal fato é que os mecanismos de precipitação e de solução sólida contribuem para o aumento da resistência da matriz ferrítica contra o movimento cíclico de discordâncias e portanto para o aumento do limite de fadiga, uma vez que a iniciação de trincas se dá preferencialmente na fase mais mole (ferrita).

Portanto, torna-se evidente que as propriedades de fadiga não podem ser correlacionadas somente às propriedades mecânicas como limite de escoamento, limite de resistência e dureza, mas também à composição química e microestrutura, que são parâmetros importantíssimos.

3.4.10. Problemas relacionados ao ensaio de fadiga em chapas finas :

A determinação das propriedades de fadiga em chapas torna-se mais difícil à medida em que se reduz a sua espessura, pois a tendência para ocorrência de flambagem durante o ensaio é muito grande, problema este relatado por autores como FREDRIKSSON et al (1988) que relatam uma perda de 25% dos corpos de prova devido à flambagem.

Segundo BISWAS et al (1994), chapas finas são submetidas à fadiga somente sob carregamento plástico e na prática, estas condições de carregamento são atingidas em regiões específicas de componentes como resultado de concentradores de tensões locais, embora a condição de carregamento externo se mantenha abaixo do limite de escoamento e do limite de resistência à flambagem.

Assim, para se determinar propriedades de fadiga em chapas finas é necessário que os corpos de prova não-entalhados sejam submetidos a carregamentos elasto-plásticos em toda a sua extensão.

É fácil verificar que a realização de ensaios de fadiga sob controle de carga é extremamente problemática, como pode ser visto na Figura 41. Os principais problemas são o contínuo alongamento do corpo de prova e o crescente encruamento do material. Para se conseguir um nível adequado de deformação plástica é necessário uma alta carga cíclica para compensar o crescente encruamento do material, o que geralmente provoca o aparecimento de deformação por flexão durante a fase de compressão e que pode causar a flambagem. Se os corpos de prova são ensaiados somente sob carga pulsante ($R_\sigma = 0$), um nível de tensão ainda maior seria necessário e o alongamento cresceria tanto, que o material acabaria falhando pela formação de estrição.

Estas dificuldades podem ser contornadas pela utilização do controle de deformação, obtendo-se resultados muito mais significativos e que atendem a demanda de usuários de chapas finas para a verificação do comportamento tensão-deformação localizado para projetos contra a fadiga.

Figura 41 : Problemas no ensaio de fadiga em chapas finas sob controle de carga, BISWAS et al (1993).

Para se evitar as indesejáveis deformações por flexão que podem aparecer nos ensaios de deformação alternada, Biswas et al (1993) consideram essencial uma geometria adequada de corpo de prova com alta resistência à flambagem e além disto, um sistema de garras de grande precisão para assegurar um alinhamento rígido e axial para os corpos de prova. Além disto, a utilização de um sistema de alinhamento possibilita a minimização dos problemas de flambagem e obtenção de resultados significativos da vida em fadiga de chapas finas.

A norma ASTM E606 (1992) que trata da metodologia de ensaio de fadiga sob controle de deformação é limitada a corpos de prova com espessuras mínimas de 2,5mm. Portanto, métodos confiáveis devem ser desenvolvidos para se obter dados de fadiga sob controle de deformação para materiais com espessuras em torno de 1mm. Trabalhos como os de MILLER (1985), MILLER & REEMSNYDER (1983a) e MILLER & REEMSNYDER (1983b) já foram realizados nesse sentido e servirão como base para uma futura expansão da norma ASTM E606 (1992).

3.5. Textura de chapas :

A textura denota uma orientação cristalográfica preferencial nos grãos constituintes de um material policristalino, resultado de trabalhos mecânicos como laminação, forjamento, trefilação e outros. Em uma chapa laminada, uma textura ideal consiste de um plano específico (hkl) paralelo ao plano da chapa e uma direção $\langle uvw \rangle$ paralela à direção de laminação que resultem na otimização da conformabilidade. Segundo CAHN (1992) tal textura ideal é simplesmente denotada por “(hkl) $\langle uvw \rangle$ ”.

De acordo com HUMPHREYS (1992), a maneira mais tradicional de se estudar a textura de um material é através da figura de pólo obtida através de técnicas de difração de raio-x. Para uma chapa laminada, esta figura é essencialmente uma projeção estereográfica no plano de laminação da chapa no qual as orientações de todos os grãos do material, de um tipo particular de pólo cristalográfico, são plotadas. Densidades polares são normalmente representadas por linhas de contorno (curvas de níveis) de igual densidade polar. Exemplificando, a Figura 42 apresenta a figura de pólo de planos $\{111\}$ para o cobre deformado e recozido.

Figura 42 : Figura de pólo $\{111\}$ para o cobre : a) laminado a frio (90%) ; b) Completamente recozido, RIDHA & HUTCHINSON (1982).

Em aços IF, segundo ABE (1992), as principais texturas de recozimento são $\{554\}\langle 225 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$. A nucleação preferencial $\{111\}$ de grãos recristalizados nos contornos de grão da ferrita deformada a frio contribui para a textura de recozimento nos aços IF. Além disto, efeito de precipitados tais como TiC, TiN e NbCN são também importantes durante a formação da textura.

Um adequado controle dessa textura cristalográfica propicia uma boa estampabilidade às chapas devido a uma orientação adequada dos sistemas de deslizamento de maneira que a resistência na direção da espessura seja maior do que no plano da chapa.

Segundo ABE (1992), no caso de cristais de estrutura CCC, os sistemas de deslizamento são compostos por 4 direções $\langle 111 \rangle$ e por 12 planos divididos entre $\{011\}$, $\{112\}$ e $\{123\}$, resultando em 48 sistemas de deslizamento. Dependendo da orientação destes sistemas de deslizamento, será necessária uma maior ou menor carga (P) aplicada ao eixo de tração para resultar em uma tensão cisalhante resultante crítica capaz de mover as discordâncias nos planos de deslizamento, segundo as direções de deslizamento.

Segundo DIETER (1981), a tensão cisalhante resultante crítica, τ é dada por :

$$\tau = \frac{P}{A} \cos \lambda \cos \phi \quad (\text{eq. 38})$$

onde, A é a área da seção perpendicular ao eixo de tração, λ é o ângulo entre o eixo de tração e a direção de deslizamento, e ϕ é o ângulo entre o eixo de tração e a direção normal ao plano de deslizamento. A Figura 43 mostra um esquema para o cálculo da tensão cisalhante resultante crítica.

Na equação, o termo $\cos \phi \cos \lambda$ é chamado de fator de Schmid, o qual pode ser obtido através dos índices do eixo de tração, $[x \ y \ z]$, do vetor normal ao plano de deslizamento, $(l \ m \ n)$ e da direção de deslizamento, $[p \ q \ r]$, segundo as equações :

$$\cos \phi = \frac{lx + my + nz}{\left\{ l^2 + m^2 + n^2 \right\}^{1/2} \left\{ x^2 + y^2 + z^2 \right\}^{1/2}} \quad (\text{eq. 39})$$

$$\cos \lambda = \frac{px + qy + rz}{\left\{ p^2 + q^2 + r^2 \right\}^{1/2} \left\{ x^2 + y^2 + z^2 \right\}^{1/2}} \quad (\text{eq. 40})$$

Um ou mais sistemas de deslizamento com o maior fator de Schmid operam durante a deformação plástica. O valor máximo deste fator (0,5) ocorre para $\lambda = \phi = 45^\circ$.

Figura 43: Esquema para o cálculo da tensão cisalhante resultante crítica, DIETER (1981).

3.5.1. Medida de anisotropia :

A fim de se quantificar a resistência à deformação através da espessura de uma chapa, usa-se o fator r , chamado de *fator de anisotropia normal* ou *razão de deformação plástica*. O fator r é dado pela razão entre a deformações plásticas verdadeiras na largura e na espessura, obtidas através de um ensaio de tração convencional, mas interrompido antes que haja início da formação de estrição. Um alto valor de r significa uma alta resistência da chapa a se deformar na direção da espessura e portanto uma boa estampabilidade. Segundo DIETER (1981), r é dado por :

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln(1 + e_w)}{\ln(1 + e_t)} = \frac{\ln(w/w_o)}{\ln(t/t_o)} \quad (\text{eq. 41})$$

Onde ε_w e ε_t são, respectivamente, as deformações verdadeiras na largura e na espessura e e_w e e_t são as deformações convencionais na largura e espessura

respectivamente. Além disto, w e w_o são as larguras final e inicial e t e t_o são as espessuras final e inicial, respectivamente, da seção reta do corpo de prova.

Uma vez que em chapas finas as medidas de espessura tornam-se dificultadas, a equação de r pode ser reescrita em termos de largura e comprimento, usando constância de volume :

$$\varepsilon_t = -(\varepsilon_w + \varepsilon_l) \quad (\text{eq. 42})$$

onde ε_l é a deformação verdadeira no comprimento.

Portanto :

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_w}{-(\varepsilon_l + \varepsilon_w)} = \frac{\ln(w/w_o)}{\ln(l_o \cdot w_o / l \cdot w)} \quad (\text{eq. 43})$$

Onde l e l_o são os comprimentos final e inicial da seção reta do corpo de prova.

O valor de r geralmente varia com a direção no plano da chapa, relativo à direção de laminação e portanto, um valor médio, r_m é usado para a anisotropia normal:

$$r_m = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (\text{eq. 44})$$

onde r_0 , r_{45} e r_{90} são, respectivamente, os valores de anisotropia normal nas direções longitudinal, a 45° e transversal em relação à direção de laminação da chapa.

Segundo METALS handbook (1985), os aços IF apresentam os mais altos valores de r_m (1,8 a 2,5) dentre os aços, indicando um material com excelentes características de conformabilidade.

A medida de anisotropia no plano da chapa é chamada de anisotropia planar. Essa anisotropia mede as variações de propriedades mecânicas no plano da chapa conforme a direção na qual são retirados os corpos de prova (0°, 45°, 90°). Segundo DIETER (1981), a anisotropia planar (Δr) é responsável pelo fenômeno da formação de “orelhas” nas peças estampadas. Segundo METALS handbook (1985), a combinação de um alto valor de r_m e um baixo valor de Δr propicia a otimização da estampagem. A medida de Δr é dada por:

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (\text{eq. 45})$$

3.6. Resistência à flambagem em chapas finas :

Quando um corpo de prova flamba, os dados de carga aplicada não refletem a realidade. Uma placa fina exibe uma alta tendência à flambagem devido a sua geometria desfavorável. Além disto, segundo Biswas et al (1993), se o material possui tensões internas adicionais decorrentes de seu processamento, esta tendência é ainda maior.

O limite elástico de resistência à flambagem (σ_F) de uma placa é uma função de sua geometria. Segundo SHANLEY (1957), este limite é dado por :

$$\sigma_F = \frac{E\pi^2}{12} \left(\frac{t}{\beta L} \right)^2 \quad (\text{eq. 46})$$

Onde E é o módulo de elasticidade, t é a espessura, L é o comprimento livre de flambagem e β é um coeficiente relacionado aos vínculos do corpo (Figura 44).

Esta equação mostra claramente que um decréscimo na espessura de uma chapa reduz a resistência à flambagem. Uma vez fixada a espessura (t) de um corpo de prova, um aumento nesta resistência somente pode ser obtido mediante uma redução no comprimento de flambagem (L).

Não podemos nos esquecer que o alinhamento do sistema de ensaio é de essencial importância para a validade desta relação.

Figura 44: Valores do coeficiente β conforme o tipo de vínculo associado.

A relação de Euler somente é válida para deformações dentro do regime elástico do material. Segundo SHANLEY (1957), acima do limite de escoamento do material, uma nova relação deve ser utilizada :

$$\sigma_F = \frac{E_t \pi^2}{12} \left(\frac{t}{\beta L} \right)^2 \quad (\text{eq. 47})$$

Onde E_t é o módulo tangente à curva tensão-deformação.

A equação 47 se reduz à equação de Euler se E_t é substituído por E . Note-se que E_t diminui à medida que a tensão cresce numa curva tensão-deformação. Um material com resposta puramente plástica sempre flambará se submetido a uma tensão superior ao limite de escoamento do material porque E_t tende a zero.

Assim sendo, um material como o aço IF, que possui uma baixa taxa de encruamento, possui uma baixa resistência à flambagem quando submetido a tensões compressivas acima do limite de escoamento.

4. Materiais e métodos :

4.1. Material :

O material em estudo foi fornecido pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) e consiste de um aço livre de intersticiais com adição de titânio.

A chapa tem espessura nominal de aproximadamente 1mm, com redução a frio em torno de 80% e submetida a tratamento térmico de recozimento; sua composição química está apresentada na Tabela 6 :

Tabela 6 : Composição química do aço IF (% em peso).

C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti
0,0059	0,144	0,016	0,0091	0,007	0,044	0,0061	0,076

4.2. Análise metalográfica :

Amostras do material foram embutidas em resina polimérica e polidas com acabamento final em alumina 0,05 μm , de acordo com a norma ASTM E3-95 (1995). Segundo recomendação do Metals Handbook (1980), o ataque químico foi feito com Nital 2%, o qual melhor revela os contornos de grãos ferríticos. As microestruturas foram observadas nas direções longitudinal, transversal e de topo e fotografadas utilizando um microscópio óptico Leica modelo Leitz DMRX.

4.3. Dureza :

Foram realizadas 5 medições de dureza Vickers no plano de laminação do material, utilizando uma carga de 2,5kgf. Os ensaios seguiram recomendação da norma ASTM E92-82 (1992).

4.4. Ensaio de tração :

A geometria dos corpos de prova (conforme norma ASTM E8 (1996)) ensaiados sob tração é dada pela Figura 45. Os corpos de prova foram retirados em 3 direções diferentes, tendo como referência a direção de laminação: longitudinal, 45° e transversal.

Para a determinação das medidas de anisotropia foram ensaiados 2 corpos de prova de cada direção até uma deformação total de cerca de 20%, segundo recomendação da norma ASTM E517 (1993).

Para a determinação do expoente de encruamento (n) e das demais propriedades de tração foram ensaiados 2 corpos de prova de cada direção, seguindo as recomendações das normas ASTM E646 (1993) e ASTM E8 (1996). Para a obtenção das medidas de alongamento foi utilizado um extensômetro MTS G-51-11M (10% de deformação máxima). Os ensaios foram executados à temperatura ambiente, numa máquina Instron eletromecânica de 100 kN de capacidade, com velocidade de travessão de 0,5 cm/min.

Figura 45: Corpo de prova de tração (medidas em mm).

4.5. Ensaio de fadiga:

Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação ($R_\epsilon = -1$) em uma máquina servo-hidráulica MTS de 250kN de capacidade.

Uma análise de pesquisas anteriores levou ao projeto de um corpo de prova cuja geometria tende a minimizar os problemas de flambagem decorrentes do ensaio de fadiga sob razão de deformação negativa. O esquema do corpo de prova proposto

é apresentado na Figura 46. Os corpos de prova foram cortados com jato de água a fim de minimizar rebarbas laterais. Foram retirados corpos de prova em 2 direções diferentes (referentes à direção de laminação): 0° (longitudinal) e 90° (transversal). As laterais dos corpos de prova foram posteriormente polidas.

Figura 46: Corpo de prova de fadiga (medidas em mm).

O dispositivo de alinhamento MTS 609, segundo Catálogo MTS (1997), tem como principal característica a capacidade de efetuar ajustes de alinhamento quando a célula de carga já está pré-carregada. Isto elimina diferenças no alinhamento efetuado antes da pré-carga economizando tempo, mão-de-obra e minimiza a perda de corpos de prova devido ao surgimento de momentos fletores indesejáveis. Um esquema da sua acoplagem à máquina de ensaios é mostrado na Figura 47.

Figura 47: Acoplamento do sistema de alinhamento à máquina de ensaio, Catálogo MTS (1997).

O sistema opera por meio de ajustes concêntricos e angulares (Figura 48) que corrigem as distorções de alinhamento no corpo de prova. O alinhamento foi feito com o auxílio de um relógio comparador Mitutoyo 7011S fixado à parte externa das garras.

Figura 48 : Desalinhamentos da célula de carga : (a) concêntrico e (b) angular Catálogo MTS (1997).

A Figura 49 mostra detalhes do corpo de prova fixado à garra. Para o controle de deformação foi utilizado um programa computacional desenvolvido pela MTS, utilizando-se um extensômetro MTS632-26 com comprimento inicial entre as facas de 8 mm. Para a fixação do extensômetro no corpo de prova foram utilizadas molas e dois suportes semi-cilíndricos acoplados à face oposta do corpo de prova. O comprimento livre de flambagem entre as garras foi fixado em 20 mm.

Figura 49 : Detalhe do corpo de prova acoplado às garras.

Os dados relativos aos ensaios de fadiga de baixo ciclo foram armazenados em um microcomputador e posteriormente processados em programas gráficos específicos.

Uma queda de 50% na carga em relação ao ciclo de referência (ciclo 50) foi adotada como critério de falha.

As amplitudes de deformação aplicadas foram de 0,15% a 0,40%, a fim de se obter vidas preferencialmente entre 10^4 e 10^6 ciclos.

O tipo de onda usada foi a senoidal (a qual minimiza os problemas de flambagem), com frequências variando de 0,2Hz a 5Hz.

Para todos os cálculos efetuados, adotou-se o valor de 200GPa para o módulo de elasticidade.

4.6. Análise fratógrafa :

Os aspectos morfológicos da superfície de fratura dos corpos de prova foram examinados utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura. Foi observada a região do estágio II de propagação utilizando-se um microscópio eletrônico ZEISS modelo DSM960.

4.7. Análise de textura :

A textura do material foi obtida através de figuras de pólo geradas por difração de raios-x, utilizando-se um difratômetro modelo Siemens D5000.

5. Resultados e discussão :

5.1. Análise metalográfica :

O ataque com Nital 2% foi capaz de revelar com clareza os contornos de grão ferríticos para as seções transversal e longitudinal, já para o topo os contornos desta não foram completamente revelados. A Figura 50 mostra as microestruturas obtidas nas direções transversal, longitudinal e de topo, respectivamente. As Figuras 51 e 52 mostram em detalhes as microestruturas das seções transversal e longitudinal, respectivamente.

Pode ser observado uma estrutura ferrítica com grãos aproximadamente equiaxiais nas 3 seções observadas, como era esperado para um material recozido. O reagente atacou preferencialmente certos contornos de grão, o que, segundo CAUL & RANDLE (1997), é consequência da textura do material. É observado também que alguns grãos estão "elevados" em relação ao plano da amostra. CAUL & RANDLE (1997) sugerem que estes tipos de grãos possuem ainda um certo grau de encruamento o que pode ser prejudicial à conformabilidade da chapa.

Figura 50: Microestrutura do aço IF (longitudinal, transversal e topo).

Apesar da dificuldade de observação dos contornos de todos os grãos, o tamanho de grão foi medido pelo método do intercepto linear médio, segundo a norma ASTM E112 (1991) obtendo-se um valor médio de $10,5\ \mu\text{m}$ tanto para a seção transversal como para a longitudinal. Este valor está de acordo com o obtido por CAUL & RANDLE (1997).

Figura 51 : Microestrutura do aço IF (transversal).

Figura 52 : Microestrutura do aço IF (longitudinal).

5.2. Propriedades mecânicas :

As medidas de dureza pelo método Vickers resultaram em um valor médio de 82,3 HV2,5.

A Tabela 7 apresenta um resumo das propriedades mecânicas de tração do material para as 3 direções ensaiadas: longitudinal (0°), 45° e transversal (90°).

Tabela 7 : Propriedades mecânicas de tração do aço IF.

Direção	S _e (MPa)	S _r (MPa)	RA (%)	e _t (%) ¹	D	K ² (MPa)	n ²	r ³
0°	111,1	287,9	58,2	53,7	0,872	491,2	0,251	1,83
45°	116,4	291,4	52,4	51,9	0,742	490,4	0,246	1,91
90°	124,1	301,1	55,2	55,2	0,803	479,1	0,233	2,52
Média	117,2	293,5	55,3	52,7	0,806	486,9	0,243	2,04

1 - Alongamento total medido em 50mm

2- Valores obtidos no intervalo de 0,2% a 8% de alongamento.

3- Valores obtidos interrompendo-se o ensaio em 20% de alongamento.

O valor da anisotropia planar média (Δr) obtido foi de 0,134. Este baixo valor associado ao alto valor da anisotropia normal ($r_m=2,04$) propicia uma ótima qualidade de estampagem para o aço em questão. Este resultado está de acordo com ABE (1992) que afirma que uma redução a frio em torno de 80%, seguida de recozimento, resulta em $r_m=2,0$ e grãos equiaxiais.

A Figura 53 mostra uma comparação entre o limite de escoamento e o limite de resistência para os três tipos de corpos de prova. Pode ser observado nesta figura um pequeno aumento desses valores conforme aumenta o ângulo da direção de corte do corpo de prova. Os resultados obtidos estão bem próximos aos determinados por FEKETE et al (1992) e aos citados no METALS handbook (1985).

Figura 53: Limite de escoamento (0,2%) e limite de resistência à tração.

Os maiores valores de redução de área (RA) e de alongamento total (e_t) foram obtidos para os corpos de prova longitudinais e os menores valores para a direção de 45° (Figura 54). Os resultados de alongamento total mostram valores cerca de 5% maiores do que os determinados por FEKETE et al (1992) e cerca de 7% maiores que os citados no METALS handbook (1985), para aços IF similares.

Figura 54 : Valores de alongamento total e redução de área.

Os valores obtidos para o expoente de encruamento (n) estão de acordo com os mencionados pela literatura. As equações tensão-deformação para as três direções

estão apresentadas abaixo e as curvas tensão-deformação para as direções transversal e longitudinal podem ser vistas na Figura 55.

- Longitudinal : $\sigma = 491,2\varepsilon_p^{0,251}$ (eq. 48)

- 45° : $\sigma = 490,4\varepsilon_p^{0,246}$ (eq. 49)

- Transversal : $\sigma = 479,1\varepsilon_p^{0,233}$ (eq. 50)

Figura 55 : Curvas tensão-deformação para as direções transversal e longitudinal.

5.3. Propriedades de fadiga :

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo para os corpos de prova transversais estão apresentados na Tabela 8. As curvas deformação-vida elástica, plástica e total obtidas estão apresentadas na Figura 56, onde está assinalado também o ponto de transição ($2N_t=1,4 \times 10^5$ reversos) que limita as regiões de alto e de baixo ciclo.

Tabela 8 : Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo para os corpos de prova transversais.

Corpo de prova	f (hz)	$\Delta\varepsilon/2$	$\Delta\varepsilon_e/2$	$\Delta\varepsilon_p/2$	$\Delta\sigma/2$ (MPa)	$2N_f$ (reversos)
T0A	5	0,0015	0,00080	0,00070	136,5	187738
T0B	5	0,0015	0,00075	0,00075	138,7	179046
T1A	1,5	0,0020	0,00090	0,00110	127,7	86360
T1B	1,5	0,0020	0,00095	0,00105	131,9	79320
T2A	1	0,0025	0,00110	0,00140	139,7	51534
T2B	1	0,0025	0,00115	0,00135	131,9	48352
T3A	0,7	0,0030	0,00130	0,00170	135,7	28210
T3B	0,7	0,0030	0,00125	0,00175	136,9	29644
T4A	0,5	0,0035	0,00145	0,00205	136,0	19884
T4B	0,5	0,0035	0,00145	0,00205	135,9	21124
T5A	0,3	0,0040	0,00145	0,00255	144,5	14894
T5B	0,3	0,0040	0,00155	0,00245	143,0	13644
T6A	0,3	0,0045	0,00160	0,00290	146,0	10282
T6B	0,3	0,0045	0,00160	0,00290	143,8	10056

Figura 56 : Curvas deformação-vida obtidas experimentalmente (Transversal).

A relação deformação total-vida para o aço IF-Ti pode ser expressa por:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0186 (2N_f)^{-0,262} + 0,235 (2N_f)^{-0,476} \quad (\text{eq. 51})$$

Os valores do coeficiente de resistência à fadiga (σ_f'), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de ductilidade à fadiga (ε_f') e expoente de ductilidade à fadiga (c) são mostrados na Tabela 9.

Tabela 9 : Parâmetros cíclicos de resistência e dutilidade (Transversal).

σ_f' (MPa)	b	ε_f'	c
3720	-0,262	0,235	-0,476

A Figura 57 apresenta as curvas tensão-deformação plástica real monotônica e cíclica (Transversal). Os valores do expoente de encruamento cíclico (n') e monotônico (n) e do coeficiente de resistência cíclico (K') e monotônico (K) estão apresentados na Tabela 10.

Figura 57 : Curvas tensão-deformação plástica real monotônica e cíclica (Transversal).

Tabela 10 : Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico (Transversal).

Ensaio	n, n'	K, K' (MPa)
Monotônico	0,233	479,1
Cíclico	0,0506	190,6

As equações tensão-deformação plástica monotônica e cíclica (transversal) podem ser comparadas abaixo:

- Monotônica : $\sigma = 479,1 \epsilon_p^{0,233}$ (eq. 52)

- Cíclica : $\sigma = 190,6 \epsilon_p^{0,0506}$ (eq. 53)

De acordo com MITCHELL (1978), materiais com expoente de encruamento monotônico (n) maior do que 0,15, sofrem endurecimento cíclico. De fato, como pode ser observado na Figura 57, o aço IF (n=0,233) apresentou endurecimento cíclico em todos os níveis de deformação ensaiados.

A Figura 58 apresenta uma comparação da evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) em função do número de ciclos (N) para os níveis de deformação estudados. Podemos observar que o material sofre um amolecimento inicial, endurecendo em seguida, seguido de um amolecimento até a metade da vida. Na fase final da vida, há novamente um ligeiro endurecimento. Este comportamento é mais evidente em níveis de deformação acima de 0,25%. Resultados semelhantes foram obtidos por FREDRIKSSON et al (1988) para chapas de aços bifásicos e aços de qualidade de estampagem profunda e por BERGENGREN et al (1995) em chapas de aço inox AISI 301, ensaiados sob condições semelhantes ao presente estudo.

As Figuras 59, 60 e 61 mostram a evolução da amplitude de tensão, tensão máxima, tensão mínima e tensão média em função do número de ciclos (N) para os níveis de amplitude de deformação de 0,2%, 0,3% e 0,4% respectivamente.

Figura 58 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) (Transversal).

Figura 59 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima (σ_{max}), tensão mínima (σ_{min}) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,2\%$ (Transversal).

Figura 60 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima (σ_{max}), tensão mínima (σ_{min}) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,3\%$ (Transversal).

Figura 61 : Evolução da amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$), tensão máxima (σ_{max}), tensão mínima (σ_{min}) e tensão média (σ_m) para $\Delta\epsilon/2=0,4\%$ (Transversal).

A Figura 62 mostra a evolução da amplitude de deformação plástica ($\Delta\epsilon_p/2$) em função do número de ciclos (N) para os níveis de deformação ensaiados. Observa-se um decréscimo na deformação plástica para todas as amplitudes de deformação aplicadas acima de 0,20%. A Figura 63 mostra curvas de histerese para um corpo de prova transversal ensaiado sob amplitude de deformação total de 0,45%.

Figura 62 : Evolução da amplitude de deformação plástica (Transversal).

Figura 63 : Curvas de histerese para $\Delta\epsilon/2=0,45\%$ (Transversal).

A Figura 64 mostra um gráfico de amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) em função do número de ciclos para falhar (N_f). Este gráfico foi construído a partir da curva deformação-vida obtida experimentalmente e segundo BISWAS et al (1993), este resultado apresenta boa correlação com as curvas S-N obtidas convencionalmente em ensaios sob controle de carga. A grande vantagem desta metodologia de construção da curva S-N é que ela elimina os inconvenientes de um ensaio sob controle de carga em chapas finas como, por exemplo, o contínuo alongamento do corpo de prova.

Figura 64 : Curva tensão-vida para o aço IF-Ti (Transversal).

5.3.1. Comparação das propriedades de fadiga do aço IF-Ti com outros aços utilizados na indústria automobilística :

A Tabela 11 fornece as composições químicas de alguns aços usados na indústria automobilística comparadas ao aço IF-Ti deste estudo. A Tabela 12 fornece as propriedades mecânicas destes mesmos aços.

Tabela 11 : Composição química de aços da indústria automobilística (% em peso).

AÇO	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Nb	V	Ti
IF-Ti	0,0059	0,007	0,144	0,016	0,0091	0,0061	-	-	-	-	0,0044	-	-	0,076
IF-HS180¹	0,0070	0,017	0,144	0,083	0,016	0,003	0,008	0,022	0,027	0,005	0,033	<0,004	0,005	0,066
AISI 301¹	0,112	0,780	1,270	0,025	0,001	0,023	17,35	7,000	0,110	0,060	-	-	-	-
QEP²	0,035	0,024	0,265	0,015	0,023	0,006	0,026	0,034	0,106	0,007	0,057	0,004	0,003	<0,002
DP400²	0,069	0,010	0,190	0,080	0,012	0,003	0,030	0,010	0,030	-	0,044	-	-	-

1 - Trabalho de BERGENGREN et al (1995)

2 - Trabalho de FREDRIKSSON et al (1988)

Tabela 12 : Propriedades mecânicas de aços da indústria automobilística.

AÇO	σ_e (0,2%) (MPa)	σ_r (MPa)	e_t (%)
IF-Ti	117,2	293,5	53,7
IF-HS180¹	200,0	349,0	-
AISI 301¹	255,0	849,0	54,0
QEP²	193,0	310,0	42,0
DP400²	276,0	401,0	30,0

1 - Trabalho de BERGENGREN et al (1995)

2 - Trabalho de FREDRIKSSON et al (1988)

A Figura 65 mostra as curvas deformação-vida para o aço IF-Ti (Transversal), aço QEP e aço inox AISI 301. Observa-se que o aço QEP apresenta um comportamento próximo ao aço IF estudado. Já em relação ao aço AISI 301, o aço IF possui vidas maiores na região de baixo ciclo e vidas menores para a região de alto ciclo. Este resultado era esperado uma vez que o aço inox possui limites de escoamento e de resistência bem maiores do que o aço IF, conforme mostrado na Tabela 7, e portanto é mais adequado para operar na região de alto ciclo.

Figura 65 : Curvas deformação-vida para os aços IF-Ti (Transversal), QEP e AISI 301.

A Figura 66 mostra curvas tensão-vida para os aços IF-Ti (Transversal), QEP e DP 400. Observa-se que o aço IF-Ti trabalha em níveis de tensões alternadas bem inferiores aos dos dois aços em questão.

Figura 66 : Tensão-vida para os aços IF-Ti (Transversal), QEP e DP 400.

A Figura 67 apresenta uma comparação entre curvas que relacionam o fator de Neuber para o aço IF-Ti (Transversal), IF HS180, AISI 301 e QEP DP 400. O fator de Neuber é dado por $(\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon \cdot E)^{1/2}$ onde $\Delta\sigma$ e $\Delta\varepsilon$ são as amplitudes de tensão e de deformação respectivamente. O fator de Neuber pode ser usado para prever a resistência à fadiga em componentes entalhados levando em consideração os campos tensão-deformação associados à ponta do entalhe, podendo ser utilizado como um parâmetro de dano para componentes entalhados (NEUBER (1961)). Observa-se que o aço em estudo apresenta o menor fator de Neuber e portanto a menor resistência à fadiga para componentes entalhados. Para a região de baixo ciclo, o fator se aproxima do resultado obtido para o aço IF HS180.

Figura 67 : Fator de Neuber para vários aços da indústria automobilística.

5.3.2. Problemas relacionados à flambagem de corpos de prova:

Todos os ensaios realizados em corpos de prova transversais (14 ao todo) obtiveram 100% de êxito, não ocorrendo nenhuma flambagem. Entretanto, ensaios em corpos de prova longitudinais não tiveram o mesmo êxito, uma vez que de 14 tentativas, apenas uma não apresentou flambagem. A explicação para tal resultado está no comportamento anisotrópico do material, devido à sua textura.

As Figuras 68 e 69 mostram, respectivamente, as figuras de pólo dos planos (002) e (112) obtidas experimentalmente. As Figuras 70 e 71 mostram, respectivamente, figuras de pólo suplementares para os planos (554) e (111) geradas pelo programa computacional *Siemens Texture Analyser* a partir das figuras de pólo experimentais. Estas figuras indicam forte presença das componentes de textura $\{554\}\langle 225 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$ no material. Segundo ABE (1992), estas são texturas possíveis para o aço IF.

Figura 68 : Figura de pólo (002) obtida experimentalmente.

Figura 69 : Figura de pólo (112) obtida experimentalmente.

Figura 70 : Figura de pólo (554) calculada.

Figura 71 : Figura de pólo (111) calculada.

Considerando-se as texturas $\{554\}\langle 225 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$ para o aço IF e que o principal sistema de deslizamento da rede CCC é formado por planos do tipo $\{110\}$ e direções $\langle 111 \rangle$, podemos realizar uma análise do número destes sistemas de deslizamento que podem entrar em operação durante carregamentos longitudinais e

transversais. Os sistemas que podem entrar em operação são aqueles com fator de Schmid diferente de zero.

Assim sendo, as Tabelas 13 e 14 resumem o número de sistemas de deslizamento que podem operar segundo as direções de carregamento longitudinal e transversal para as duas texturas em questão.

Tabela 13 : Sistemas de deslizamento e fator de Schmid (carregamento longitudinal).

{554}<225>		{111}<112>	
Número de sistemas de deslizamento	Fator de Schmid	Número de sistemas de deslizamento	Fator de Schmid
2	0,087	2	0,136
2	0,186	4	0,272
2	0,247	2	0,408
2	0,334		
2	0,433		

Tabela 14 : Sistemas de deslizamento e fator de Schmid (carregamento transversal).

{554}<225>		{111}<112>	
Número de sistemas de deslizamento	Fator de Schmid	Número de sistemas de deslizamento	Fator de Schmid
4	0,408	4	0,408

Através da Figura 72, podemos verificar que no primeiro ciclo do ensaio de fadiga, os níveis de tensão atingidos para as direções longitudinal e transversal são muito próximos.

Entretanto, com o decorrer do ensaio, o encruamento na direção longitudinal é mais acentuado devido ao maior número de sistemas de deslizamento que podem entrar em operação e que resultam num maior grau de interação entre as discordâncias que se cruzam. Além disto, os fatores de Schmid da maioria destes sistemas são menores do que os observados para a direção transversal e portanto necessitam de tensões de cisalhamento maiores para entrarem em operação.

Como consequência, durante o carregamento cíclico dos corpos de prova longitudinais, o material sofre um endurecimento inicial que eleva os níveis de tensão

compressiva até o limite de resistência à flambagem para as condições geométricas impostas ao ensaio, conforme pode ser visto na Figura 72.

Os corpos de prova transversais também sofrem endurecimento inicial para deformações aplicadas maiores que 0,25% (Figura 58, p-78). Entretanto, este endurecimento não é suficiente para que os níveis de tensão atinjam o limite de resistência à flambagem e portanto os ensaios tiveram 100% de êxito.

Figura 72 : Evolução de tensão mínima (compressiva) e amplitude de tensão para corpos de prova longitudinal e transversal.

A solução mais imediata para o problema seria a redução do comprimento de flambagem (a espessura não pode ser alterada), a fim de se aumentar o limite de resistência à flambagem. Entretanto, tal redução impossibilita o acoplamento do extensômetro ao corpo de prova tornando-se impossível realizar os ensaios para a direção longitudinal, nas condições laboratoriais impostas.

A Figura 73 mostra curvas de histerese para ensaio realizado sob amplitude de deformação de 0,20% e que apresentou problema de flambagem quando a tensão compressiva atingiu valores em torno de 170 MPa. Este valor está de acordo com o valor teórico calculado pelo método do módulo tangente, descrito no item 2.6 (p.63).

Figura 73 : Flambagem em corpo de prova longitudinal.

5.3.3. Propriedades de fadiga estimadas a partir de propriedades de tração:

Os métodos estimativos apresentados anteriormente forneceram as seguintes equações deformação-vida para os corpos de prova transversais e longitudinais:

Tabela 15 : Equações deformação-vida para corpos de prova transversais.

Método estimativo	Equação (Transversal)
4 Pontos	$\Delta\epsilon/2=0,00311(2N_F)^{-0,125}+0,517(2N_F)^{-0,530}$
4 Pontos Modificado	$\Delta\epsilon/2=0,00271(2N_F)^{-0,086}+0,803(2N_F)^{-0,610}$
Mitchell ou Socie et al	$\Delta\epsilon/2=0,00323(2N_F)^{-0,107}+0,803(2N_F)^{-0,600}$
Inclinação Universal	$\Delta\epsilon/2=0,00286(2N_F)^{-0,120}+0,664(2N_F)^{-0,600}$
Inclinação Universal Modificado	$\Delta\epsilon/2=0,00279(2N_F)^{-0,090}+0,593(2N_F)^{-0,560}$
Bäumel & Seeger	$\Delta\epsilon/2=0,00226(2N_F)^{-0,087}+0,590(2N_F)^{-0,580}$
Experimental	$\Delta\epsilon/2=0,0186(2N_F)^{-0,262}+0,235(2N_F)^{-0,476}$

Tabela 16 : Equações deformação-vida para corpos de prova longitudinais.

Método estimativo	Equação (Longitudinal)
4 Pontos	$\Delta\varepsilon/2=0,00308(2N_F)^{-0,128}+0,564(2N_F)^{-0,540}$
4 Pontos Modificado	$\Delta\varepsilon/2=0,00269(2N_F)^{-0,088}+0,872(2N_F)^{-0,620}$
Mitchell ou Socie et al	$\Delta\varepsilon/2=0,00316(2N_F)^{-0,107}+0,872(2N_F)^{-0,600}$
Inclinação Universal	$\Delta\varepsilon/2=0,00273(2N_F)^{-0,120}+0,698(2N_F)^{-0,600}$
Inclinação Universal Modificado	$\Delta\varepsilon/2=0,00269(2N_F)^{-0,090}+0,615(2N_F)^{-0,560}$
Bäumel & Seeger	$\Delta\varepsilon/2=0,00216(2N_F)^{-0,087}+0,590(2N_F)^{-0,580}$

As Figuras 74 e 75 mostram as curvas deformação total-vida estimadas para os corpos de prova longitudinais e transversais, respectivamente. A curva experimental para os corpos de prova transversais também se encontra traçada na Figura 75.

Figura 74 : Curvas deformação-vida para o aço IF estimadas (longitudinal).

Figura 75 : Curvas deformação-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).

De acordo com a Figura 75, os métodos da Correlação 4 Pontos e Inclinação Universal Modificado são os que apresentam melhor correlação com a curva experimental. Os demais métodos se revelaram mais conservativos.

A Figura 76 mostra uma comparação entre as curvas deformação plástica-vida estimadas e experimental para os corpos de prova transversais. De um modo geral, todos os métodos estudados apresentam boa correlação com o resultado experimental.

A Figura 77 mostra uma comparação entre as curvas deformação elástica-vida estimadas e experimental para os corpos de prova transversais. Observa-se que a correlação dos métodos estimativos para a região de alto ciclo não foi tão boa quanto a correlação para a região de baixo ciclo. Acima de 5×10^5 ciclos, todos os métodos se mostram não-conservativos e portanto pouco seguros.

Figura 76 : Curvas deformação plástica-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).

Figura 77 : Curvas deformação elástica-vida para o aço IF estimadas e experimental (transversal).

5.4. Análise fratógráfrica :

As Figura 78, 79 e 80 mostram a superfície de fratura para corpos de prova transversais ensaiados sob amplitude de deformação total de 0,15%, 0,30% e 0,45% respectivamente. Pode-se observar a presença de estrias, as quais são uma característica marcante do estágio II de propagação de trinca. Segundo SURESH (1991), nem todos os materiais de engenharia formam estrias durante o estágio II. Estrias são claramente observadas em muitos metais puros e muitas ligas dúteis. Entretanto, em aços, elas ocorrem muito pouco frequentemente e são observadas com alguma dificuldade apenas em ligas deformadas a frio.

Figura 78 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,15\%$).

Figura 79 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,30\%$).

Figura 80 : Análise fratógráfrica de corpo de prova transversal ($\Delta\epsilon_t/2=0,45\%$).

6. Conclusões :

6.1. Análise metalográfica :

- O material exibe ataque químico preferencial a alguns contornos de grão em consequência de sua textura.
- Alguns grãos se apresentam em relevo em relação ao plano da chapa evidenciando um encruamento remanescente que o processo de recozimento não foi capaz de eliminar por completo.
- O material apresenta grãos equiaxiais evidenciando que o mesmo foi submetido ao recozimento após a deformação a frio. O tamanho de grão médio obtido pelo método do intercepto médio nas seções transversal e longitudinal foi de 10,5 μm .

6.2. Textura :

- O material apresenta texturas $\{554\}\langle 225 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$.

6.3. Propriedades monotônicas :

- As propriedades mecânicas de tração variam conforme a direção de retirada dos corpos de prova. A direção transversal possui valores mais elevados de limite de escoamento, limite de resistência, alongamento total e de fator de anisotropia normal. A direção longitudinal apresenta maiores valores de redução de área, ductilidade e expoente de encruamento.
- O material apresenta um alto valor de expoente de encruamento nas três direções. O maior valor foi obtido para a direção longitudinal.
- O alto valor de anisotropia normal revela boa estampabilidade.

6.4. Propriedades de fadiga :

- O material apresentou diferentes comportamentos de fadiga de baixo ciclo para as direções transversal e longitudinal, não sendo possível a determinação da equação de deformação total-vida na direção longitudinal devido ao problema de flambagem.
- A equação de deformação total-vida obtida para o material na direção transversal foi $\Delta\epsilon_t/2 = 0,0186(2N_f)^{-0,262} + 0,235(2N_f)^{-0,476}$ com ponto de transição em $2N_f=1,4 \times 10^5$ reversos.
- Comparação entre a curva tensão-deformação monotônica e a curva tensão-deformação cíclica mostra que os corpos de prova transversais apresentam endurecimento cíclico para todos os níveis de deformações estudados.
- Para deformações acima de 0,25%, os corpos de prova transversais sofrem amolecimento inicial, seguido de endurecimento, amolecendo em seguida até a metade da vida. A partir da segunda metade da vida, o material sofre novo endurecimento.
- Os corpos de prova longitudinais sofrem inicialmente endurecimento cíclico maior quando comparado aos corpos de prova transversais, devido à textura do material. Este fenômeno leva o material a alcançar o limite de resistência à flambagem. Como consequência, tornou-se impossível a realização do ensaio nesta direção devido às limitações geométricas impostas (espessura da chapa e comprimento de flambagem).
- As curvas de deformação total-vida obtidas pelos métodos estimativos Correlação Quatro Pontos e Inclinação Universal Modificada mostram uma boa correlação para a região de baixo ciclo quando comparadas à curva experimental para corpos de prova transversais.

6.5. Análise fraturográfica :

- Foi possível uma boa observação das estrias de propagação do estágio II, evidenciando a alta ductilidade do material.

7. Referências bibliográficas :

- ABE, M. (1992). Formable steels. In: CAHN, R. W. et al, eds. *Materials Science and Technology* : a comprehensive treatment. VCH. V.7, p.285-333.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3-95 (1995).
Standard practice for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8-96A (1996). Standard test methods of tension testing of metallic materials. Philadelphia, ASTM.(cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92-82 (1992). Standard test method for Vickers hardness of metallic materials. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E112-88 (1991). Standard test methods for determining average grain size. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E466-96 (1996). Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E517-81 (1981). Standard test method for plastic strain ratio r for sheet metal. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E606-92 (1992). Standard practice for strain controlled fatigue testing. Philadelphia, ASTM (cd rom).

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E646-93 (1993). Standard test method for tensile strain-hardening exponents (n-values) of metallic sheet materials. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E739-91 (1991). Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain-life (ϵ -N) fatigue data. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E1150-87 (1987). Standard definitions of terms relating to fatigue. Philadelphia, ASTM (cd rom).
- BISWAS, K.; ELSING, L.; GORL, E.; SCHULTE, M. (1993). Problems and feasibilities of testing the cyclic behaviour of thin sheet steels. *Steel Research*, v.64, p.407-413, Feb.
- BISWAS, K.; HAUMANN, W.; SCHULTE, M. (1994). Determining the fatigue properties of automotive sheet under cyclic loading. *Technische Mitteilungen Krupp*, English Edition, p.33-40, Jan.
- BRENNAN, F. P. (1994). The use of approximate strain-life fatigue crack initiation predictions. *Fatigue*, v.16, p.351-356, July.
- BROWN, L. M.; OGIN, S. L. (1985). Fundamentals of deformation and fracture. In: *Proc. Eshelby Memorial Symposium*, Cambridge University Press, p.501-528.
- CAHN, R. W. (1992). Measurement and control of texture. In: CAHN, R. W. et al, eds. *Materials Science and Technology : a comprehensive treatment*. VCH. v.15, p.429-480.
- CATÁLOGO MTS SYSTEMS CORPORATION (1997). Products for Mechanical Testing, v.5, p-52-53, Jan.
- CRAMB, A. W.; BYRNE, M. (1990). Steelmaking and casting practices for high quality interstitial free steels. In : *Metallurgy of vacuum-degassed steel products*, ed. Pradhan, R. (Warrendale PA; TMS), p.3-28.
- DASARATHY, C.; GOODWIN, T.J. (1990). Recent developments in automotive steels. *Metals and Materials*, v.6 (1), p.21-28, Jan.
- DAVIES, G.; EASTERLOW, R. A. (1985). Automotive design and materials selection. *Metals and Materials*, v.1(1), p.20-25, Jan.

- DE LOS RIOS, E. R.; MILAN, M. T.; WALLEY, A.; HAMMERSLEY, G. (1995). Fatigue crack initiation and propagation on shot peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v.17, n° 7, p.493-499.
- DE LOS RIOS, E. R.; MILLER, K. J. (1986). *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. Mechanical Engineering Publications, London.
- DE LOS RIOS, E. R.; TANK, Z.; MILLER, K. J. (1984). *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, v.7, p.97.
- DIETER, G. E. (1981). *Metallurgia Mecânica*. 2ª ed., Guanabara Dois.
- FEKETE, J. R.; STRUGALA, D. C.; YAO, Z. (1992). Advanced sheet steel for automotive applications. *Journal of Metals*, p.17-21, Jan.
- FREDRIKSSON, K.; MELANDER, A.; HEDMAN, M. (1988). Influence of prestraining and ageing on fatigue properties of high strength sheet steels. *International Journal of Fatigue*, v.10, n° 3, p.139-151.
- FUCHS, H.; STEPHENS, R. I. (1980). *Metal Fatigue in Engineering*. John Wiley & Sons.
- GALVANI, C.; BARAGAR, D. (1991). Effects of hot rolling conditions on texture and mechanical properties of hot rolled and annealed Ti and Nb stabilized IF steels. In: *Proceedings of the Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy*, May.
- GUSTAVSSON, A. ; MELANDER, A.(1995). Fatigue of a highly prestrained dual-phase sheet steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v.18, n° 2, p.201-210.
- GUSTAVSSON, A. (1996). Fatigue strength of pressed steel sheet under tension and bending loading. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v.25, p.244-250.
- HASHIGUCHI, K. et al (1990). Galvannealed sheet steel with excellent press formability. *Rev. Metall.*, v.3, p.277-283.
- HIRTH, J. P.; LOTHE, J. (1968). *Theory of dislocations*. McGraw-Hill Book Company, New York, N.Y., p.623-626.
- HUMPHREYS, J. F. (1992). Recrystallization and Recovery. In: CAHN, R. W. et al, eds. *Materials Science and Technology : a comprehensive treatment*. VCH. v.15, p.371-431.

- IRWINE, G. R.(1960). *Journal. of Basic Eng. Trans. ASME*, n° 82, p.417, June.
- IWASAKI, T. (1982). Fatigue strength of base metal and spot welded joints in HSLA steels for automotive applications. *Nippon Kokan Tech. Report*, n° 34.
- KINO, N. et al (1990). Production of Nb-Ti added ultra-low carbon steels. In : *Metallurgy of Vacuum-degassed Steel Products*, p.197-213.
- KURITA, M.; YAMAMOTO, M.; TOYAMA, K.; NOMURA, S.; KUNISHIGE, K. (1996). Effects of strengthening mechanisms on fatigue properties of ferrite-pearlite hot-rolled sheet steel., *ISIJ International*, v.36, n° 4, p.481-486.
- 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.
- LANKFORD, J. (1982). The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, v.5, p.233.
- LIU, H. W. (1961). *Proc. Symp. on Crack Propagation*, Cranfield Institute of Technology, v.2, p.514.
- MANSON, S. S. ; HIRSCHBERG, M. H. (1964). Fatigue behaviour in strain cycling in the low and intermediate cycle range. In : Burke, J. J. , Reed, N. L. and Weiss, V. , eds. *Fatigue-An Interdisciplinary Approach* , Syracuse University Press, p.133-173 .
- MANSON, S. S. (1965). *Fatigue : a complex subject-some simple approximations. Experimental Mechanics*, p.193-226, July.
- MAZHAR, A. A.; KHOKAR, E. A.; KHAN, A. H. (1988). Tension-tension fatigue crack propagation in high strength low alloy steel sheets. *Materials Science and Technology*, v.4, p.16-21, Jan.
- METALS HANDBOOK (1985). *Mechanical testing*. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, v.8, 9.ed.
- METALS HANDBOOK (1985). *Metallography and microstructure*. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, v.9, 9.ed.
- METALS HANDBOOK (1985). *Properties and selection : irons and steels*. Metals Park, Ohio, American Society for Metals, , v.1, 9.ed.

- MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. . *Princípios de Metalurgia Mecânica*. 1.ed., Ed. Edgard Blücher Ltda.
- MILLER, G. A. (1985). Interlaboratory study of strain-cycle fatigue of 1,2 mm thick sheet specimens. *Journal of Test and Evaluation*, JTEVA, v.13, n°5, p.344-351, Sept.
- MILLER, G. A.; REEMSNYDER, H. S (1983). Strain-cycle fatigue of sheet and plate steels I : Test method development and data presentation. *SAE Paper* 830175, Society of Automotive Engineers.
- MILLER, G. A.; REEMSNYDER, H. S. (1983). Strain-cycle fatigue of sheet and plate steels II : some practical considerations in applying strain-cycle fatigue concepts. *SAE Paper* 830173, Society of Automotive Engineers.
- MILLER, K. J. (1985). Fundamentals of deformation and fracture. In: *Proc. Eshelby Memorial Symposium*, Cambridge University Press, p.477-500.
- MILLER, K. J. (1993). Materials Science perspective of metal fatigue resistance. *Materials Science and Technology*, v.9, p.453-462, June.
- MITCHELL, M. R. (1976). A unified predictive technique for the fatigue resistance of cast ferrous based metals and high hardness wrought steels. *Fracture Control Report* n° 23, College of Engineering, University of Illinois, Sept.
- MITCHELL, M. R. (1978). Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In: *ASM Materials Science Seminar*, October.
- NAGAE, M. (1982). Fatigue properties of high strength steel sheets. *Tetsu-To-Hagané*, v.68, n° 9, p.1430-1436.
- NAGAE, M.; KATOH, A.; KAGAMURA, H.; KURIHARA, M.; IWASAKI, T.; INAGAKI, H. (1982). Fatigue of automotive high strength steel sheets. *Journal of Iron and Steel Institute of Japan*, v.9, p.304-310.
- NILSSON, K. I.; JOHANSSON, E. (1990). Development of IF steels on ultra-low carbon basis for EDDQ and high strength applications using continuous annealing and hot dip galvanizing lines. In: *Metallurgy of Vacuum-degassed Steel Products*, p.143-160.

- ONG, J. H. (1993). 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. (1993). An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n°3, p.213-219.
- ORTON, J. P. (1990). Steel technology. *Advanced Materials and Process*, v.137, p.13-18, January,
- 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.
- PRADHAN, R. (1992). Developments in the annealing of sheet steels. *Journal of Materials*, p.16, Jan.
- PUTATUNDA, S. K.; KROHN, R.; SENGUPTA, A.; SINGH, I.; DAVIES, R. G. (1993). Fatigue crack growth behaviour of high strength interstitial free steels. In : International Symposium on Low Carbon Steels for the 90's, *The Minerals, Metals & Materials Society*, p.453-464.
- REED-HILL, R. E. (1982). *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª ed.
- REED-HILL, R. E.; ISWARAN, C. V.; KAUFMAN, M. J. (1996). Influence of interstitials on the mechanical properties of metallic materials. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.27A, p.3524-3528, Nov.
- RIDHA, A. A. ; HUTCHINSON, W. B. (1982). *Acta Metallurgica et Materialia*, v.30, p.1929.
- SATOH, S. et al (1988). *Kawasaki steel techical report*, 12, July.
- SHANLEY, F. R. (1957). *Strength of Materials*. McGraw-Hill.
- SHEET STEEL PROPERTIES AND FATIGUE DESIGN (1982). *AISI Publ.*, SG-836/281-10M-R1.
- SHINOZAKI, M., KATO, T., IRIE, T., TAKAHASHI, I. (1983). Fatigue of automotive high strength steel sheets and their welded joints. *SAE Technical Paper* 830032.
- SHYH, Y. C.; PEY, H. T.; WEN, Y. L.; JAIR, B. J. (1990). Production of interstitial free steel in steel making. *China Steel Techical Report*, n° 4, p.24-33.

- SPERLE, J. (1985). Fatigue strength of high strength dual-phase steel sheet. *International Journal of Fatigue*, v.7, n° 2, p.79-86.
- SURESH, S. (1991). *Fatigue of Materials*. Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press.
- TOKUNAGA, Y.; KATO, H. (1990). Application of interstitial free steel sheets to automotive parts. In : *Metallurgy of Vacuum-degassed Steel Products*, p.91-108.
- TOMIURA, A.; TAKESUE, H.; TAKAHASHI, M. (1995). Progressos e perspectivas futuras de produtos planos e tecnologias. *Metalurgia e Materiais*, p.210-215, Mar.
- VAREDA, L. V.; SPINELLI, D. (1991). *Propriedades mecânicas de fadiga de alto ciclo e propagação de trinca por fadiga em chapas de aços para estampagem a frio*. São Carlos. 105p. Dissertação (Mestrado), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- 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*. São Carlos. 237p. Tese (Doutorado), Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Sugestões para trabalhos futuros

- Avaliar a influência de pré-deformações nas propriedades de fadiga de baixo-ciclo.
- Realização de tratamento térmico nos corpos de prova para simular o processo de secagem de pintura e avaliar sua influência nas propriedades de fadiga.
- Realização de ensaios de fadiga sob controle de carga em corpos de prova entalhados para minimizar os problemas de flambagem e elaboração de uma metodologia que correlacione os níveis de tensão na ponta do entalhe à deformação local para possibilitar a construção de curvas ϵ -N.
- Avaliar a influência de textura em propriedades de fadiga de baixo ciclo para outros aços utilizados na indústria automobilística.