

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

***DESENVOLVIMENTO DE AÇOS PARA
CONFORMAÇÃO A FRIO DE ELEMENTO DE
FIXAÇÃO DO FEIXE DE MOLAS.***

JAIME MILAN VENTURA

Dissertação apresentada ao Programa
de Pós-Graduação em Ciência e
Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de Mestre
em Ciência e Engenharia de Materiais.

**ORIENTADOR : Prof. Dr. Waldek
Wladimir Bose Filho.**

**São Carlos
2006**

*A meus pais,
minha esposa Sandra e o meu filho Daniel.*

AGRADECIMENTOS

Aos Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pela orientação e compreensão durante a realização deste trabalho.

Ao prof. Dr. Dirceu Spinelli pelo incentivo, amizade e preciosa ajuda que contribuiu significativamente para a realização deste trabalho.

Aos amigos do Departamento de Materiais da EESC-USP.

A todos os técnicos do Departamento de Materiais, pela ajuda durante todo desenvolvimento deste trabalho.

A Villares que forneceu toda a sua estrutura para a fabricação da matéria-prima deste trabalho, através de seu pessoal Denise Corrêa de Oliveira e Jose Gerez.

A Diretoria da empresa onde trabalho, Rassini-NHK Autopeças, pelo apoio em todos os sentidos relativos a este trabalho.

A todas as pessoas que direta ou indiretamente colaboraram para a concretização deste trabalho.

Resumo

VENTURA, J. M., *Desenvolvimento de aços para conformação a frio de elemento de fixação do feixe de molas*, 2005, Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, Brasil.

Neste trabalho foi desenvolvido o material e o processo de fabricação, que possibilitasse a fabricação de grampo de feixes de mola para veículos comerciais leves, médios e pesados, sem a necessidade de aplicação de tratamentos térmicos como têmpera e revenido. Assim, foram desenvolvidos/analísados cinco tipos de aço com adição de cromo, níquel e silício que possibilitassem a conformação a frio do grampo, garantindo as propriedades mecânicas requeridas pelos grampos, tais como: resistência à tração (900 MPa mín.), limite de escoamento (720 MPa mín.), alongamento (10% min.) e dureza (24-32 HRC). Os aços desenvolvidos exibiram uma microestrutura composta de grãos de perlita e ferrita, sendo que o tamanho de grão perlítico (ASTM) entre 9 a 11 foi obtido pela adição dos elementos de liga alumínio e vanádio que atuaram como refinadores de grão. A avaliação das propriedades mecânicas foram realizadas segundo a norma ASTM A-370 e os corpos de prova foram ensaiados em um sistema dinâmico – MTS 810. As análises microestruturais dos aços, após a deformação a frio, foram realizadas por meio de microscopia ótica e eletrônica de varredura, com o objetivo de se identificar a deformação a frio nas áreas desejadas. A validação final do aço e do processo de fabricação do produto foi obtida após a conclusão do ensaio de fadiga que foi realizado em temperatura ambiente, sob carregamento cíclico tração-tração com $R=0,1$ e frequência de 30 Hz, onde a metodologia “Probabilidade acumulada da falha (Weibull)” foi utilizada para auxiliar na conclusão final do projeto. Foi observado que o aço tipo-4 com adição de cromo (0,21%) apresentou o melhor resultado em fadiga.

Palavras chaves: conformação a frio de aço de baixa liga, conformação a frio de grampos para feixes de mola, aço para conformação a frio

Abstract

VENTURA. J. M., *Development of Steel for cold forming of U-Bolts for Leaf Springs*, 2006, Dissertação (mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In this present work the steel and the production process was developed, in order to produce U-Bolts to light, medium and heavy commercial vehicles, without any heat treatment, such as heating and tempering. Thus, this search of five types of steel with chrome, nickel and silicium additions for the U-Bolts cold forming, assuring the mechanical properties required, as, strength (900 MPa min), yield stress (720 MPa min), elongation (10% min) and hardness (24-32 HRC). The developed steel exhibited a microstructure composed by perlite and ferrite, with the perlite grain size (ASTM) from 9 to 11, as aluminum and vanadium acted as grain size refiners. The evaluation of the mechanical properties was made according to ASTM A-370 and the samples tested in a dynamic system – MTS 810. The microstructure analyses of the steel after cold forming were made using optical and scanning electronic microscopic, in order to identify the cold forming process.

For the steel and the production process validation a techniques fatigue test. They were carried out under a load-controlled (tensile-tensile), $R=0,1$ and 30 Hz frequency, using the Weibull statistic method, to the final conclusion of he project.

Type-4 steel with chrome addiction (0,21%) presented the best result in the fatigue test.

Keys words: low steel to cold forming, u-bolts cold forming to leaf spring, steel for cold forming

ÍNDICE

RESUMO.....	i
ABSTRACT.....	ii
ÍNDICE.....	iii
LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	xiv
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xv
1 – Introdução.....	1
2 – Objetivo.....	8
3 – Desenvolvimento da Pesquisa.....	9
4 – Revisão Bibliográfica.....	11
4.1 - Nucleação e propagação de trincas por fadiga	11
4.2 – Fadiga de alto ciclo (FAC).....	15
4.2.1 - Curvas S-N.....	17
4.2.2 - Limite de fadiga.....	19
4.3 - Comportamento cíclico dos metais.....	21
4.4 - Curva deformação – Vida.....	25
4.5 - Fatores influentes no comportamento em fadiga dos metais...30	
4.5.1 - Efeito do tipo de carregamento.....	31
4.5.2 - Efeito do tamanho e do gradiente de tensão.....	33
4.5.3 - Acabamento superficial.....	34
4.5.4 - Tratamentos superficiais.....	36
4.5.5 - Tratamentos mecânicos.....	39
4.6 - Efeitos de concentração de tensão na vida em fadiga.....	41
4.6.1 - Metodologia tensão – Vida, S-N.....	42
4.6.2 - Metodologia deformação – Vida, ϵ -N	51
4.7 - Efeitos da tensão média em elementos de rosca.....	53
4.8 - Fadiga em Elementos Roscados.....	57
4.8.1 – Cálculo dos valores dos fatores de concentração de tensão na raiz do filete (K_t e K_f)	57
4.9 – Distribuição de Weibull.	59
5 - Ensaio preliminares.....	53

5.1 - Desenvolvimento experimental.....	53
5.1.1 – Material.....	53
5.1.2 - Deformação a frio aplicada.....	55
5.1.3 -Análise microestrutural.....	55
5.1.4 – Medida de dureza.....	57
5.1.5 - Ensaio de tração.....	58
5.1.6 – Cálculo dos valores dos fatores de concentração de tensão na raiz do filete (K_t e K_f)	59
5.2 - Resultados e Discussão.....	71
5.2.1 – Material.....	71
5.2.2 - Microestrutura das ligas	72
5.2.3 – Medida de Dureza e Microdureza.....	84
5.2.4 - Ensaio de Tração	90
5.3 – Conclusões preliminares	92
6 - Ensaio de fadiga	93
6.1 - Corpos de prova e dispositivo para ensaio	93
6.2 - Condições de Ensaio	96
6.2.1 - Cálculo da carga de ensaio	96
6.3 - Resultados e Discussão (Fadiga)	99
6.3.1 - Resultados de fadiga	99
6.3.2 - Discussão do resultado de fadiga	109
7 - Conclusão final	111
8 - Referências Bibliográficas	112

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Exemplos de veículos com sistema de suspensão onde se aplicam grampos. (a) Caminhotes, (b) ônibus, e (c) caminhões.

Figura 2 – Aplicação dos grampos na suspensão do veículo 9 (Manual do fabricante de grampos CMP-USA, 2002).

Figura 3 – Esquema mostrando o sistema de fixação do feixe de mola e o sentido das forças a que é submetido.

Figura 4 – Grampo de formato quadrado fabricado pela RNA.

Figura 5 – Grampo de formato redondo, fabricado pela RNA.

Figura 6 – Fluxograma de produção das barras de aço para fabricação dos grampos.

Figura 7 – Fluxograma de produção do grampo no processo de conformação a quente.

Figura 8 – Esquema sugerido para fabricação dos grampos sem os tratamentos térmicos de têmpera e revenido.

Figura 9 – Fluxograma das etapas de execução deste trabalho.

Figura 10 – Exemplos de falhas de molas por mecanismo de fadiga, cedidas pela empresa RNA, 2005.

Figura 11 – Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclico.(R.E. Reed-Hill & R.Abbaschian, 1994).

Figura 12 - Fotomicrografia utilizando MEV, mostrando intrusões e extrusões, com a formação de trinca (seta). (R.E. Reed-Hill & R.Abbaschian, 1994).

Figura 13 - Outros mecanismos de nucleação de trincas em fadiga. (R.E. Reed-Hill & R.Abbaschian, 1994).

Figura 14 - Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga. (P.J.E. Forsyth, 1969).

Figura 15 - Ciclos de tensão típicos em fadiga. (S.A.Souza, 1996).

Figura 16 - Ciclo de Tensão Constante. (S.A.Souza, 1996).

Figura 17 - Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não ferrosos. (S.A.Souza, 1996).

Figura 18 - Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC), (G.E. Dieter,1986).

Figura 19 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação.

Figura 20 - Deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão - deformação estável. (H.O. Fuchs, 1980).

Figura 21 - Construção da curva tensão-deformação cíclica. (G.E. Dieter,1986).

Figura 22 - Exemplo dos vários tipos de curvas tensão - deformação cíclicas. (Landgraf & Morrow, ASTM, 1969).

Figura 23 - Tensão verdadeira em função do número de reversos, escala bilogarítmica.

Figura 24 - Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica.

Figura 25 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogarítmica. (“ Technical Report on Fatigue Properties”, SAE J1099, 1975).

Figura 26 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogarítmica. (Technical Report on Fatigue Properties, SAE J1099, 1975).

Figura 27 - Curva de fadiga intrínseca e considerando os fatores de correção, não levando em consideração o efeito da tensão média. (Bannantine, J. A et al., 1990).

Figura 28 - Influencia do tamanho no limite de fadiga (Bannantine, J. A et al., 1990).

Figura 29 - Redução do limite de fadiga devido ao acabamento superficial dos aços. (Jovinall, 1967).

Figura 30 - Fator de acabamento superficial versus rugosidade superficial e limite de resistência de aços. (Johnson, 1973).

Figura 31 - Superposições de tensões aplicada e residual. (Bannantine, J. A et al., 1990).

Figura 32 - (a) Efeito do Ni na curva S-N. (b) Efeito do “shot peening” em aços niquelados. (Almen & Black, 1963).

Figura 33 - Efeito do forjamento no limite de fadiga. (Forrest, 1962).

Figura 34 - Efeitos da laminação a frio na vida em fadiga. (Almen & Black, 1963).

Figura 35 - Curva S-N de engrenagens cementadas submetidas ao jateamento com granalhas. (Straub, 1965).

Figura 36 - Variação do índice de sensibilidade ao entalhe com o raio deste (Bannantine, J. A et al., 1990).

Figura 37 – Fator de concentração de tensão elástica para um furo circular num plano (Stephens, 2001).

Figura 38 – Valores de b (passo), r (raio) e t (profundidade) da rosca (Neuber, 1946).

Figura 39 - Fator geométrico γ (Neuber, 1946).

Figura 40 - Constante de Neuber para aços e alumínio. (Jovinall, 1967).

Figura 41 - Diagrama de Haigh para uma liga de alumínio 7075-T6, a um milhão de ciclos, com e sem entalhe (Stephens, 2001).

Figura 42 - Efeito do escoamento nos valores de K_{σ} e K_{ϵ} . (Bannantine, J. A et al., 1990).

Figura 43 - Ciclo de Tensão Constante. (Souza, 1996).

Figura 44 - Comparação entre as equações de (a) Soderberg, (b) Goodman (c) Gerber.

Figura 45 - Fator geométrico γ .

Figura 46 – Distribuição de Weibull de dois parâmetros para diferentes valores de parâmetros de forma (Stephens, 2001).

Figura 47 – Distribuição de Weibull de três parâmetros para amostras de aço doce 1814 (Stephens, 2001).

Figura 48 – Exemplo de uma distribuição de Weibull com dois parâmetros mostrando a linha média com intervalo de tolerância de 90% (Stephens, 2001).

Figura 49 - Desenho do grampo com indicação das posições onde foram retiradas as amostras para a análise metalográfica e medidas do tamanho de grão ASTM.

Figura 50 - Esquema mostrando as posições de medida de dureza na barra de aço.

Figura 51 - Geometria e dimensões do corpo de prova de tração (ASTM A-370).

Figura 52 – Pontos da geometria da rosca.

Figura 53 – Gráfico para a determinação do γ em função de $b/t = 1,62$.

Figura 54 - Geometria e dimensões dos grampos em U fabricados.

Figura 55 – Microestrutura da liga 1. Seção transversal (T) – (a) e (b) superfície, (c) e (d) centro. (e) e (f) Seção longitudinal.

Figura 56 - Microestrutura da liga 1. (a) e (b) Seção transversal – A e (c) e (d) seção B.

Figura 57 - Microestrutura do filete de rosca da liga 1. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe da raiz; (c) detalhe do topo da rosca e (d) detalhe de defeitos no topo da rosca.

Figura 58 - Tamanho de grão perlítico (ASTM) da liga 1, medido na seção longitudinal (L), conforme indicado na figura 45.

Figura 59 – Microestrutura da liga 3. Seção transversal (T) – (a) e (b) superfície e (c) e (d) Seção longitudinal.

Figura 60 - Microestrutura do filete de rosca do grampo produzido com a liga 3. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe da raiz; (c) detalhe do topo da rosca.

Figura 61 - Microestrutura do aço Villares (liga 4). (a) e (b) seção transversal e (c) em (d) seção longitudinal.

Figura 62 - Microestrutura do filete de rosca do grampo produzido com a liga 4. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe com mais aumento da parte da raiz do filete.

Figura 63 - Microestrutura da liga 5, (a) transversal e (b) longitudinal.

Figura 64 - Microestrutura no filete de rosca do grampo Villares Liga 5.

Figura 65 – Microestrutura do aço SAE 4140 após têmpera e revenimento, observada na direção transversal. Estrutura composta de martensita revenida (a) e (b) detalhe de (a) mostrando as linhas de segregação.

Figura 66 - (a) aspecto geral do perfil da rosca. (b) e (c) detalhe de (a) mostrando a existência de microtrincas surgidas durante a têmpera.

Figura 67 – Liga 1. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Figura 68 – Liga 3. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Figura 69 – Liga 4. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Figura 70 – Liga 5. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Figura 71 – Aço SAE 4140. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtida a partir da raiz do filete evidenciando que no processo de fabricação a quente, a diferença de dureza entre a superfície e a região do perfil da rosca é menor, devido ao tratamento térmico que realizado.

Figura 71 - Grampos com formato em U. (a) Grampo importado (Liga 1). (b) Grampo de fabricação nacional (Ligas 3,4 e 5).

Figura 72 – Sistema para ensaio de fadiga do grampo como produto final.

Figura 73 – Corpos de prova obtidos diretamente dos grampos.

Figura 74 – Corpo de prova com as duas porcas (porca e contra-porca).

Figura 75 – Sistema para ensaio de fadiga dos corpos de prova.

Figura 76 – Representação do sentido da tensão de limite resistência e a tensão nominal.

Figura 77 – Distribuição de Weibull para a Liga 1: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

Figura 78 – Distribuição de Weibull para a Liga 3: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

Figura 79 – Distribuição de Weibull para a Liga 4: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

Figura 80 – Distribuição de Weibull para a Liga 5: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

Figura 81 – Distribuição de Weibull para o aço SAE 4140 a quente: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

Figura 82 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 1. Observa-se uma pequena região de nucleação próxima ao filete da rosca e uma grande região de propagação da trinca.

Figura 83 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 3. Observa-se uma região de propagação menor do que a da Liga 1.

Figura 84 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 4. Observa-se uma grande região de propagação da trinca em relação aos das Ligas 1, 3 e 5.

Figura 85 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 5. Observa-se uma pequena região de propagação da trinca em relação às Ligas 1, 3 e 4.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Etapas e problemas do processo de fabricação dos grampos.

Tabela 2 Níveis de deformação verdadeira impostos ao material fornecido pelas empresas Belgo Mineira (liga 3) e Villares (ligas 4 e 5).

Tabela – 3 Composição química dos aços SAE 1552 (ligas 1 e 2) e dos aços propostos fornecidos pelas empresas Belgo Mineira (liga 3) e Villares (ligas 4 e 5).

Tabela 4 - Resultados finais dos ensaios preliminares dos aços liga 1, 3, 4 e 5.

Tabela 5 – Cargas (kN) utilizadas no ensaio ($P_{\text{máx}}$ e P_{min}) para os diversos materiais.

Tabela 6 – Resultados da vida em fadiga das ligas 1,3,4,5 e SAE 4140.

Tabela 7 – Vida B10 e B90 para os materiais analisados.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a	comprimento de trinca
a_i	comprimento inicial da trinca
a_o	comprimento intrínscico da trinca
A_o	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
d_a/d_n	taxa de crescimento de trinca
e	deformação de engenharia
E	módulo de elasticidade
ϵ	deformação verdadeira
ϵ_f	expoente de ductilidade á fadiga
ϵ_l	deformação verdadeira no comprimento
ϵ_p	amplitude de deformação plástica
FAC	Fadiga de Alto Ciclo
FBC	Fadiga de Baixo Ciclo
HR	Dureza Rockwell
HV	Dureza Vickers
K	coeficiente de resistência
K_σ	concentrador de tensão
K_ϵ	concentrador de deformação
ΔK	variação do fator de intensidade de tensão

ΔS	amplitude de tensão na frente da trinca
R	relação de tensão mínima sobre a tensão máxima
l	comprimento final do corpo de prova
l ₀	comprimento útil inicial do corpo de prova
Δl	variação do comprimento na região útil do corpo de prova
m	modulo de Weibull
n	expoente de encruamento
N	número de ciclos
N _f	número de ciclos para falhar
N _i	vida necessária para iniciar a trinca
N _p	vida necessária para a trinca
P	carga ou força normal
S	tensão de engenharia ou convencional
S _m	tensão média
S _{max}	tensão máxima
S _{min}	tensão mínima
S _e	limite de escoamento de engenharia ou convencional
S _r	limite de resistência à tração d engenharia
r	raio da raiz do entalhe
σ_a	amplitude de tensão
σ_f	coeficiente de resistência à fadiga
$\bar{\sigma}_f$	tensão na qual a fratura ocorre
T	espessura final do corpo de prova
T ₀	espessura inicial do corpo de prova
Y	fator geométrico
MTS	Material testing system
MEV	Microscópio eletrônico de varredura

1 – Introdução

Nas últimas décadas tem sido observado um crescente interesse, em especial na indústria automobilística, em reduzir os custos do processo produtivo, e agregando alta tecnologia nos componentes dos veículos. Para isso, novos materiais estão sendo desenvolvidos com alterações de composição química e processo, buscando melhorar as propriedades mecânicas destes componentes. A adição de elementos de liga vem se mostrando como um caminho viável para obtenção dos resultados requeridos, associado aos processos de fabricação mais ambiciosos.

Esta necessidade também tem sido observada na fabricação dos sistemas de suspensão dos veículos automotores. Na Figura 1 estão exemplificados alguns destes veículos onde o sistema de suspensão é constituído por lâminas que são agrupadas pelo uso de grampos formando os chamados feixes de mola.



(a)



(b)



(c)

Figura 1 - Exemplos de veículos com sistema de suspensão onde se aplicam grampos. (a) Caminhotes, (b) ônibus, e (c) caminhões.

A aplicação dos grampos tem como objetivo agrupar o feixe de mola ao eixo do veículo formando um conjunto sólido dos três componentes da suspensão que são: o eixo, o feixe de mola e a placa de apoio. A Figura 2 ilustra um destes sistemas montados em um veículo.

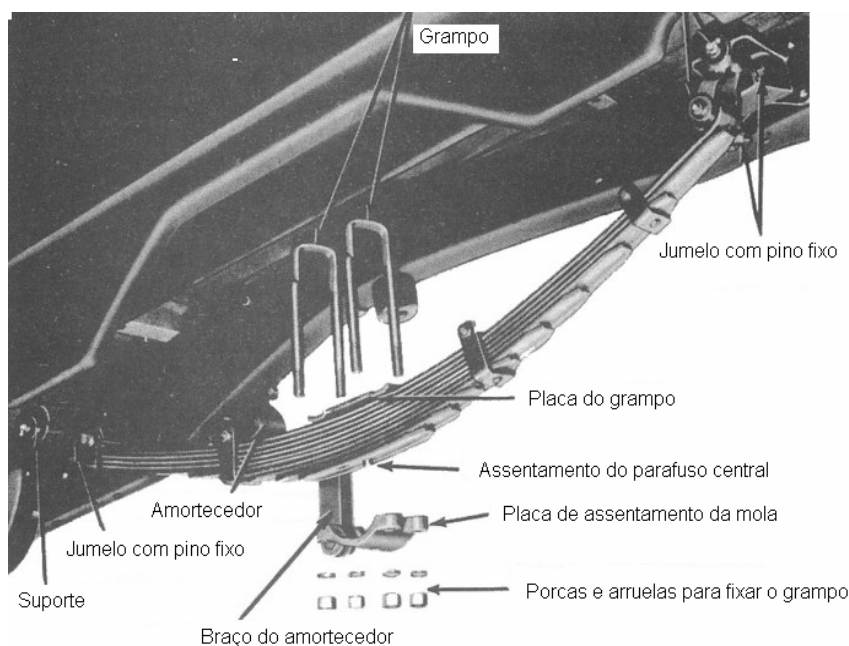


Figura 2 - Aplicação dos grampos na suspensão e veículos (Manual do fabricante de grampos CMP-USA, 2002).

Como se observa na Figura 2, alguns componentes estão combinados na suspensão dos veículos, formando uma complexa união com o grampo. Cada um destes componentes tem um efeito sobre o desempenho da união do grampo. Os grampos e outros componentes atuam com as forças de ação e reação e sempre em sentido contrário as molas da suspensão, sendo que os grampos carregam sozinhos as forças de tração. Uma das funções dos grampos é absorver as altas tensões geradas pela suspensão em ciclos de trabalho. A suspensão unida está dinamicamente carregada e uma força mínima de torque deve ser mantida ou o grampo falhará em fadiga.

Os grampos podem ser montados com a parte arredondada em contato com a peça de assentamento da mola (Figura 2) ou montados com a parte arredonda em contato com o eixo como mostrado na Figura 3.

Os grampos basicamente estão divididos em duas formas geométricas, que normalmente são chamados de formato quadrado, ver Figura 4 e formato redondo, ver Figura 5. Na Figura 3 podemos observar que o sistema é submetido a uma força – F proveniente da solicitação máxima que a mola em trabalho promove. Os grampos devem suportar a solicitação máxima.

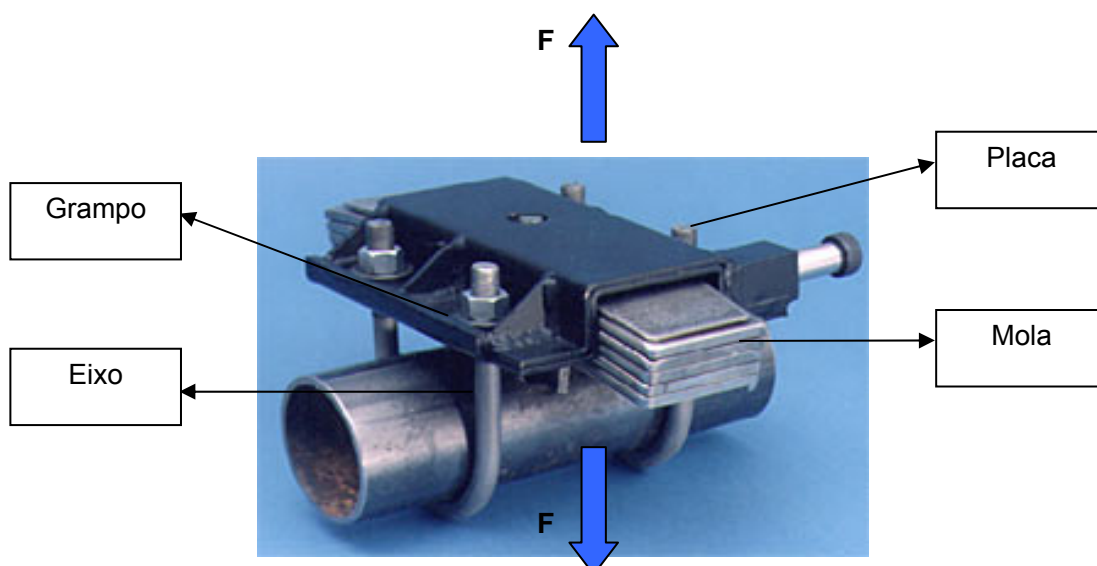


Figura 3 – Esquema mostrando o sistema de fixação do feixe de mola e o sentido das forças a que é submetido.



Figura 4 - Grampo de formato quadrado fabricado pela RNA.



Figura 5 - Grampo de formato redondo, fabricado pela RNA.

Normalmente os grampos são fabricados a quente utilizando-se o aço SAE 4140 e assim devem ser temperados e revenidos para obtenção de uma microestrutura composta principalmente de martensita revenida o que garante o nível de resistência mecânica necessário para a vida esperada do componente.

O fluxograma abaixo demonstra o processo produtivo do aço até a barra, a qual está no diâmetro final para a fabricação do grampo.

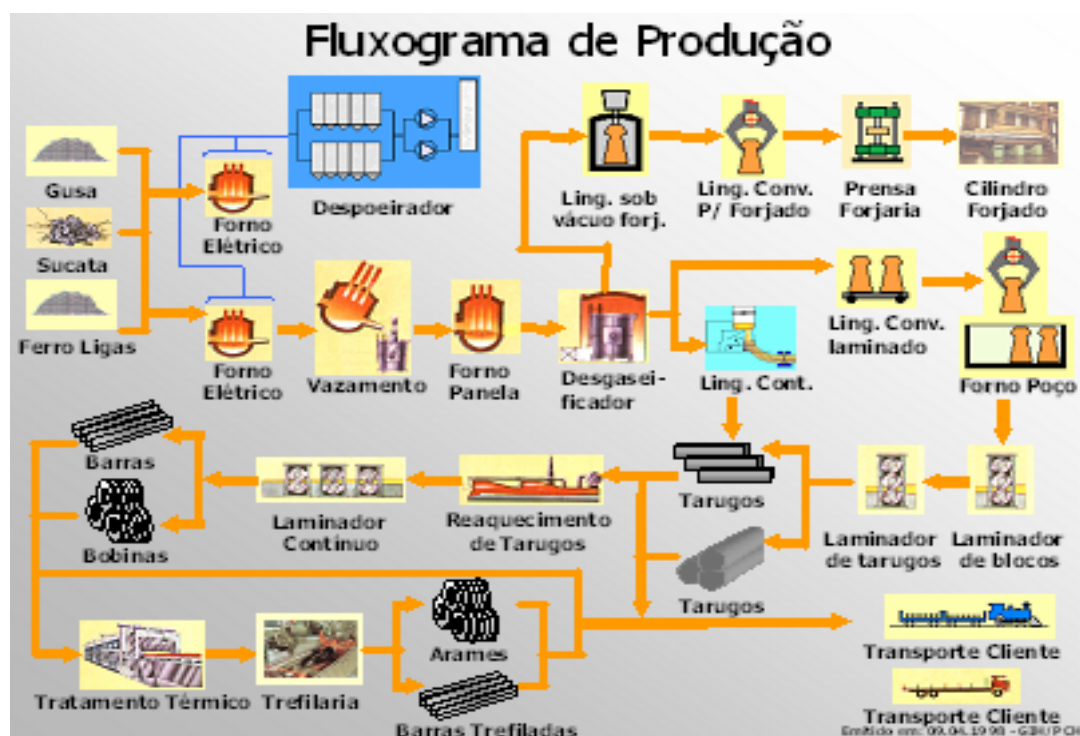


Figura 6 - Fluxograma de produção das barras de aço para fabricação dos grampos.

O fluxograma da Figura 7 apresenta o processo produtivo do grampo conformado a quente e tratado termicamente, isto é, quando fabricado com o aço SAE 4140. Estes grampos possuem um processo bastante complexo, pois recebem um aquecimento por volta de 850 °C para a conformação da dobra (U) e em seguida são aquecidos a 900 °C, temperados no óleo e revenidos a 460 °C.

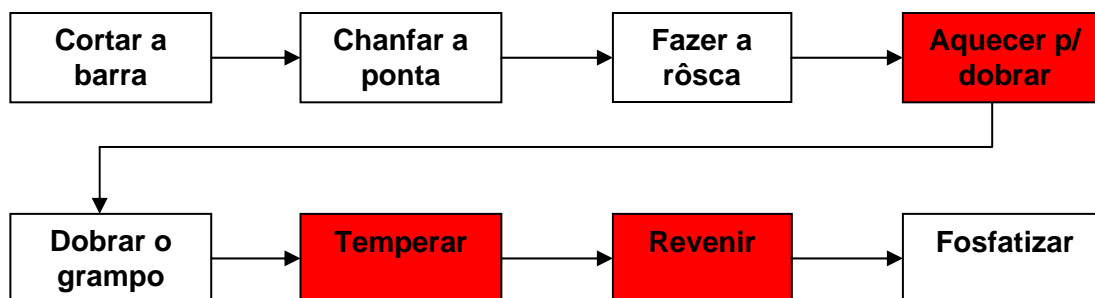


Figura 7 - Fluxograma de produção do grampo no processo de conformação a quente.

Entretanto, este processo de fabricação gera alguns problemas que afetam o desempenho do grampo quando em uso, como descarbonetação nos filetes da rosca, trincas de tratamento térmico e problemas como produtos de transformação de fases indesejáveis que acabam enfraquecendo o componente. Estes problemas, quando conjugados, acabam influenciando diretamente na obtenção das propriedades mecânicas requeridas e na vida em fadiga do produto.

No decorrer das últimas décadas o processo de conformação a quente vem sendo melhorado continuamente, porém a alta tecnologia aplicada a este processo não eliminou por completo os defeitos que eventualmente são produzidos neste.

Várias melhorias nas aciarias foram implementadas como, redução da descarbonetação na matéria prima obtida pelo processo de lingotamento contínuo, controle da atmosfera dos fornos através do controle do oxigênio interno, troca do meio de combustão de óleo para gás, aprimoramento no controle da temperatura

de aquecimento, implementação do controle automático denominado de “DEFECTMAT” no trem de laminação para localizar defeitos nas barras durante este processo, assim como, na trefilação, se usa o “CIRCOGRAF” localizado após a trefilação, utilizado para inspecionar barras com problemas de trinca.

Os fabricantes de grampos atuais, também implementaram melhorias no processo de fabricação, como controle da atmosfera dos fornos de aquecimento, controle da temperatura do óleo de têmpera, fornos de revenimento longos para obtenção de dureza mais homogênea.

Na Tabela 1 abaixo demonstraremos as etapas do processo correlacionando os problemas mais comuns gerados no tratamento térmico pelo processo a quente.

O processo de conformação a frio é um dos processos de fabricação que tem recebido grande atenção para produção dos componentes automotivos, visando principalmente um aumento de resistência e evitando os processos convencionais e tradicionais como o tratamento térmico que, além de mais caro devido ao alto consumo de gás e energia elétrica, requer controles mais severos como na temperatura e tempo de forno, e quando estes parâmetros falham geram queda na qualidade destes componentes, como, por exemplo, pelo aparecimento de micro trincas. Pela aplicação do processo de conformação a frio, certos problemas de qualidade tais como, descarbonetação, trinca de tempera e variação de dureza, poderiam ser evitados.

Tabela 1 - Etapas e problemas do processo de fabricação dos grampos.

Etapa do processo	Problemas gerados
Conformação do "U" a quente	Descarbonetação e aumento do tamanho de grão
Forno de aquecimento	Descarbonetação e aumento do tamanho de grão
Tanque de óleo	Trinca nos filetes da rêsca e variação na abertura dos grampos
Forno de revenimento	Variação de dureza

2 – Objetivo

O objetivo deste trabalho foi o de desenvolver o material e o processo de fabricação para confecção de grampos de feixes de molas que fornecessem propriedades de resistência mecânicas e de fadiga, superiores ao dos grampos atualmente em produção, sem a necessidade de execução de tratamentos térmicos de têmpera e revenido, como ilustrado no diagrama da Figura 8.

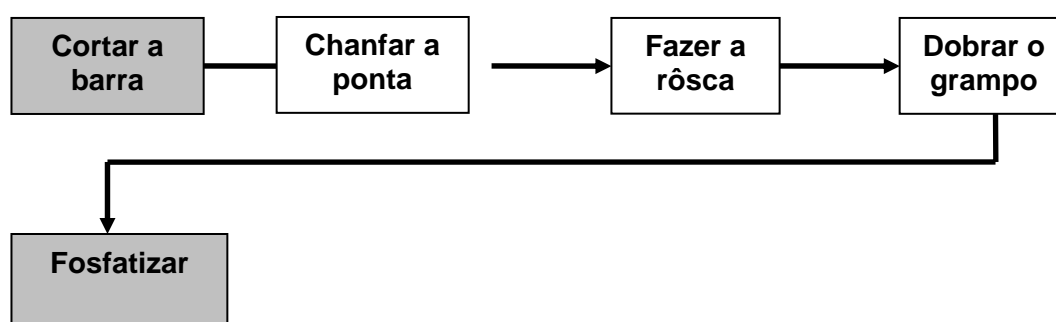


Figura 8 – Esquema sugerido para fabricação dos grampos sem os tratamentos térmicos de têmpera e revenido.

3 - Desenvolvimento da Pesquisa

O desenvolvimento deste projeto foi dividido em três etapas principais, conforme demonstrado no fluxograma da Figura 9.

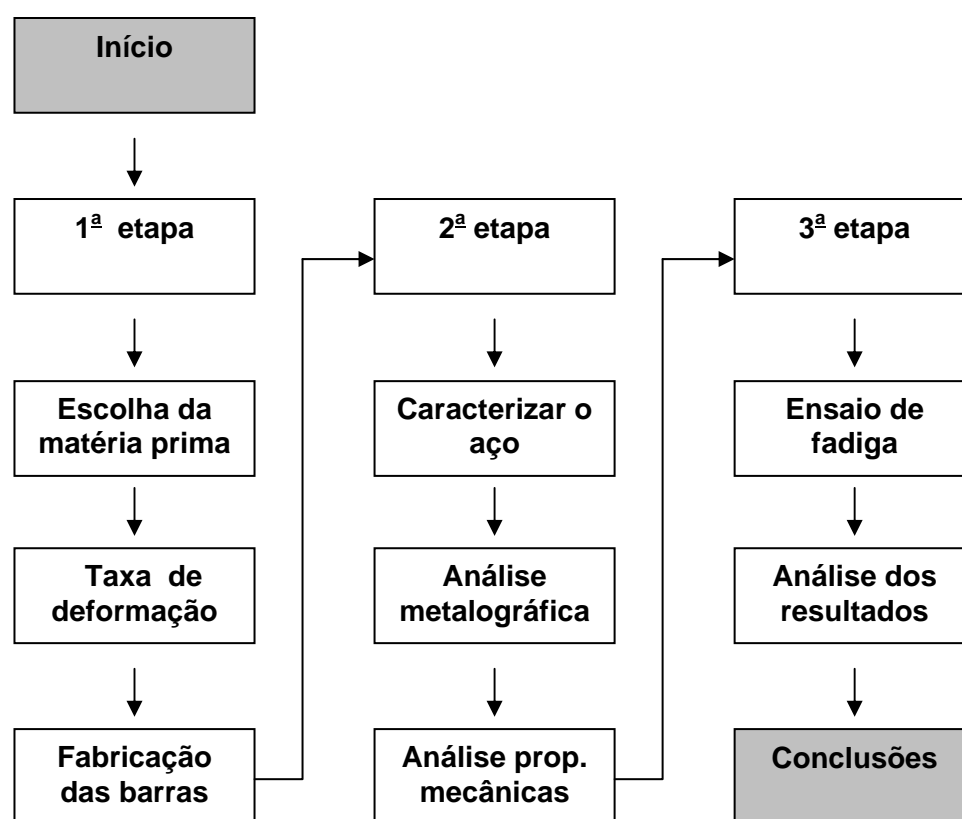


Figura 9 – Fluxograma das etapas de execução deste trabalho.

O aço SAE 1552 tem sido muito utilizado nas forjarias para conformação a frio, assim a sua composição foi utilizada como padrão para formular um aço que atendesse ou superasse as propriedades mecânicas e de fadiga do aço SAE 4140,

temperado e revenido e empregado atualmente na fabricação à quente de grampos para feixes de mola.

No Capítulo 4 é apresentada uma revisão bibliográfica que foi utilizada para o desenvolvimento do grampo, que serviram de apoio para se determinar os ensaios e cálculos necessários a este projeto.

No Capítulo 5 são apresentados os ensaios preliminares que foram fundamentais para a escolha da melhor opção de matéria prima para atender as propriedades mecânicas requeridas.

No Capítulo 6 são demonstrados os resultados de fadiga que foram fundamentais para interpretar os resultados obtidos que se apresentam no Capítulo 5.

4 – Revisão Bibliográfica

4.1 – Nucleação e Propagação de trincas por fadiga

É reconhecido, desde 1830, que um metal submetido a carregamentos cíclicos ou flutuantes pode fraturar, mesmo em níveis de tensões menores do que a tensão limite de escoamento, como mostrado nos exemplos da Figura 10.

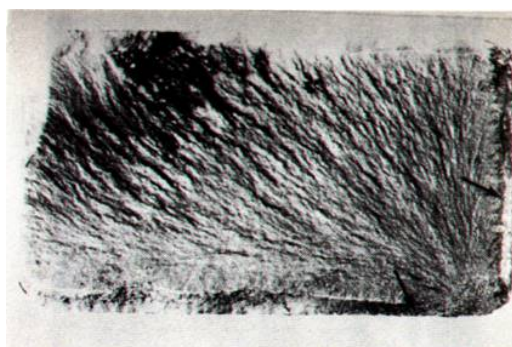


Figura 10 – Exemplos de falhas de molas por mecanismo de fadiga, cedidas pela empresa RNA, 2005.

A utilização da curva tensão versus número de ciclos para fraturar (S-N) foi o primeiro método desenvolvido para entender e quantificar o processo de fadiga. Este é ainda bastante utilizado em aplicações onde a tensão cíclica atuante é menor do que o limite de escoamento do material e o número de ciclos para fraturar é grande.

A curva S-N fornece bons resultados dentro da área do processo de fadiga conhecido como fadiga de alto ciclo, *FAC*. Porém, na região de baixo ciclo, onde as

deformações aplicadas apresentam uma grande componente de deformação plástica, a utilização da curva S-N torna difícil a interpretação dos resultados. Nesta região, denominada de fadiga de baixo ciclo, *FBC*, uma metodologia baseada no controle da deformação fornece melhores resultados.

A vida total (N) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (N_i) e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (N_p):

$$N = N_i + N_p \quad (1)$$

Para níveis baixos de tensão ou deformação a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida total do corpo de prova (FAC). Em altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação passa a ocupar a maior parte da vida total (FBC).

A nucleação de trinca por fadiga geralmente ocorre na superfície pelo fato dos grãos superficiais estarem menos sustentados mutuamente do que os grãos do interior e, assim, a deformação plástica localizada e o rompimento das ligações atômicas podem ocorrer mais facilmente. Também, a tensão é geralmente máxima na superfície, uma vez que esta pode apresentar defeitos, como riscos de usinagem, entalhes, corrosão localizada, etc., que funcionam como concentradores de tensão.

Pesquisas anteriores têm mostrado que a nucleação está relacionada com a deformação plástica alternada, característica do processo de fadiga, isto é, com os movimentos de ida e retorno das discordâncias nos planos de escorregamento dos cristais metálicos. O deslizamento das discordâncias ocorre tanto em carregamento cíclico como no monotônico como apresentado na Figura 11.

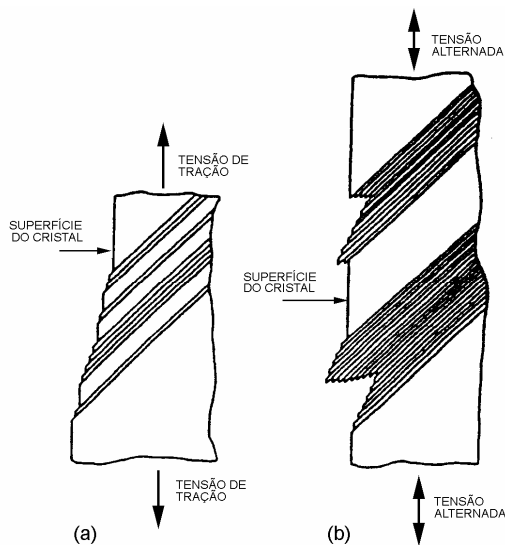


Figura 11 – Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclico (Reed-Hill, 1994).

A Figura 12 apresenta o registro em microscópio eletrônico de varredura, da formação de trincas a partir de intrusões e extrusões.

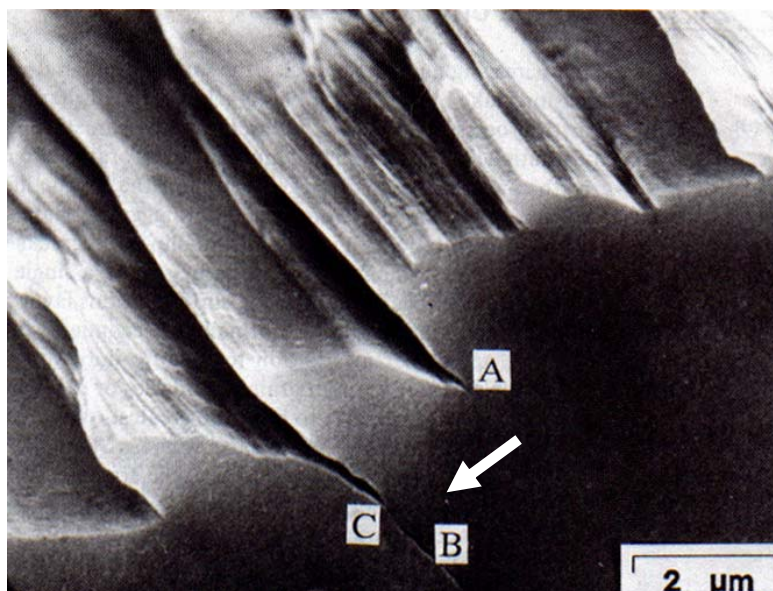


Figura 12 - Fotomicrografia utilizando MEV, mostrando intrusões e extrusões, com a formação de trinca (seta). (Reed-Hill, 1994).

A formação das bandas de deslizamento, com a conseqüente formação das intrusões e extrusões, não é o único mecanismo responsável pela nucleação da trinca. A nucleação pode ocorrer também em interfaces, tais como (Figura 13):

- nas inclusões;
- contornos de grãos (ocorre pela quebra das ligações atômicas mais fracas dos contornos de grão, devido à excessiva deformação plástica);
- contornos das maclas (é observado em vários metais cúbicos de face centrada, como por exemplo, os aços inoxidáveis austeníticos).

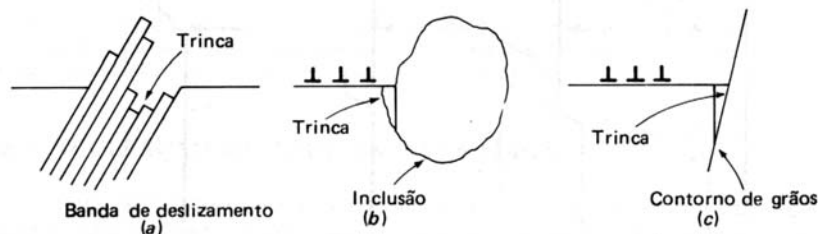


Figura 13 - Outros mecanismos de nucleação de trincas em fadiga. (Reed-Hill, 1994).

Uma vez nucleada, a trinca tende a crescer. Este crescimento é muito pequeno, geralmente da ordem de alguns grãos. A nucleação e o crescimento inicial de trincas é controlado pela máxima tensão de cisalhamento e ocorrem nos planos onde a tensão de cisalhamento aplicada é máxima, aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada.

Esta fase de nucleação e crescimento inicial foi denominada de estágio I, sendo diferente do estágio II, onde as trincas propagam em um plano perpendicular à máxima tensão de tração, Figura 14.

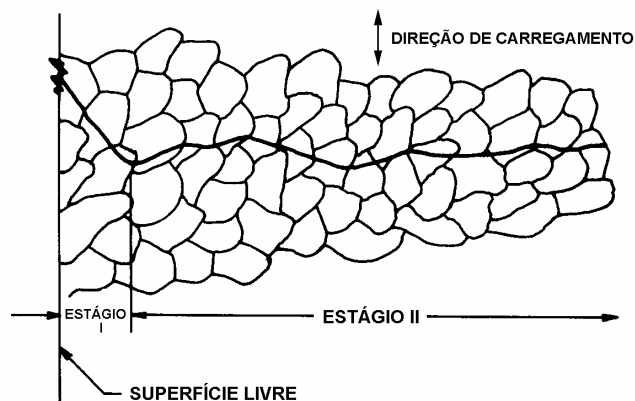


Figura 14 - Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga. (Forsyth, 1969).

Os mecanismos do crescimento de trinca no estágio I ainda não são bem conhecidos. Os estudos de trincas curtas têm mostrado que o estágio I pode, ainda, ser subdividido em nucleação e propagação de sub-microtrincas e formação e propagação de microtrincas.

4.2 - Fadiga de alto ciclo (FAC)

Componentes e estruturas de engenharia estão sujeitas a carregamentos com história de cargas bem diversos. Na figura 15(a) observa-se um ciclo de tensão totalmente reverso (onda senoidal). Esta é uma condição de carregamento idealizado, típica das condições encontradas em eixos operando com rotação constante, sem sobrecarga. $S_m = 0$ e $S_{max} = -S_{min}$. Na Figura 15(b) pode ser observado a situação mais geral onde $S_{max} \neq S_{min}$. S_{min} pode ser igual ou diferente de zero. A figura 15(c) mostra um tipo de carregamento mais complexo onde as tensões S_{max} e S_{min} são aplicadas aleatoriamente. Este tipo de carregamento representa melhor as tensões cíclicas encontradas na prática.

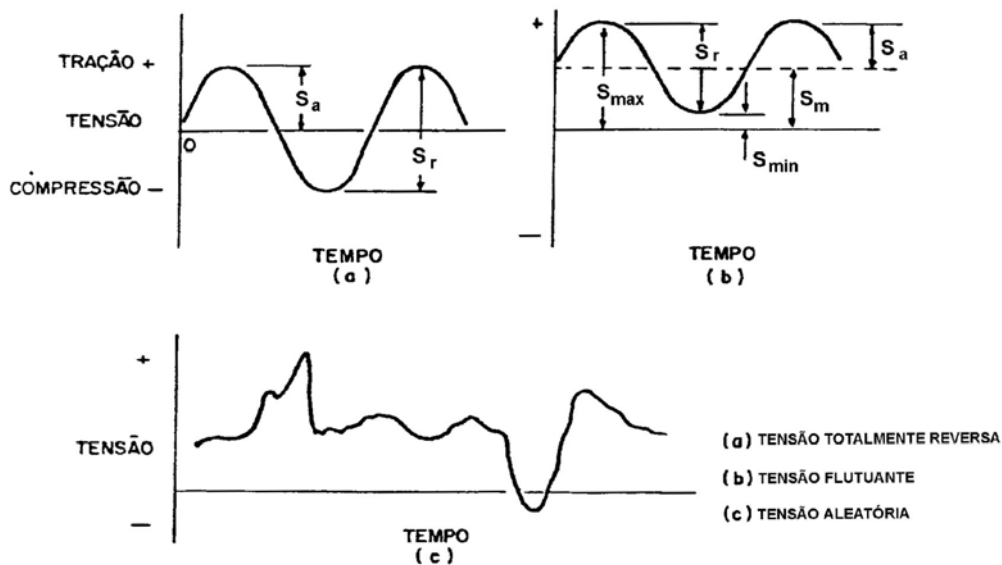


Figura 15 - Ciclos de tensão típicos em fadiga. (Souza, 1996).

Os ensaios de FAC são geralmente realizados mantendo o ciclo de tensão constante (Figura 16), o qual pode também ter a forma triangular, trapezoidal, etc.

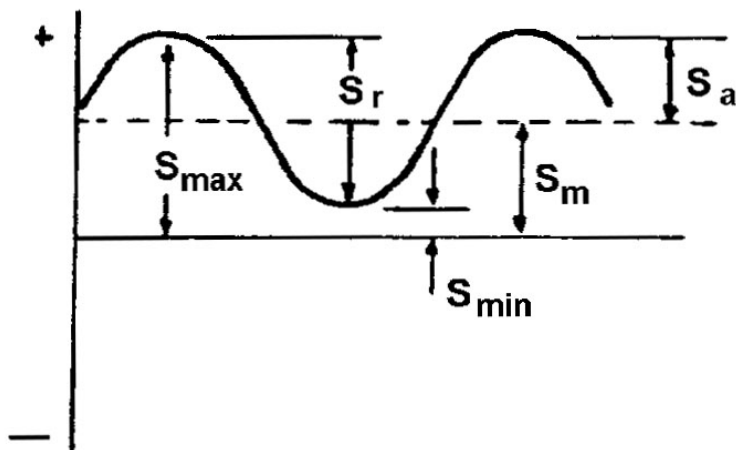


Figura 16 - Ciclo de Tensão Constante. (Souza, 1996).

Um ciclo de tensão constante pode ser dividido em duas componentes: uma tensão média, S_m , e uma componente de tensão alternada, também denominada de amplitude de tensão, S_a .

A tensão média é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo:

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (2)$$

A amplitude de tensão, S_a , é a metade do intervalo total de tensão, $S_{\max} - S_{\min}$:

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (3)$$

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

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (4)$$

4.2.1 - Curvas S-N

Por volta de 1871, o engenheiro alemão A. Wöhler realizou a primeira investigação sistemática do comportamento à fadiga em eixos ferroviários.

Wöhler realizou ensaios de fadiga em modelos de tamanho natural e em corpos de prova pequenos submetidos a carregamentos cíclicos de flexão, torção e tração-compressão, utilizando vários tipos de materiais.

Os resultados foram registrados em termos da tensão convencional em função do logaritmo do número de ciclos, o qual se tornou conhecido como *curva S-N* ou *curva de Wöhler*.

Os resultados dos ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente apresentados como amplitude de tensão, S_a , ou intervalo de tensão, $S_{\max} - S_{\min}$, em função do logaritmo do número de ciclos, como mostrado na Figura 17.

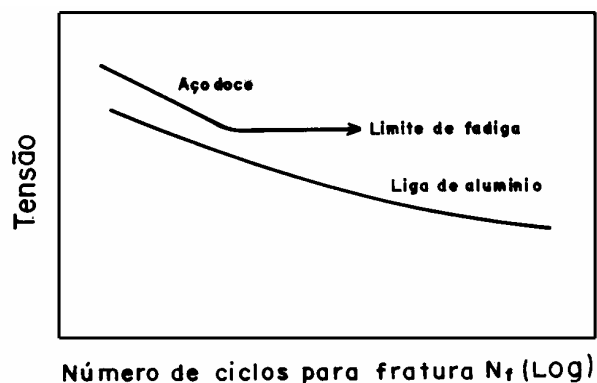


Figura 17 - Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não ferrosos (Souza, 1996).

A relação S-N é determinada para um valor específico de tensão média, S_m , e de relação de tensões, R . Muitas determinações das propriedades de fadiga foram realizadas em ensaios de flexão rotativa totalmente reverso, ou seja, $R = -1$. Atualmente, com o desenvolvimento das máquinas servo-hidráulicas, os ensaios de fadiga passaram a ser do tipo tração-compressão e vários valores de R podem ser aplicados.

O procedimento geralmente utilizado para determinar a curva S-N em laboratório é:

- Ensaiar o primeiro corpo de prova utilizando um nível alto de tensão, onde são esperados poucos ciclos para rompê-lo.
- Diminui-se, então, o nível de tensão para os próximos corpos de prova, até que um ou dois corpos de prova não se rompam até a aplicação de 10^7 ciclos. A maior tensão na qual o material não rompe até 10^7 ciclos é geralmente considerada como sendo o limite de fadiga, S_f .

- Para materiais que não exibem o limite de fadiga, define-se a resistência à fadiga como sendo a maior tensão na qual o corpo de prova rompe a um determinado número de ciclos, geralmente entre 10^7 e 10^8 ciclos.

A curva S-N é geralmente determinada utilizando-se aproximadamente 15 corpos de prova, obedecendo-se as normas ASTM E-466 (1996), ASTM E-468 e ASTM E-739 (1991). Estas recomendam uma quantidade mínima de corpos de prova total e em cada nível de tensão ensaiado. Isto em função do tipo de utilização dos resultados, resultados preliminares, finalidades de pesquisa ou projeto, etc.

Os ensaios de fadiga apresentam um grande espalhamento, cujas causas podem ser divididas em três categorias principais:

- confecção dos corpos de prova,
- condições dos ensaios de fadiga, e
- heterogeneidade do material.

As duas primeiras causas não são aceitáveis e suas influências sobre as propriedades de fadiga devem ser minimizadas através da utilização de técnicas experimentais adequadas.

4.2.2- Limite de fadiga

Como pode ser observado na Figura 18, algum material, como, por exemplo, os aços, apresentam um limite de fadiga, que representa um nível de tensão alternada abaixo do qual o material tem uma vida infinita, bem definido. Entretanto, muitos materiais não ferrosos não apresentam um limite de fadiga. O limite de

fadiga é geralmente atribuído ao aprisionamento das discordâncias pelos átomos intersticiais de carbono e nitrogênio, causado pelo envelhecimento por deformação. As discordâncias, que inicialmente produzem deslizamento entre os planos cristalográficos, são subseqüentemente presas pela migração dos átomos de carbono durante o envelhecimento, tendo, portanto, seu movimento restringido, impedindo o mecanismo de escorregamento que leva a formação de microtrincas.

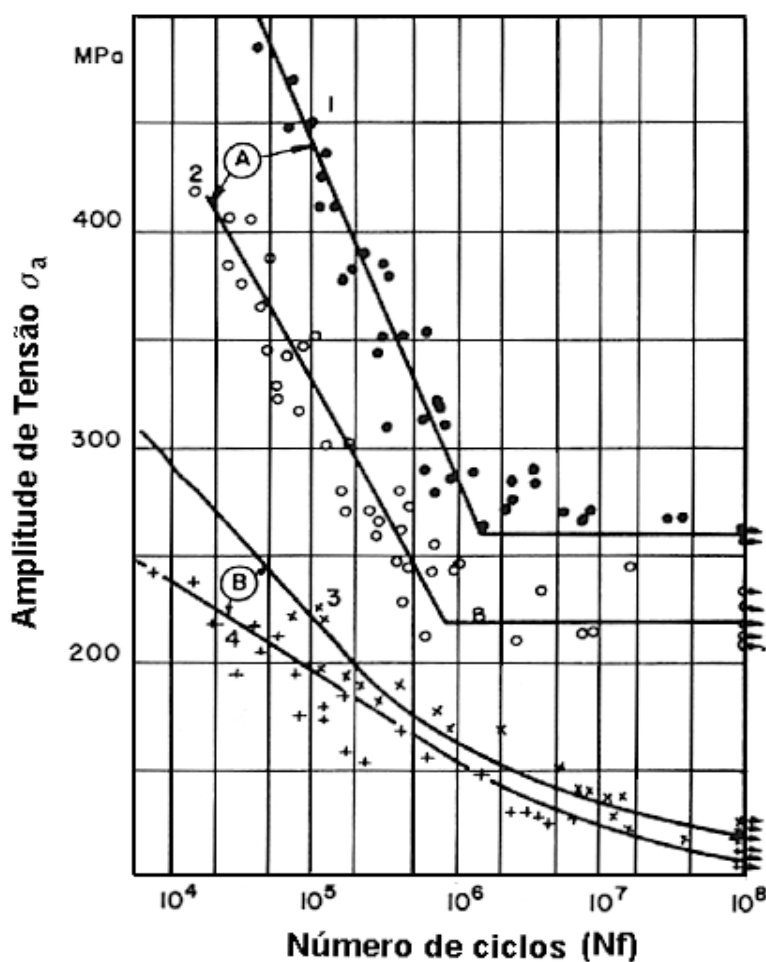


Figura 18 - Curvas S-N típicas para ferro, níquel e suas ligas. A1: Fe-10%Ni revenida (estrutura CCC); A2: Fe-3%Ni-0,5%Ti (estrutura CCC); B3: Ni (estrutura CFC); B4: Ni-15%Fe (estrutura CFC), (Dieter,1986).

Para um mesmo material, o limite de fadiga depende:

- do acabamento superficial, do tipo de carregamento,
- da temperatura de ensaio,
- do ambiente,
- da tensão média, e
- tensões internas.

O limite de fadiga pode ser considerado como um evento crítico, tanto do ponto de vista de nucleação como da propagação da trinca. Para a nucleação de uma trinca de tamanho crítico, a qual geralmente ocorre pela formação das bandas de deslizamento, é necessário que as amplitudes de tensões e de deformações sejam superiores a um valor crítico. Uma vez nucleada, a propagação ocorrerá se a variação do fator de intensidade de tensão na frente da trinca, ΔK , for suficiente para propagá-la.

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (5)$$

onde ΔS é a amplitude de tensão na frente da trinca, a é o tamanho da trinca e Y depende da geometria do componente e das condições de carregamento.

4.3 - Comportamento cíclico dos metais

As propriedades mecânicas de um metal podem ser bastante alteradas quando este está sob carregamento cíclico. Dependendo do estado inicial (temperado e revenido, recozido, normalizado, encruado, etc.) e das condições do ensaio, a resistência à deformação de um metal pode aumentar (endurecimento cíclico), diminuir (amolecimento cíclico) ou não se alterar (estabilidade cíclica).

- O amolecimento cíclico é característico de metais trabalhados a frio e da maioria dos aços ensaiados com baixa amplitude de deformações.
- O endurecimento cíclico é característico de metais recozidos, a maioria das ligas de alumínio e de aços temperados.

Alguns metais podem também apresentar comportamento misto (amolecimento e endurecimento cíclico), dependendo da amplitude de deformação aplicada. Este comportamento é encontrado em aços inoxidáveis austeníticos convencionais com adição de nitrogênio, do tipo 304LN que sofre amolecimento cíclico para baixas amplitudes de deformações, <0,85%, e endurecimento cíclico, causado pela transformação da martensítica induzida pela deformação, para níveis maiores de deformações.

O comportamento cíclico do material pode ser facilmente observado quando se registra a amplitude de tensão em função do número de reversos, como mostrado na Figura 19.

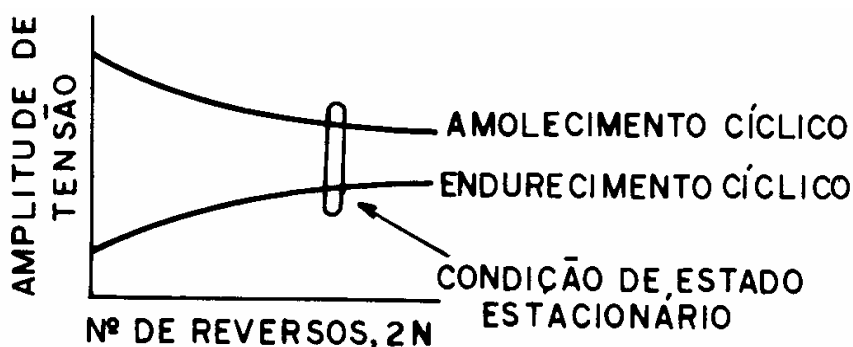


Figura 19 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação.

A Figura 20 apresenta um ciclo de tensão - deformação no estado estável, resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo realizado com controle de deformação e amplitude de deformação média zero ($R = -1$).

Para construir a curva tensão-deformação cíclica, conecta-se as pontas das histereses estabilizadas, obtidas para vários corpos de prova ensaiados em controle de deformação para diferentes níveis de amplitude de deformação, como mostrado na Figura 21.

Este é o método convencional para obter a curva tensão-deformação cíclica. A grande desvantagem deste método é a necessidade de ensaiar vários corpos de prova. Vários outros métodos foram desenvolvidos com o objetivo de construir a curva com apenas um único corpo de prova.

A Figura 22, curva tensão-deformação cíclica, pode ser comparada diretamente com a tensão-deformação monotônica para avaliar quantitativamente as alterações no comportamento mecânico devido ao carregamento cíclico.

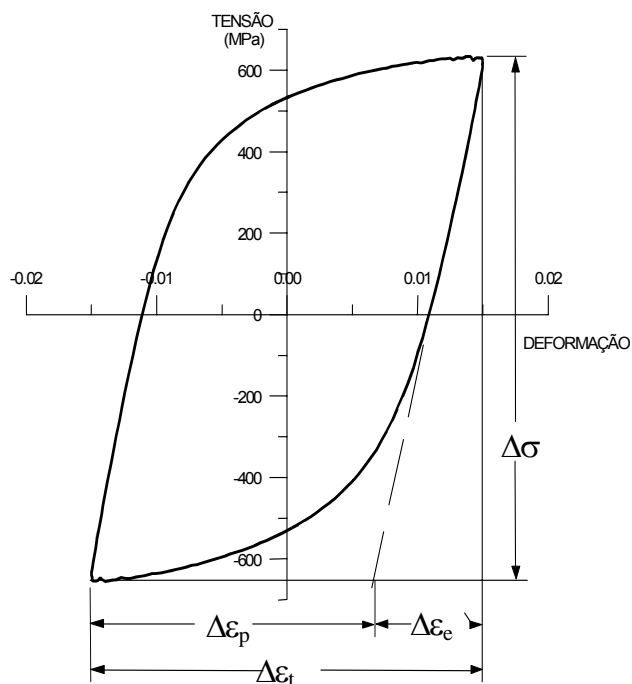


Figura 20 - Deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão - deformação estável (Fuchs, 1980).

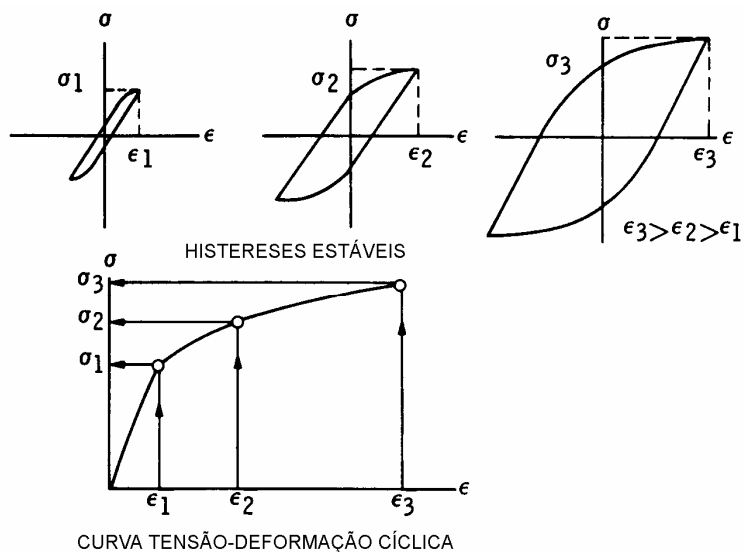


Figura 21 - Construção da curva tensão-deformação cíclica (Dieter, 1986).

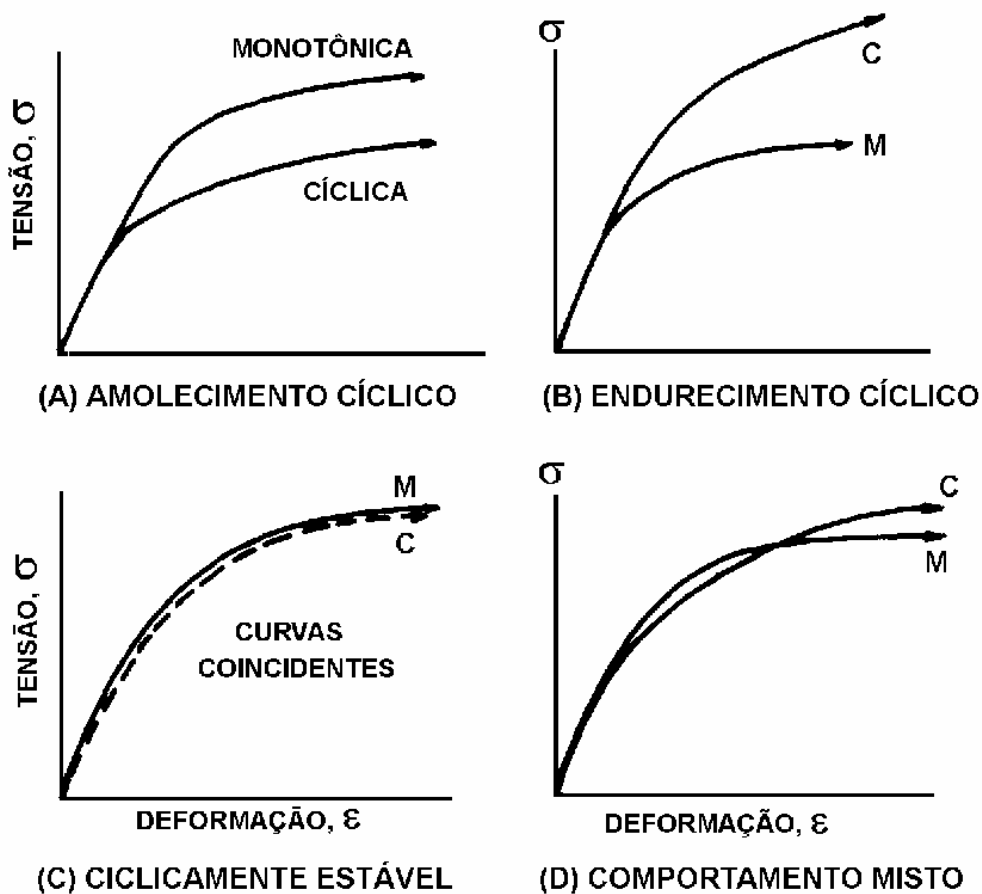


Figura 22 - Exemplo dos vários tipos de curvas tensão-deformação cíclicas. (Landgraf, 1969).

Assim, como na curva tensão – deformação monotônica, considera-se que na curva cíclica a relação entre as amplitudes de tensão e de deformação plástica pode ser representada pela mesma função potencial:

$$\sigma_a = K \cdot (\varepsilon_p)^{n'} \quad (6)$$

onde σ_a é a amplitude de tensão no estado estável, medido na metade da vida da amostra, ε_p é a amplitude de deformação plástica, K' é o coeficiente de resistência cíclica, e n' é o expoente de encruamento cíclico.

Em geral, metais com alto expoente de encruamento monotônico, $n > 0,15$, endurecem ciclicamente, contrariamente amolecem ciclicamente. Outro método para determinar o comportamento cíclico é baseado na relação entre o limite de resistência e o limite de escoamento:

- quando $\frac{S_R}{S_E} > 1,4$, é esperado endurecimento cíclico;

- quando $\frac{S_R}{S_E} < 1,2$, é esperado amolecimento cíclico.

onde S_R é o limite de resistência, e S_E é o limite de escoamento. Entre 1,2 e 1,4 o metal é geralmente estável, mas pode endurecer ou amolecer ciclicamente.

4.4 - Curva deformação-vida

Ainda que não seja estudado neste trabalho, será apresentada uma breve introdução do comportamento a fadiga dos metais para os casos onde a componente de deformação plástica é maior do que a elástica.

Como falado anteriormente, a primeira investigação sistemática do comportamento à fadiga foi realizada por Wöhler, por volta de 1871, em eixos ferroviários ensaiados em flexão rotativa. Desde então os dados de fadiga são geralmente apresentados na forma de uma curva tensão-vida.

Por volta de 1900, Basquin mostrou que a relação tensão-vida pode ser linearizada, quando registrada usando coordenadas bilogarítmicas e, assim, estabeleceu uma lei exponencial da fadiga.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (7)$$

onde σ_a é a amplitude de tensão real cíclica, σ'_f é o coeficiente de resistência à fadiga, $2N_f$ é o número de reversos e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin. O coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f , e o expoente de resistência à fadiga, b , são propriedades de fadiga dos materiais. O valor de b varia entre -0,05 e -0,12, e para muitos metais σ'_f é aproximadamente igual à tensão real na fratura, σ_f , determinada no ensaio de tração.

A equação de Basquin pode ser reescrita em termos da amplitude de deformação elástica:

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (8)$$

onde $\Delta \varepsilon_e$ é a deformação total aplicada e E é o módulo de elasticidade. Esta curva está representada na Figura 23.

Por volta de 1950, Coffin e Manson propuseram independentemente que a amplitude de deformação plástica real pode ser relacionada com o número de reversos utilizando uma função exponencial do tipo:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (9)$$

onde $\Delta\varepsilon_p / 2$ é a amplitude de deformação plástica, ε'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

Em escala bilogarítmica, a relação acima é uma reta, como mostrado na Figura 24. O coeficiente de ductilidade à fadiga, ε'_f , e o expoente de ductilidade à fadiga, c , são também propriedades de fadiga dos materiais. Para muitos metais, ε'_f é aproximadamente igual à deformação real na fratura, ε_f , determinada no ensaio de tração. A relação de Coffin-Manson pode ser aplicada para carregamento totalmente reverso independente se o ensaio for realizado com controle de deformação ou de carga.

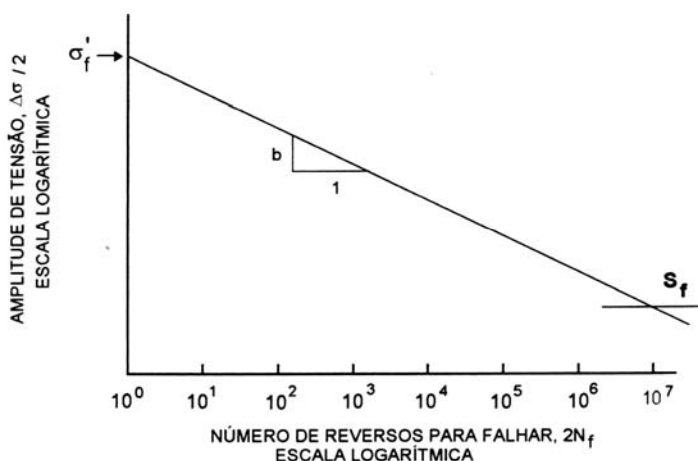


Figura 23 - Tensão verdadeira em função do número de reversos, escala bilogarítmica.

Mais recentemente, Morrow mostrou que a amplitude de deformação total, que é a soma das componentes elástica e plástica, pode ser melhor relacionada à vida do material. A Figura 25 ilustra esquematicamente a natureza da curva amplitude de deformação total em função do número de reversos.

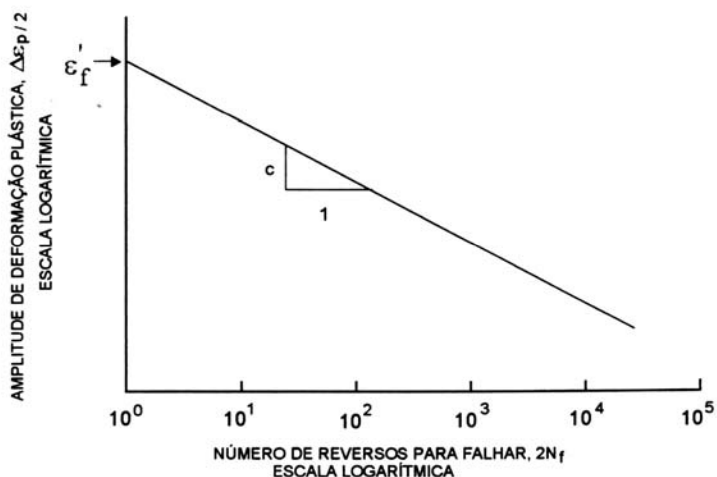


Figura 24 - Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogárptica.

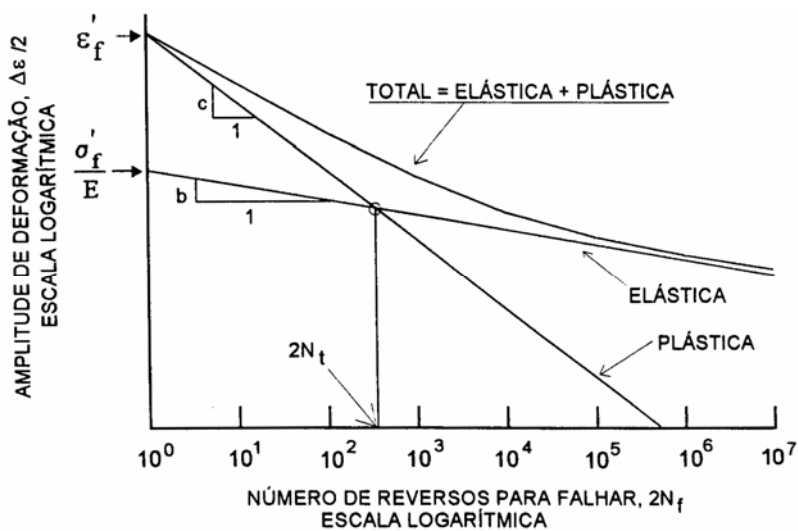


Figura 25 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogárptica (Technical Report on Fatigue Properties, 1975).

Matematicamente, esta curva pode ser descrita somando as curvas componentes de Basquin e Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (10)$$

A equação acima é denominada relação deformação-vida e é a base dos estudos de fadiga com controle de deformação.

As seguintes observações podem ser feitas a partir da curva deformação-vida mostrada na Figura 26.

Quando o número de reversos é pequeno, menor do que $2N_t$, que corresponde à vida à fadiga de transição onde $\Delta\varepsilon_e/2 = \Delta\varepsilon_p/2$, a deformação plástica é muito maior do que a deformação elástica e a ductilidade do material controla o comportamento à fadiga. Nestas condições, o processo de fadiga é denominado de baixo ciclo.

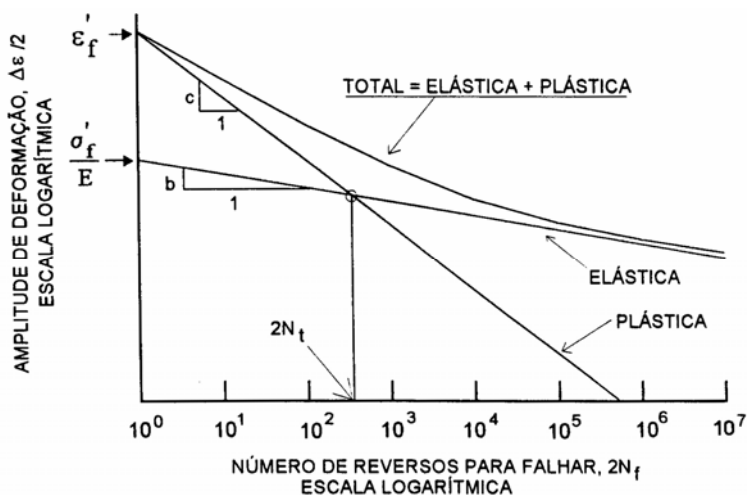


Figura 26 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogárptica (Technical Report on Fatigue Properties, 1975).

Para número de reversos grande, maior do que $2N_t$, a deformação elástica é maior do que a plástica e a resistência à tração do material controla o comportamento à fadiga. O processo de fadiga é, então, denominado fadiga de alto ciclo. A transição da fadiga de baixo ciclo para a fadiga de alto ciclo ocorre geralmente entre 10^4 e 10^5 ciclos.

4.5 - Fatores Influentes no comportamento em fadiga dos metais

Em uma análise de um problema de fadiga de um componente, seja ele um caso de FAC ou FBC será necessário levar em conta os vários fatores influentes do comportamento em fadiga, entre eles podemos citar:

- Efeito e o tipo de carregamento,
- Efeito do Tamanho e do gradiente de tensão,
- Acabamento superficial,
- Tratamentos superficiais,
- Recobrimento,
- Tratamentos térmicos,
- Tratamentos mecânicos.

Por muitos anos a ênfase dos ensaios de fadiga tem sido no entendimento empírico do efeito de vários fatores na obtenção da curva S-N em materiais ferrosos em vidas longas e intermediárias. As principais variáveis investigadas são: tamanho, tipo de carregamento, acabamento superficial, tratamentos superficiais, temperatura e meio.

Os resultados destes testes têm sido quantificados como fatores modificadores que são aplicados a curva S-N. No caso do limite de fadiga este será modificado da seguinte forma:

$$S'_e = S_e C_{tam} C_{carga} C_{ac.sup} C_{carga} C_{ten.res} \dots \dots \dots \quad (11)$$

Ainda que estes fatores têm sido aplicados na correção do limite de fadiga, a aplicação destes fatores na curva S-N como um todo não é claramente definida. O que tem sido observado é que para o caso da FBC, estes fatores têm pouco efeito.

Uma forma conservativa seria a aplicação destes fatores na curva toda, como mostrado na Figura 27.

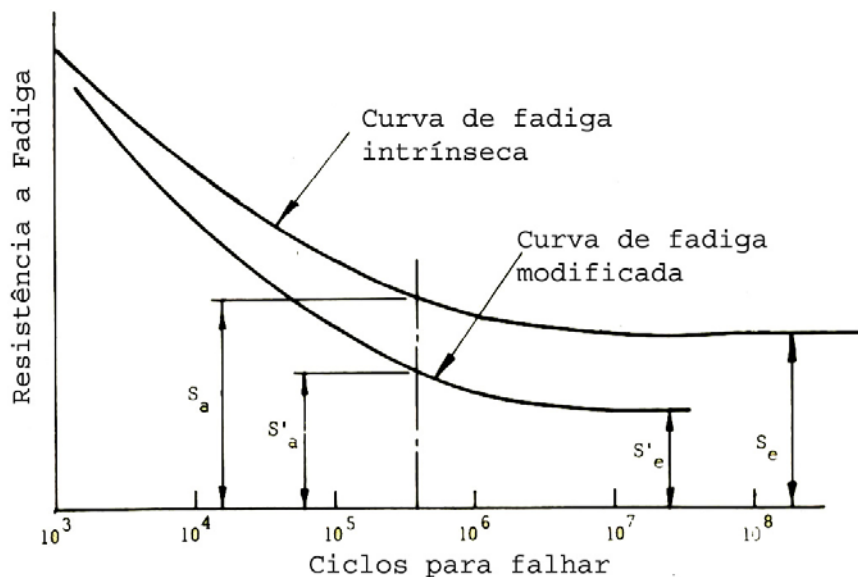


Figura 27 - Curva de fadiga intrínseca e considerando os fatores de correção, não levando em consideração o efeito da tensão média (Bannantine, 1990).

É muito importante lembrar que estes fatores modificadores são modelos empíricos dos fenômenos e podem dar um entendimento limitado do processo físico. Muito cuidado deve ser tomado em utilizá-los fora do intervalo de dados usados para obtê-los.

4.5.1 - Efeito do tipo de carregamento

Na prática, três tipos de carregamentos são mais utilizados:

- Torcional;
- Axial;
- Flexão.

Tem sido mostrado que a influência do tipo de carregamento pode ser levado em conta através do fator C_{carga} . No caso a flexão rotativa, que tem sido largamente utilizada para a obtenção de curvas S-N, será tomada como base e portanto o valor da constante será o da unidade. Portanto, o fator somente será utilizado para os casos ensaiados diferentemente da flexão rotativa.

O limite de fadiga obtido a partir de condições de ensaios tração-compressão, para muitos materiais, é um pouco inferior ao limite de fadiga obtido por flexão rotativa. Ainda que esta diferença não é ainda completamente entendida, ela certamente está conectada com dois fatores:

- Dificuldade em aplicar uma carga axial, sem ocorrência de algum desalinhamento, que causa algum momento fletor.
- Em carregamentos verdadeiramente axiais, o volume total da região crítica estará sujeito à mesma tensão máxima. Desta forma, como neste caso um maior volume estará sujeito à carga máxima, estatisticamente é esperado um valor menor.

Para muitos materiais, quando são utilizados corpos de prova similares, o limite de fadiga com aplicação de cargas axiais, varia entre 0,6 a 0,9 dos valores obtidos em flexão rotativa. Um valor conservativo seria em torno de 0,7.

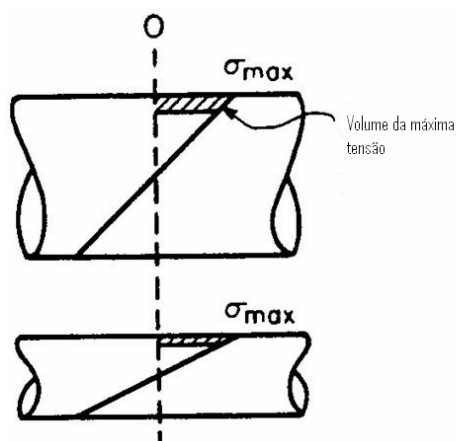
No caso de carregamento torsional, obviamente seria esperado que a resistência à fadiga fosse menor do que a fadiga em carregamento de flexão rotativa e axial. É claro que os tipos de tensões a partir de carregamentos torsionais serão diferentes dos dois casos previamente mencionados, pois será cisalhamento puro.

O intervalo do fator de correção será entre 0,5 a 0,6 do valor do limite de fadiga obtido para o caso de flexão rotativa. O valor de 0,577 tem sido obtido através do uso do critério de falha de Von Misses.

4.5.2 - Efeito do tamanho e do gradiente de tensão

A fratura por fadiga em materiais é dependente da interação de grandes tensões e uma falha de tamanho crítico. Genericamente falando, o processo de fratura é controlado pelo “elo mais fraco” do material, com a probabilidade aumentando com o volume do material.

O efeito do tamanho tem sido relacionado com a quantidade de material da superfície sujeita a 95% ou mais da máxima tensão de superficial. Um componente grande possui um gradiente de tensão menor e desta forma, um maior volume de material estará sujeito a estas tensões máximas (Figura 28).



$$C = \left\{ \begin{array}{ll} 1 & \text{se } d \leq 8\text{mm} \\ 1,189d^{-0,097} & \text{se } 8\text{mm} \leq d \leq 250\text{mm} \end{array} \right\}$$

Figura 28 - Influencia do tamanho no limite de fadiga (Bannantine, 1990).

Deve ser enfatizado que este efeito somente é significativo quando a vida for longa e diâmetros maiores do que 50 mm.

4.5.3 – Acabamento superficial

A fadiga de corpos de prova é cuidadosamente controlada com um alto grau de precisão e normalmente os corpos de prova são polidos. Na aplicação real de componentes de engenharia isto não acontece, sendo que o acabamento superficial de um corpo de prova é muito diferente do acabamento do componente e isto pode levar a uma redução significativa na vida em fadiga. No componente de engenharia o acabamento é dependente do processo de fabricação que pode introduzir três tipos de efeitos: rugosidade, tensões residuais e endurecimento por deformação plástica.

Para o caso do aço, tem-se observado que quanto mais alta a tensão limite de escoamento, mais crítico é o acabamento superficial, isto é devido principalmente ao fato de quanto maior o limite de escoamento mais sensível torna-se o material a entalhes. A seguinte classificação de acabamento superficial tem sido sugerida e apresentada na Figura 29. Desta figura é possível à obtenção do $C_{ac.sup}$ e aplicá-lo na determinação do limite de fadiga.

Outros gráficos, como o da Figura 30, onde somente o efeito da rugosidade superficial é considerado, podem fornecer os fatores relativos as diferentes operações de usinagem.

Este fator será de grande importância quando o material em questão for de alta resistência, quando uma grande quantidade de tensões residuais é gerada no processo de usinagem (caso das retíficas), não ignorar as marcas de estampagem e, no caso de FBC, estes efeitos serão menos pronunciados.

É importante notar que as inclusões e as orientações preferenciais dos grãos, introduzidas pelo trabalho do material, pode causar anisotropia nas propriedades mecânicas do metal. Esta anisotropia é muito importante e deve ser considerada durante o projeto de componentes de engenharia, principalmente por

aqueles que serão produzidos por forjamento, laminação, trefilação e outros, processos de deformação á frio. Neste caso, ensaios deverão ser realizados e fatores deverão ser considerados.

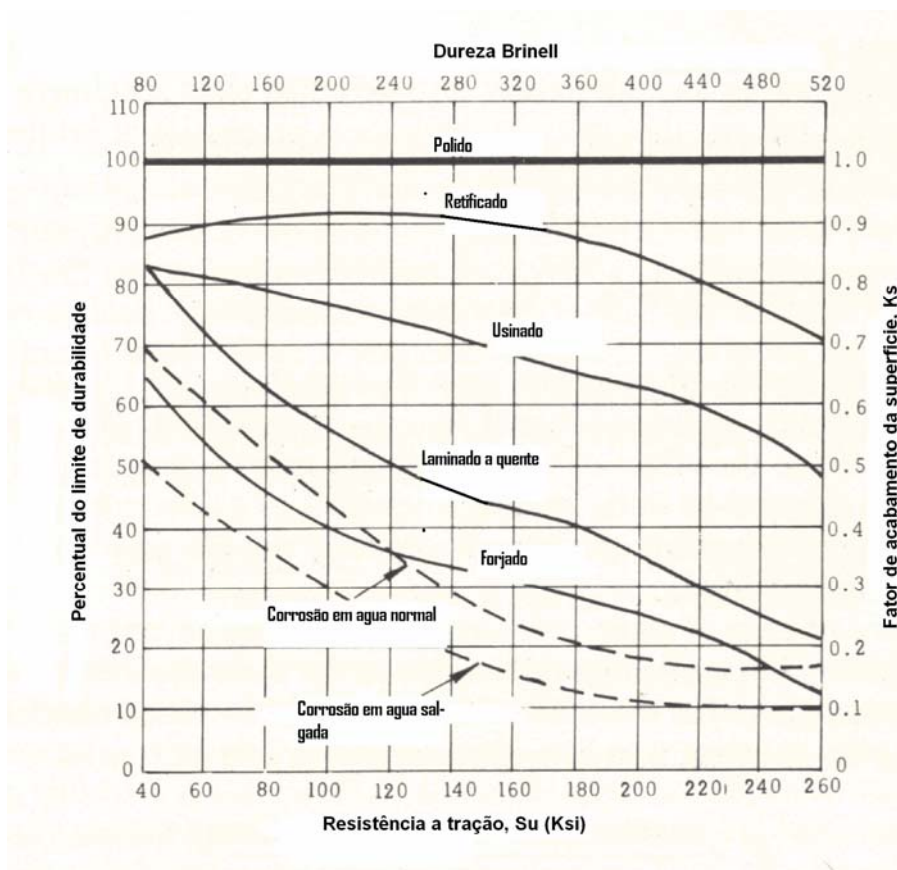


Figura 29 - Redução do limite de fadiga devido ao acabamento superficial dos aços. (Jovinall, 1967).

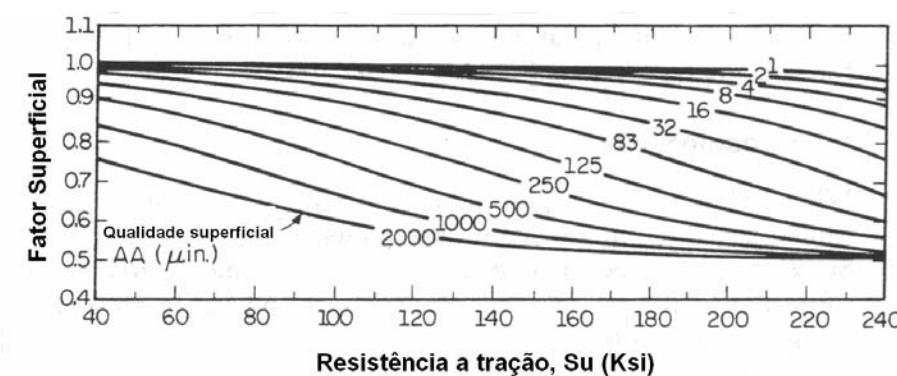


Figura 30 - Fator de acabamento superficial versus rugosidade superficial e limite de resistência de aços (Johnson, 1973).

4.5.4 - Tratamentos superficiais

Como o processo de fadiga geralmente é iniciado na superfície, qualquer tratamento superficial pode afetar a vida em fadiga. Agora serão tratados os efeitos categorizados como de recobrimentos, térmicos e mecânicos. Em todos os três o efeito na vida em fadiga dos componentes é devido principalmente a tensões residuais.

As tensões residuais aparecem quando a deformação plástica através da seção transversal total da parte deformada não é uniforme. Considere um CP em flexão, no qual a superfície foi deformada em tração, de maneira que parte dela tenha sido deformada plasticamente. Quando a força externa é removida, as regiões que foram deformadas plasticamente impedem as regiões elásticas adjacentes de experimentarem uma recuperação elástica completa. Desta forma, as regiões deformadas elasticamente são deixadas com tensões residuais de tração e as regiões que foram deformadas plasticamente devem estar com tensões residuais de compressão, a fim de promover um balanço de tensões ao longo da seção transversal do corpo. Este efeito é ilustrado na Figura 31.

Novamente como a fadiga é um fenômeno de superfície, as tensões residuais na superfície são críticas. Tensões compressivas são benéficas e as trativas são prejudiciais à vida do componente. Deve sempre lembrado que as tensões residuais não são permanentes e podem ser removidas por tratamentos térmicos e deformações.

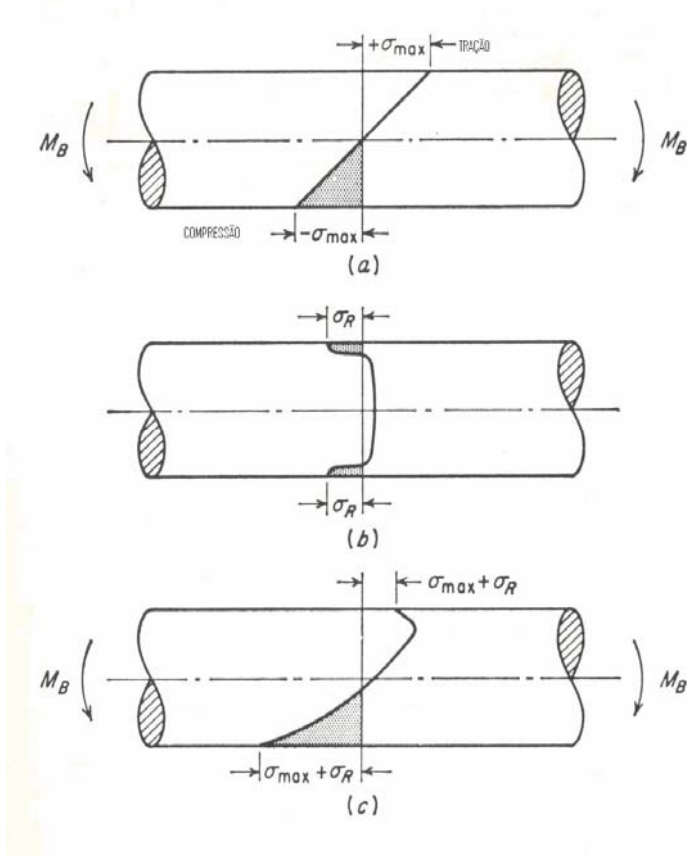


Figura 31 - Superposições de tensões aplicada e residual (Bannantine, 1990).

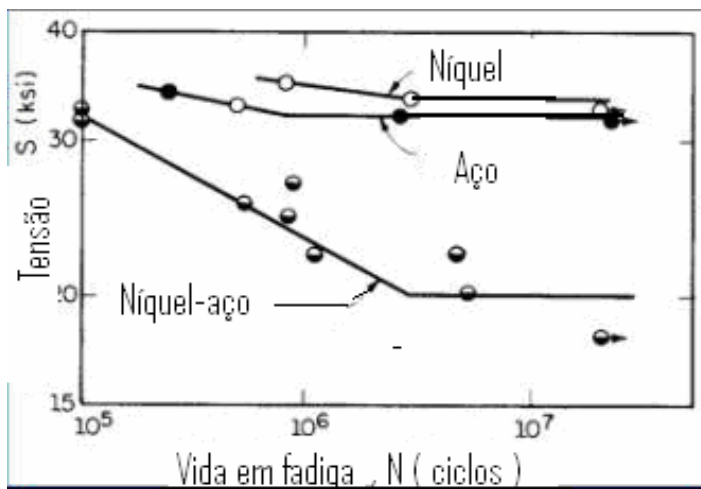
4.5.4.1 – Recobrimento

O recobrimento nos aços com Ni ou Cr causa uma redução de aproximadamente 60% no limite da vida em fadiga. Isto se deve principalmente as tensões residuais trativas geradas no processo de recobrimento, conforme pode ser visto na Figura 32.

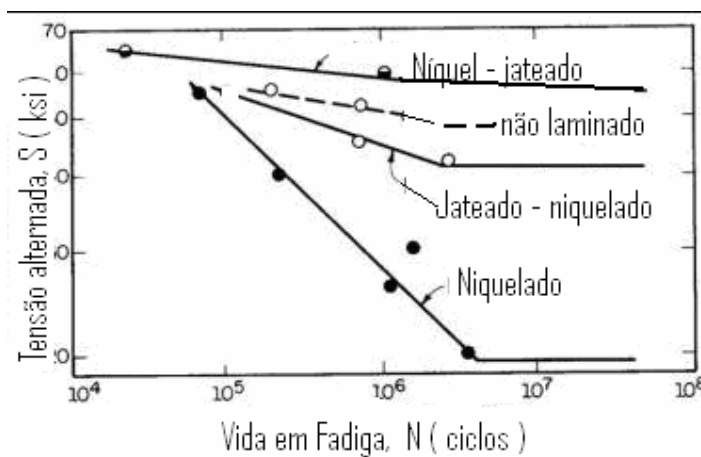
Com relação a estes tratamentos de recobrimentos pode-se afirmar:

- Existirá uma grande redução na resistência à fadiga quando o limite de escoamento do material recoberto aumentar.
- Quanto maior for a vida em fadiga do material maior será a redução da vida.

A redução na resistência à fadiga é maior quanto maior for a espessura do recobrimento.



(a)



(b)

Figura 32 - (a) Efeito do Ni na curva S-N. (b) Efeito do "shot peening" em aços níquelados (Almen, 1963).

4.5.4.2 – Tratamentos Térmicos

Os processos que envolvem difusão, tais como nitretação e cementação, são muito benéficos para a resistência à fadiga. Estes processos possuem o efeito

combinado de produzir um material com uma superfície com maior resistência mecânica e tensões residuais compressivas.

Tratamento de têmpera superficial por indução ou chama, causa localmente a transformação martensítica, que acarreta uma expansão volumétrica e localmente causa tensões residuais compressivas.

Os processos de conformação que acarretam descarbonetação superficial tais como a laminação e o forjamento causam uma diminuição na resistência a fadiga dos aços. Isto é principalmente devido ao fato de que a perda de átomos intersticiais na superfície do material faz com que a sua resistência seja abaixada e também produz uma condição de tensões residuais trativas.

A Figura 33 abaixo ilustra o efeito do forjamento no limite de fadiga dos aços em função da resistência mecânica.

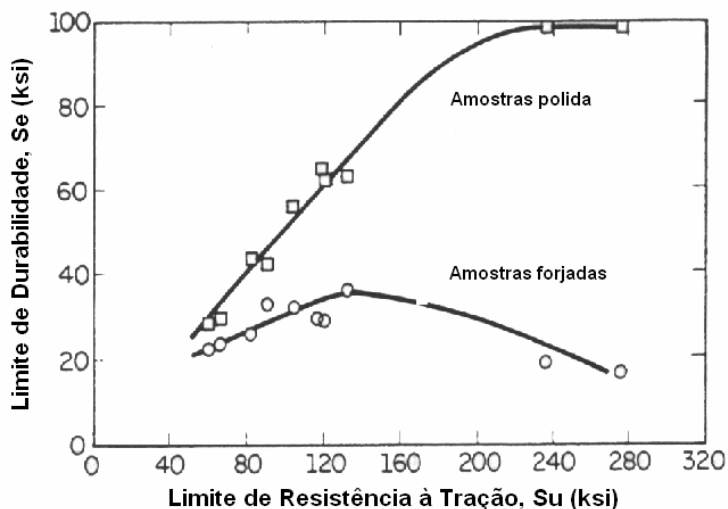


Figura 33 - Efeito do forjamento no limite de fadiga (Forrest, 1962).

4.5.5 - Tratamentos Mecânicos

Existem vários métodos que, através da deformação a frio na superfície de peças e componentes, podem elevar o limite de fadiga pela a introdução de tensões

residuais compressivas. Os dois mais importantes são a laminação a frio e o jateamento por granalhas (*shot peening*).

A laminação a frio é aplicada geralmente a superfícies largas e planas, podendo produzir uma camada muito grande sob compressão. A figura 34 mostra o efeito deste tipo de procedimento na vida em fadiga.

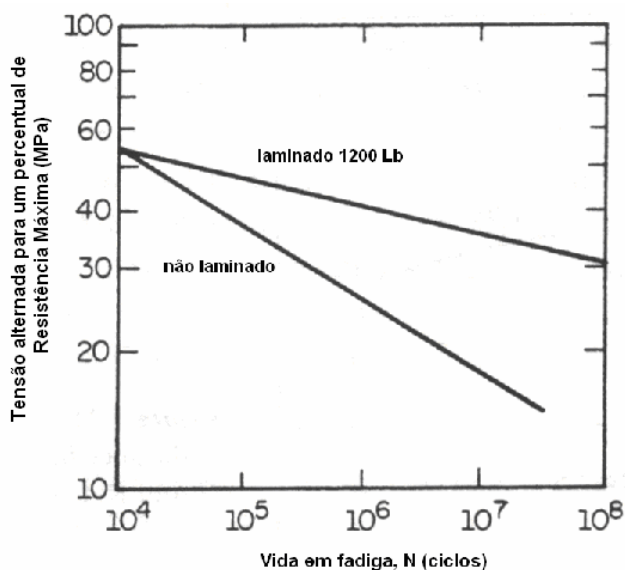


Figura 34 - Efeitos da laminação a frio na vida em fadiga (Almen, 1963).

O jateamento com granalhas é um dos métodos mais importantes para produzir tensões residuais compressivas. Ele envolve o arremesso em alta velocidade de partículas de aço ou vidro sobre a superfície do material. A camada de tensão residual é de cerca de 1mm com um valor máximo de aproximadamente metade da tensão limite de escoamento. A Figura 35 apresenta o efeito do jateamento na vida em fadiga de engrenagens.

Uma das grandes vantagens do jateamento é que ele pode ser empregado em peças de formas bem irregulares. Uma desvantagem é que a superfície da peça fica marcada, nestes casos pode ser removida pelo polimento da superfície. Os principais pontos do uso da deformação a frio para gerar tensões residuais compressivas são apresentados abaixo:

- Tem seu grande efeito no caso da FAC, porque no caso da FBC as tensões são altas o suficiente para causar alívio de tensões,
- Certas situações, como trabalho em temperaturas elevadas ou sobrecargas podem relaxar as tensões residuais,
- A tensão residual compressiva tem um grande efeito na vida em fadiga, quando ela é aplicada na área do componente onde existe um gradiente de tensão, principalmente ao redor de entalhes,
- Existe uma quantidade ótima de deformação, causada pelo jateamento, que leva a uma condição de máxima resistência.

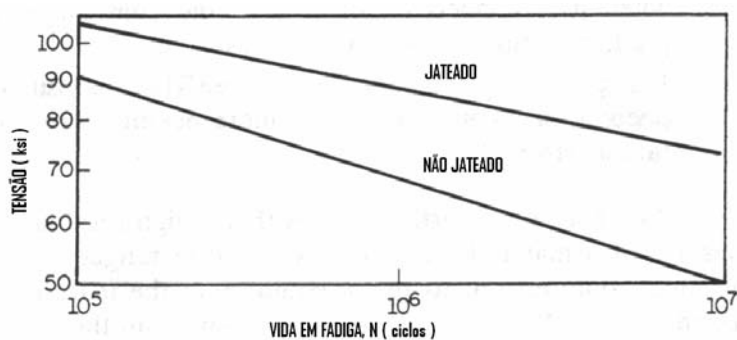


Figura 35 - Curva S-N de engrenagens cementadas submetidas ao jateamento com granalhas (Straub, 1965).

4.6 - Efeitos de concentradores de tensão na vida em fadiga

A presença de um concentrador de tensões no material, como um entalhe ou um furo, diminui seriamente a vida em fadiga. Como os componentes de engenharia geralmente apresentam concentradores de tensões tais como cantos, entalhes, rasgos de chavetas, roscas e furos, não causam surpresa que as fratura por fadiga iniciem principalmente nestes pontos.

Uma das melhores formas de aumentar a vida em fadiga destes componentes é a eliminação ou redução destes tipos de concentradores de tensões, através de um criterioso estudo do projeto do componente e pela prevenção de formação acidental destes concentradores durante o processo de sua fabricação.

O efeito de concentradores de tensões é estudado através do uso de corpos de prova entalhados, normalmente na forma de um V ou circular. Quando um entalhe é introduzido em um corpo de prova em carregamento axial, os seguintes efeitos são produzidos:

- Aumento da tensão na raiz do entalhe.
- Formação de um gradiente de tensão e deformação na raiz do entalhe para o centro do corpo de prova.
- Formação de um estado triaxial de tensão.

Existem três formas de se estudar os efeitos de concentradores de tensão na resistência à fadiga dos materiais. Para a FAC tem-se metodologia da curva S-N, no caso da FBC tem-se as curvas tensão – deformação.

4.6.1 - Metodologia tensão–vida (S-N)

A definição do fator de concentração de tensão teórico sob o ponto de vista estático, K_t , é dada como o quociente entre a tensão elástica máxima localizada e a tensão nominal aplicada. A tensão nominal pode ser determinada pelo uso de equações elementares da mecânica aplicada, mas a tensão máxima local não é

facilmente obtida. No caso de situações simples, os valores de K_t podem ser obtidos a partir da teoria da elasticidade, mas no caso de situações complexas eles podem ser obtidos a partir de medidas de fotoelasticidade. A grande maioria dos dados disponíveis tem sido fornecidos por Neuber e Peterson.

O efeito do entalhe sobre a resistência à fadiga é determinado pela comparação das curvas S-N de corpos de prova entalhados e não entalhados. Os resultados para corpos de prova entalhados são geralmente apresentados em termos da tensão nominal calculada nas suas seções resistentes reais. O grau de efetividade com que o entalhe contribui para o decréscimo do limite de fadiga é expresso pelo fator de redução da resistência à fadiga, ou fator de entalhe na fadiga, K_f .

Este fator é simplesmente a relação entre o limite de fadiga de um corpo de prova entalhado e do não entalhado. Para os materiais que não apresentam um limite de fadiga, o fator de entalhe na fadiga é baseado na resistência à fadiga para um número de ciclos previamente estabelecido. Os valores de K_f variam com:

- Severidade do entalhe;
- Tipo de entalhe;
- Material;
- Tipo de carregamento;
- Nível de tensão.

A sensibilidade ao entalhe de um material em fadiga pode ser expressa por um fator q dado por:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (12)$$

Esta equação foi estabelecida de maneira que um material que não exibe redução no limite de fadiga devido a um entalhe ($K_f = 1$) possua um fator $q = 0$, enquanto que um material no qual o entalhe exerça seu efeito teórico total ($K_f = K_t$) possua um fator $q = 1$. No entanto, q não é uma constante verdadeira do material, uma vez que varia com a severidade e tipo do entalhe, com o tamanho do corpo de prova e tipo de carregamento, Figura 36.

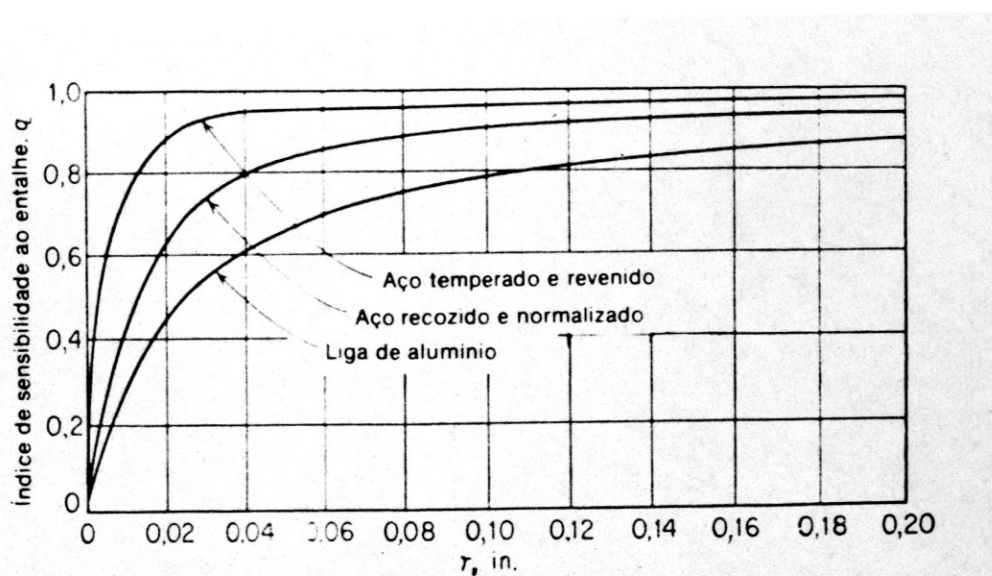


Figura 36 - Variação do índice de sensibilidade ao entalhe com o raio deste (Bannantine, 1990).

4.6.1.1 - Concentração e Gradiente de Tensão e Deformação

O grau de concentração é um fator na resistência à fadiga das peças entalhadas. Este é medido pelo fator de concentração de tensão elástica, K_t , definido pela razão da tensão máxima, σ , ou deformação, ε . Na tensão nominal do entalhe, S , ou deformação, e .

$$K_t = \frac{\sigma}{S} = \frac{\varepsilon}{e}, \text{ portanto } \frac{\sigma}{\varepsilon} = E = \text{constante} \quad (13)$$

Onde σ e ε representam a tensão e deformação local no entalhe, respectivamente, e S e e representam a tensão e deformação nominal, respectivamente. Pode-se considerar um plano com um furo circular em seu centro. O parâmetro K_t depende da razão do diâmetro do furo sobre a largura do plano. A Figura 37 mostra valores de K_t plotados versus a razão do diâmetro do furo pela largura do plano. São mostradas duas curvas na Figura 37. Na parte superior da curva de tensão nominal a carga é dividida pela área bruta ($w \times t$). Na parte inferior da curva de tensão nominal é definida pela carga dividida pela área líquida, isto é, a área remanescente após o furo ter sido eliminada. A carga líquida é utilizada para definir a tensão nominal quando usado o fator de concentração de tensão a menos que não seja estabelecido. Todavia, calculando o fator de intensidade de tensão para a tensão nominal, usa-se a área bruta quando a trinca não existe.

O fator de concentração de tensão na raiz do filete (K_t), é definido pela relação entre a tensão na descontinuidade (raiz) e a tensão na seção líquida contendo a raiz do filete ou na seção lisa do pino (Equação 14). No caso de rosca helicoidal, K_t cresce com a profundidade, t , do filete e com a redução, r , do seu raio. De acordo com (Neuber, 1946), K_t é dado por:

$$K_t = 1 + 2 \cdot \left(\frac{t_{ef}}{r} \right)^{1/2} \quad (14)$$

Sendo:

$$t_{ef} = \gamma \cdot t \quad (15)$$

Onde:

γ - fator geométrico

t – profundidade

r – raio do fundo do filete

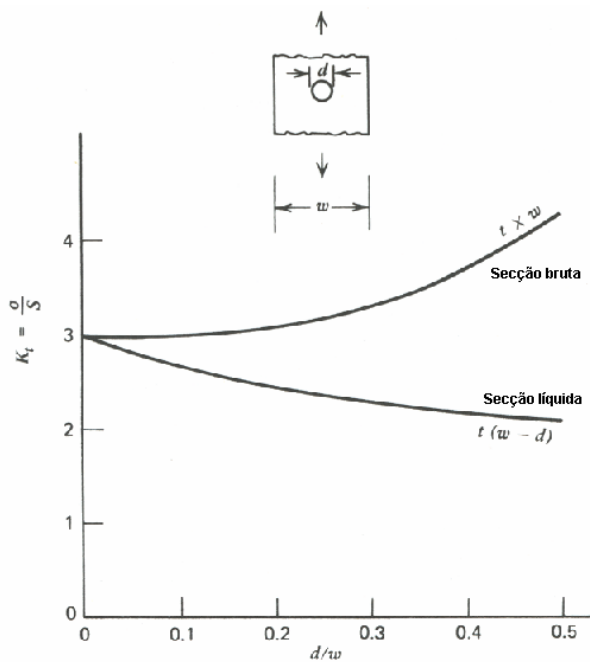


Figura 37 – Fator de concentração de tensão elástica para um furo circular num plano (Stephens, 2001).

Na Figura 38, os valores de b , r , e t , serão utilizados para o cálculo de t_{ef} . O fator γ pode ser obtido do gráfico da Figura 39, em função da relação entre o passo da rosca, b , e a sua profundidade, t (Neuber, 1946).

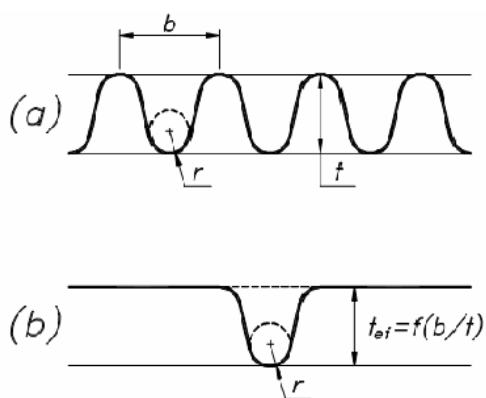


Figura 38 – Valores de b (passo), r (raio) e t (profundidade) da rosca (Neuber, 1946).

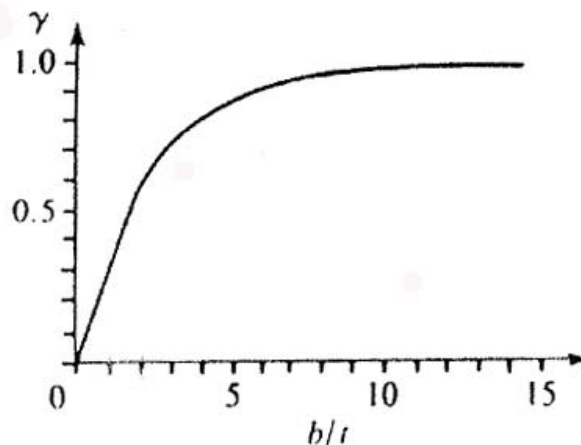


Figura 39 - Fator geométrico γ (Neuber, 1946).

Stephens propôs a seguinte relação (Equação 16):

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) \quad (16)$$

Neuber [Neuber, 1946] desenvolveu a seguinte equação aproximada (Equação 16) para o fator de entalhe, onde $R = -1$.

$$q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{\rho}{r}}} \quad \text{ou} \quad K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho}{r}}} \quad (17)$$

Onde r é o raio da raiz entalhe. O comprimento característico, ρ , depende do material, de acordo com a Figura 40.

Peterson havia observado que uma boa aproximação para $R = -1$ pode ser obtida utilizando uma equação similar (Equação 18):

$$q = \frac{1}{1 + \frac{a}{r}} \quad \text{ou} \quad K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{a}{r}} \quad (18)$$

onde r é o raio da raiz do entalhe e a é uma constante (comprimento característico) do material dada por:

$$a = \left[\frac{300}{S_u (ksi)} \right]^{1,8} * 10^{-3} (pol) \quad \text{ou} \quad a = 25,4 \left(\frac{2070}{S_u} \right)^{1,8} * 10^{-3} \quad (19)$$

Uma outra abordagem da sensibilidade ao entalhe em fadiga foi proposta por Neuber, que propôs que o fator técnico de concentração de tensão, normalmente chamado de fator de Neuber, fosse dado por:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho}{r}}} \quad (20)$$

Onde:

r = raio da raiz do entalhe,

ρ = metade da largura do bloco elementar ou tamanho de grão equivalente.

Comprimento característico, depende do material (Figura 40).

$$\log \rho = -\frac{(Su - 135)}{586} \quad Su(\text{MPa}) \quad (21)$$

Neuber introduziu o conceito de bloco elementar para contornar o fato de que a análise comum da elasticidade é interrompida na ponta do entalhe, Figura 40. Atualmente, não existe um significado físico para o bloco elementar.

Peterson simplificou a equação acima admitindo um ângulo de flanco do entalhe pequeno e assim:

$$q = \frac{1}{1 + (a/r)} \quad \text{ou} \quad q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{\rho}{r}}} \quad (22)$$

$$a = 0,0254 \left(\frac{2070}{S_u} \right)^{1,8} \quad S_u \text{ (MPa) e } a \text{ (mm)} \quad (23)$$

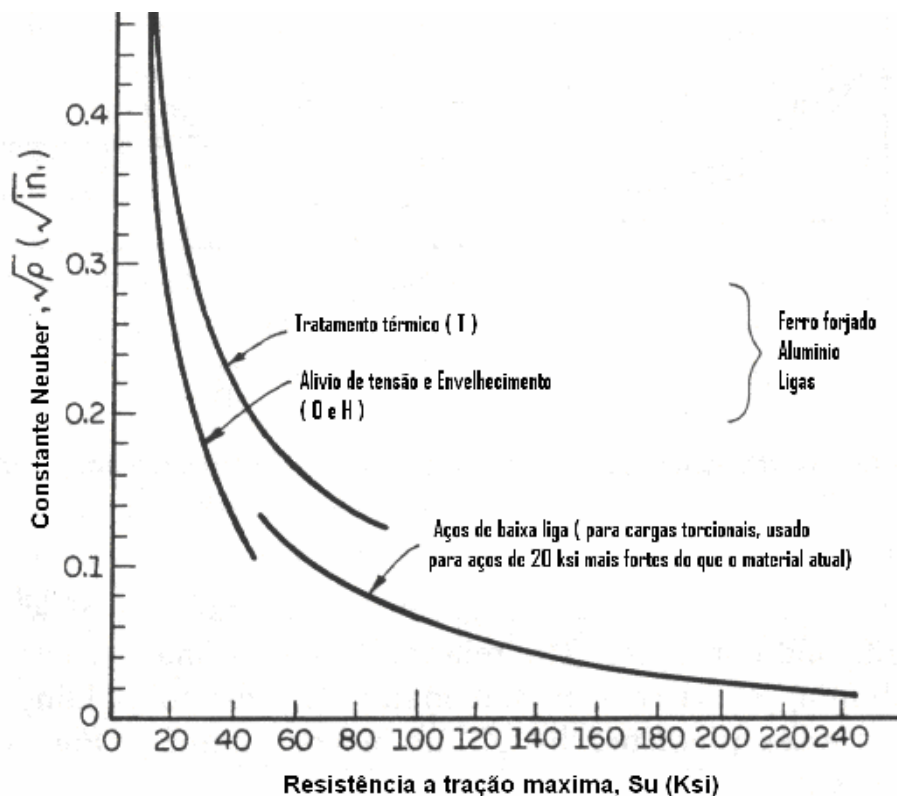


Figura 40 - Constante de Neuber para aços e alumínio (Jovinall, 1967).

É muito importante ter o entendimento geral de que K_f é dependente do material, do tamanho do entalhe e da tensão média. As relações apresentadas acima são funções das propriedades do material (a , ρ) e do raio do entalhe (r).

4.6.1.1 – Efeito do nível de tensão no fator de entalhe

Para uma vida em fadiga entre 10^6 e 10^8 ciclos com $R = -1$, pode-se estimar o limite de fadiga do material S_f/K_f , onde S_f é o limite de fadiga do material.

No diagrama de Haigh, pode-se conhecer a faixa de tensão ou a faixa de deformação que é o parâmetro mais importante para a vida em fadiga em amostras lisas. O diagrama da Figura 41 é típico. Diagramas similares podem ser facilmente construídos para outros materiais e outros valores de K_f . Os pontos importantes que devem ser ressaltados são:

- a tensão média possui mais efeito em peças entalhadas do que em peças lisas;
- a tensão média trativa pode aumentar o valor de K_f , acima dos valores de K_t , e pode ser fatal no carregamento em fadiga;
- a tensão média compressiva pode reduzir significativamente e mesmo eliminando os efeitos do concentrador de tensão.

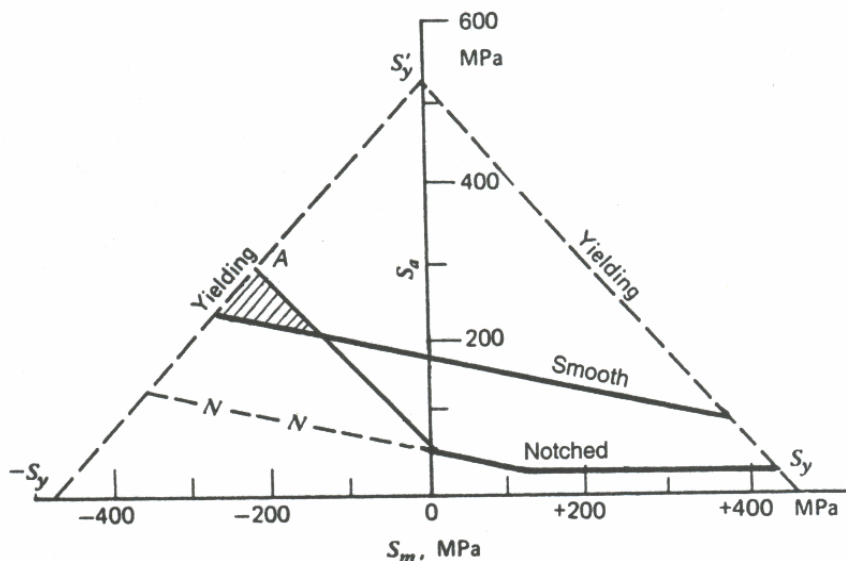


Figura 41 - Diagrama de Haigh para uma liga de alumínio 7075-T6, a um milhão de ciclos, com e sem entalhe (Stephens, 2001).

Este diagrama mostra a combinação da tensão nominal alternada, tensão principal na região nítida e o fator de entalhe que corresponde com o limite de fadiga ou uma vida entre 10^6 a 10^8 ciclos.

4.6.2 - Metodologia deformação-vida, ϵ -N :

Esta metodologia leva em consideração a plasticidade desenvolvida na raiz do entalhe. Pelo conhecimento da história de deformação da raiz do entalhe e os dados da vida em fadiga de corpos de prova sem entalhe, é possível determinar a vida em fadiga na presença de entalhes. Uma das vantagens desta metodologia é que ela leva em conta a variação local da média e tensões residuais.

Como este método requer que as tensões e deformações na raiz do entalhe sejam conhecidas, estas podem ser determinadas através de um dos seguintes métodos:

- Medidores de deformação;
- Análise por elementos finitos;
- Metodologias que relacionam as tensões e deformações a valores nominais.

Geralmente a última solução é a que envolve menos recursos financeiros e tempo. Como discutido no item anterior, o fator de concentração de tensão K_t , é muitas vezes utilizado para correlacionar a tensão nominal, S , ou a deformação e , a valores locais de tensão e deformação. Até o escoamento, a relação destes dois últimos com a tensão nominal, é linearmente relatada através de K_t . No caso de deformação plástica os valores locais da tensão e deformação são:

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma}{S} \quad (24)$$

$$K_{\epsilon} = \frac{\epsilon}{e} \quad (25)$$

Após o escoamento o valor de K_t diminui com respeito a K_t e K_{ϵ} aumenta, como ilustrado na Figura 42.

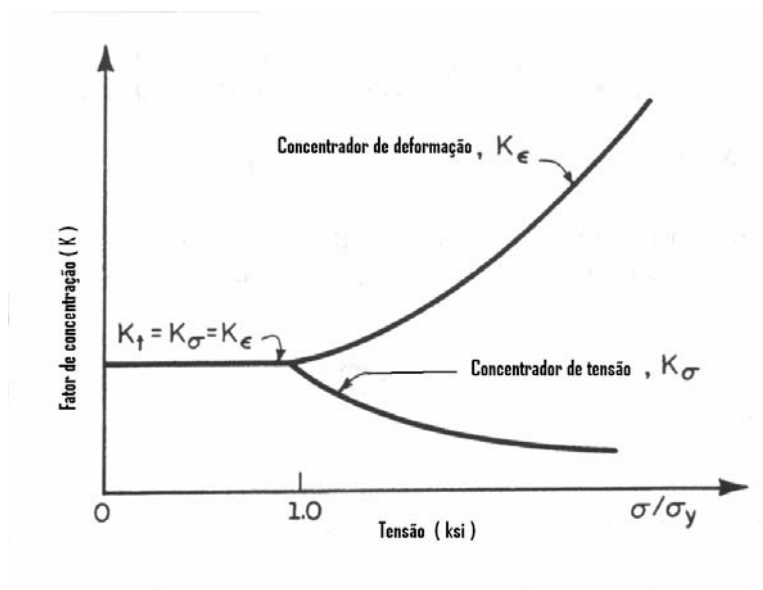


Figura 42 - Efeito do escoamento nos valores de K_t e K_{ϵ} . (Bannantine, 1990).

Neuber analisou uma geometria específica de um entalhe e obteve a seguinte relação:

$$K_t = \sqrt{K_{\sigma} * K_{\epsilon}} \quad (26)$$

e que pode ser rearranjado como:

$$K_t^2 = \frac{\sigma}{S} * \frac{\epsilon}{e} \quad (27)$$

$$K_t^2 * S * e = \sigma * \epsilon \quad (28)$$

Desta relação pode ser observado que o concentrador teórico de tensões é uma média geométrica entre os concentradores de tensão e deformação. Ainda que este método foi provado somente para uma geometria, é assumido que ele tem validade para outras geometrias.

4.7 - Efeitos da tensão média em elementos roscados

Pode ser observado que no caso de carregamentos completamente reversos com tensões menores do que o limite de fadiga não devem causar a falha do componente. Na realidade o problema não é sempre tão simples como o caso de um carregamento completamente reverso, pois nem sempre a tensão média é zero, além do que os níveis de tensões aplicadas podem estar acima do limite de fadiga e, portanto o componente deve ser projetado para uma vida limitada. Desta forma, fica evidente a importância de uma curva completa de fadiga que incorpore os efeitos da tensão média.

Dado um carregamento cíclico como o da Figura 43, as seguintes relações são possíveis:

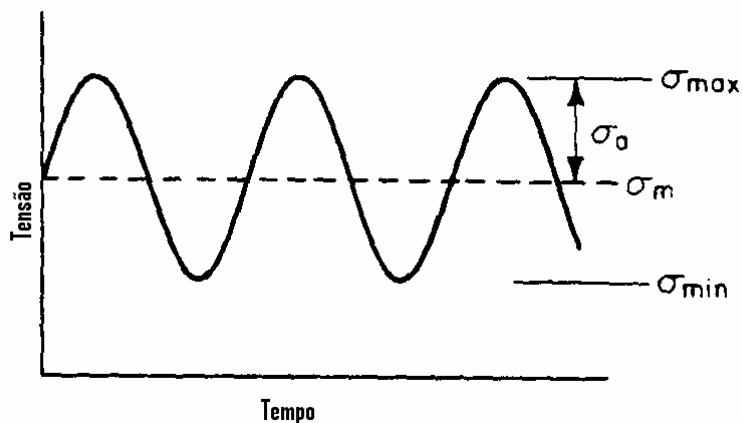


Figura 43 - Ciclo de tensão constante (Souza, 1996).

- Um ciclo de tensão constante pode ser dividido em duas componentes: uma tensão média, S_m , e uma componente de tensão alternada, também denominada de amplitude de tensão, S_a .
- A tensão média é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo, conforme a equação:

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (29)$$

- A amplitude de tensão, S_a , é a metade do intervalo total de tensão, $S_{\max} - S_{\min}$, segundo a equação:

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (30)$$

- A tensão média é geralmente quantificada pela relação de tensões, R , conforme a equação:

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (31)$$

A partir deste momento, duas questões podem ser colocadas.

- Qual o efeito da variação de tensão na resistência à fadiga?
- Como a resistência à fadiga é afetada pela tensão média?

Wohler demonstrou que a medida que a tensão média aumenta, a tensão de amplitude necessária para causar fratura de um corpo de prova diminui. A partir deste trabalho, várias relações têm sido propostas para explicar o efeito da tensão média na resistência à fadiga e a forma mais geral é apresentada como:

$$S_a = \frac{S_e}{RF} \left[1 - \left(\frac{S_m}{S_w} \right)^n \right] \quad (32)$$

onde S_e é o limite de fadiga, RF é o fator de reserva, que pode ser 1 no caso de extrema confiabilidade; S_w é o valor limite de S_m e n é uma constante do material.

Gerber propôs uma solução parabólica para a relação entre a amplitude de tensão e a tensão média, sendo que o limite da tensão média para o caso de $S_a = 0$ foi tomado como sendo a tensão máxima em tração, S_u .

$$S_a = S_e \left[1 - \left(\frac{S_m}{S_u} \right)^2 \right] \quad (33)$$

Goodman sugeriu modificações na equação de Gerber, a qual passou a ser conhecida como relação de Goodman:

$$S_a = S_e \left[1 - \left(\frac{S_m}{S_u} \right) \right] \quad (34)$$

Entre os projetistas a relação mais popular é a de Soderberg, na qual a reta sugerida por Goodman foi mantida, mas os valores limitantes de S_m correspondendo a $S_a = 0$ foi tomada como sendo a tensão de escoamento, S_p . Desta forma:

$$S_a = S_e \left[1 - \left(\frac{S_m}{S_p} \right) \right] \quad (35)$$

A Figura 44 apresenta esquematicamente a comparação das três metodologias para análise do efeito da tensão média na resistência à fadiga.

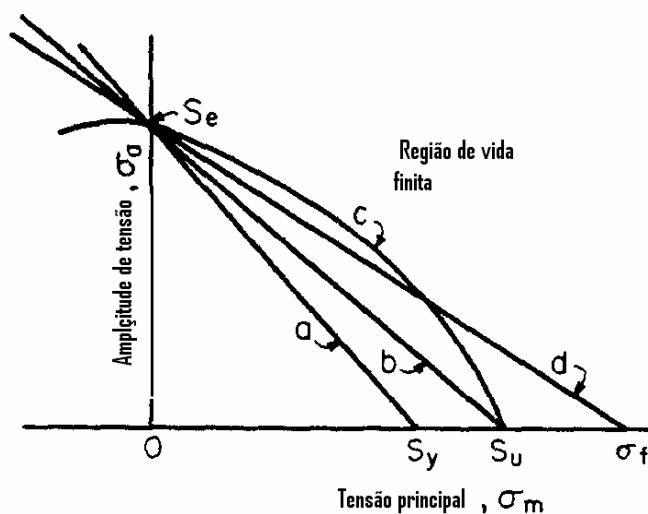


Figura 44 - Comparação entre as equações de (a) Soderberg, (b) Goodman (c) Gerber.

As seguintes generalizações podem ser feitas quando se têm casos de carregamentos em fadiga com tensão média trativa:

- O método de Soderberg é muito conservativo e pouco usado;
- Para o caso de $R < 1$ existe pouca diferença entre as teorias.
- No intervalo onde as teorias apresentam grandes diferenças, $R \cong 1$, existem poucos dados experimentais, e nesta situação os critérios de escoamento devem ser aplicados.

As tensões médias compressivas são benéficas e permitem um grande valor de S_a . Isto pode ser comprovado experimentalmente.

4.8 – Fadiga em elementos roscados

A norma Internacional para teste de fadiga em elementos roscados com carga axial é a ISO3800/I – 1977 (E). Esta norma estabelece as condições para o carregamento da carga axial para o teste de fadiga em elementos roscados.

Os teste são feitos para determinar as propriedades em fadiga para uma posterior plotagem de uma curva S/N – Curva de Wohler.

Os testes em fadiga são considerados concluídos quando as peças falharem ou ainda, quando os números de ciclos tenham sido excedidos ao preestabelecido . Geralmente os testes podem ser descontinuados após o elemento roscado alcançar os 500.000 ciclos.

4.8.1 - Cálculo dos valores dos fatores de concentração de tensão na raiz do filete (K_t e K_f)

O fator de concentração de tensão na raiz do filete (K_t), é definido pela relação entre a tensão na descontinuidade (raiz) e a tensão na seção líquida contendo a raiz do filete ou na seção lisa do pino. No caso de rosca helicoidal, K_t cresce com a profundidade, t , do filete e com a redução, r , do seu raio. De acordo com (Neuber,1946), K_t é dado por:

$$K_t = 1 + 2 \cdot \left(\frac{t_{ef}}{r} \right)^{1/2} \quad (36)$$

Sendo:

$$t_{ef} = \gamma \cdot t \quad (37)$$

γ - fator geométrico

t – profundidade

r – raio do fundo do filete

O fator γ pode ser obtido do gráfico da Figura 45, em função da relação entre o passo da rosca, b, e a sua profundidade, t.

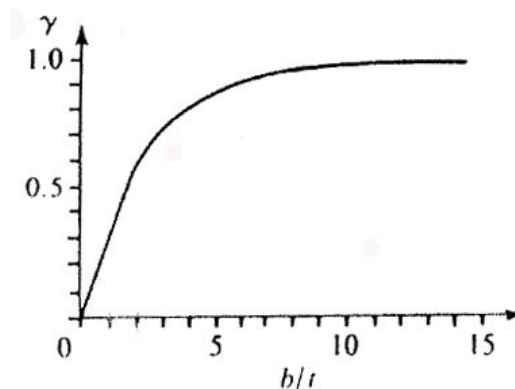


Figura 45 - Fator geométrico γ .

Para o caso do carregamento em fadiga, o valor de K_t é em geral menor e é representado por K_f . De acordo com Peterson (1964), K_f está relacionado com K_t através da seguinte expressão:

$$K_f = 1 + \left(\frac{K_t - 1}{1 + a/r} \right) \quad (38)$$

O valor de a pode ser obtido a partir de diagramas (Peterson, 1964), e é função do limite de resistência do material.

4.9 – Distribuições de Weibull

As distribuições de Weibull são freqüentemente utilizadas e preferência na distribuição log-normal para analisar a probabilidade dos resultados de ensaios de fadiga. Weibull desenvolveu esta aproximação de engenharia e aplicou-a na análise dos resultados de ensaios de fadiga. Ambas as funções de dois e três parâmetros existem, porém a de dois parâmetros é freqüentemente mais utilizada. Esta assume que uma vida mínima, N_{f0} , da população é zero, enquanto a função de três parâmetros define uma vida infinita mínima que não seja zero. O modelo de Weibull de três parâmetros é:

$$F(N_f) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{N_f - N_{f0}}{\theta - N_{f0}}\right)^b\right) \quad (39)$$

Onde:

$F(N_f)$ = fração falhada no tempo ou ciclos,

N_{f0} = tempo mínimo ou ciclos para falhar,

N_f = Vida em fadiga,

θ = vida característica (tempo por cilcos) quando 63,2% falaham,

b = inclinação de Weibull ou parâmetro de forma.

Os termos N_{f0} , θ , e b , são os três parâmetros de Weibull. Para $N_{f0} = 0$, o modelo de Weibull passa a ter somente dois parâmetros.

$$F(N_f) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{N_f}{\theta}\right)^b\right) \quad (40)$$

A inclinação, b , dá a medida da forma da distribuição. As distribuições de Weibull de dois parâmetros para diversos valores de b são mostradas na Figura 46 (Stephens, 2001). Para b entre 3,3 e 3,5, a função de distribuição de Weibull é aproximadamente normal ou Gaussiana, e para $b = 1$, ela é exponencial. O coeficiente de variação (desvio padrão/média), C , é aproximadamente o inverso de b , para a distribuição de dois parâmetros. Para os valores de b típicos de fadiga entre 3 e 6, o erro aproximado está entre 10 e 15%. Poder-se-ia utilizar $x = N_f$, desde que a distribuição de Weibull somente fosse usada com uma técnica estatística.

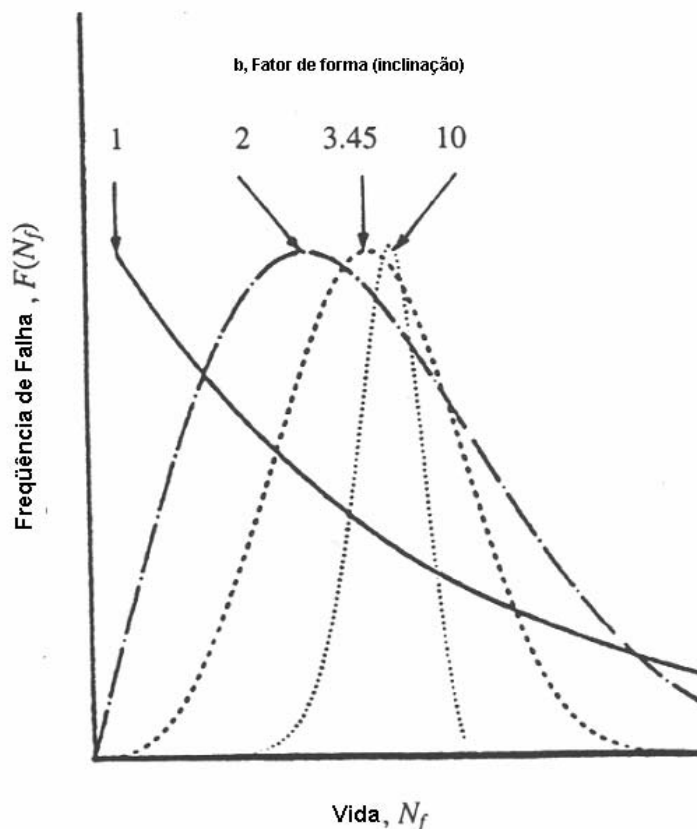


Figura 46 – Distribuição de Weibull de dois parâmetros para diferentes valores de parâmetros de forma (Stephens, 2001).

O procedimento para se plotar o papel di-log é o seguinte:

- 1 – Possuir no mínimo 6 amostras fadigadas;
- 2 – Colocar os resultados em ordem crescente em ciclos;
- 3 – Calcular o percentual, $i/(N+1)$, onde N é a quantidade de amostras fadigadas. Para pequenas amostras, conforme o estudo apresentado, sugere-se a seguinte equação: $(i-0,3)/(n+0,4)$.
- 4 – Plotar no gráfico de papel de log os valores dos itens 2 e 3;
- 5 – Traçar uma reta o mais próximo possível dos pontos plotados;
- 6 – Plotar a reta até encontrar a linha de percentual de falha requerida;
- 7 – No ponto de intersecção entre a reta traçada no item 5 e a linha de percentual de falha requerida, traçar uma perpendicular até o eixo dos ciclos;
- 8 – No ponto de encontro da linha perpendicular e o eixo dos ciclos, deve-se ler o resultado da probabilidade de vida em fadiga, B .

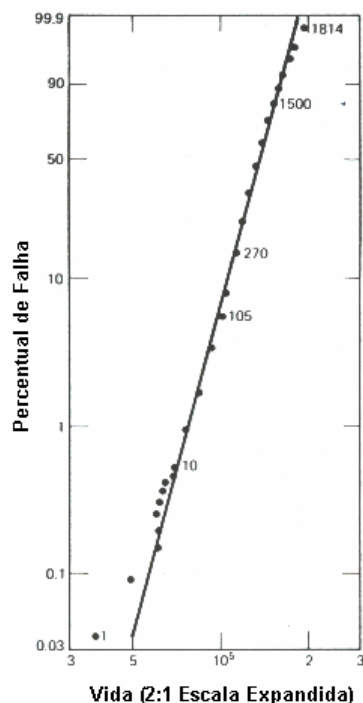


Figura 47 – Distribuição de Weibull de três parâmetros para amostras de aço doce 1814 (Stephens, 2001).

Reemsnnyder realizou ensaios de fadiga em 10 amostras (Figura 48), de material não especificado, utilizando a distribuição de dois parâmetros de Weibull, para determinar a inclinação (b), a vida característica (θ), a média e a vida B10, o percentual da população que deveria exceder a falha em 300 horas com 50% de confiança e um intervalo de tolerância de 90%.

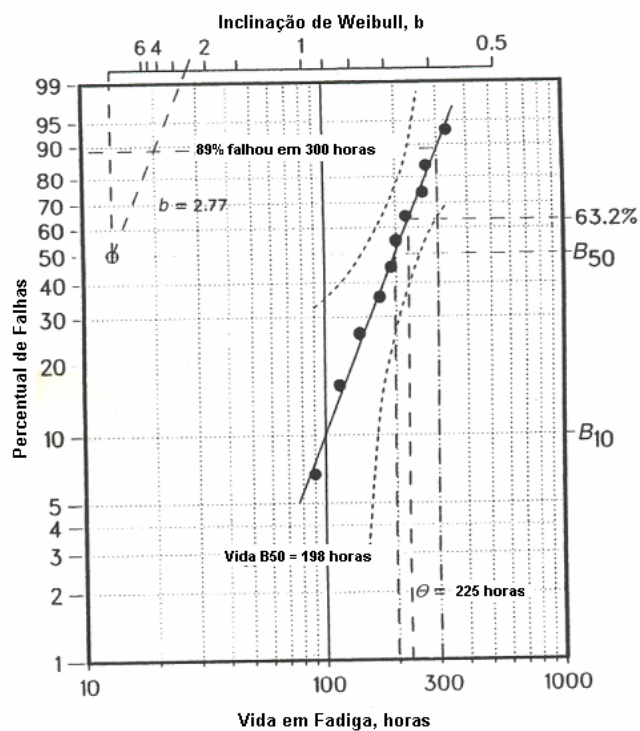


Figura 48 – Exemplo de uma distribuição de Weibull com dois parâmetros mostrando a linha média com intervalo de tolerância de 90% (Stephens, 2001).

5 – Ensaio preliminares

Neste capítulo buscou-se o desenvolvimento de ligas com composição química que proporcionasse as propriedades mecânicas estabelecidas no objetivo deste projeto. Para esta pré-seleção foram realizados ensaios de trefilação das barras aplicando diferentes taxas de deformação, juntamente com análise microestrutural e medidas de perfis de dureza.

5.1– Desenvolvimento experimental

5.1.1 - Material

O aço SAE 1552, que foi utilizado como referência para este projeto, é um aço-carbono com adição de manganês que, no curso de produção da siderurgia, funciona como elemento desoxidante e dessulfurizante e, portanto, a sua maior parte é removida em forma de escória, permanecendo na composição final um teor inferior a 1,65%. O aço desenvolvido deve ser de baixa liga, pois a adição de elementos de liga indiscriminadamente certamente acarretaria aumento de custo, tornando o projeto viável tecnicamente, mas inviável comercialmente.

A partir da literatura, foram selecionados alguns elementos químicos para as composições das ligas estudadas:

- a) Silício: foi estabelecida uma faixa de 0,24 a 0,64% em peso, uma vez que, o Si constitui uma impureza nos aços, mas não exercendo, contudo, grandes influências nas suas propriedades. Para verificar a sua influência foi estabelecida uma liga com teor mínimo e outra com o teor máximo.
- b) Cromo: foi adicionado nas ligas 3, 4 e 5 para aumentar a dureza e o limite de escoamento, sendo que na liga 5 foi adicionado em menor percentagem (0,13% em peso), devido ao níquel e silício já estarem em maior percentagem que nas ligas 3 e 4.
- c) Níquel: Na liga 3 a adição de níquel foi discreta devido ao carbono e cromo estarem mais altos. Nas ligas 4 e 5 foi adicionado o elemento para aumentar a resistência à tração, o limite de escoamento, a dureza e a tenacidade.
- d) Alumínio: foi adicionado para se combinar com o vanádio e juntos contribuírem para a obtenção de um tamanho de grão refinado, o que viria a contribuir também na resistência mecânica e a fadiga, bem como na operação de dobrar o grampo.
- e) Vanádio: especialmente na liga 5 foi adicionado em teores de 0,114 % em peso para a obtenção de um tamanho de grão ASTM entre 9 a 11, além de aumentar a resistência à tração sem diminuir a ductilidade e aumentar a resistência à fadiga.
- f) Demais elementos: foram considerados residuais no processo de fabricação do aço, uma vez que as siderúrgicas utilizam sucata como matéria prima.

5.1.2 - Deformação a frio aplicada

Somente a composição química não seria suficiente para a garantia das propriedades mecânicas e de fadiga do grampo. Assim, era de conhecimento que o material deveria ser deformado a frio para aumento da resistência mecânica da liga. A porcentagem de deformação verdadeira imposta ao material foi calculada pela seguinte expressão:

$$\varepsilon_T(\%) = \left(\frac{A_o}{A_f} \right) * 100 \quad (41)$$

Onde:

ε_T = deformação verdadeira;

A_o = área inicial;

A_f = área final.

Foi solicitado as empresas Belgo Mineira e Villares que várias barras fossem fornecidas com diferentes quantidades de deformação a frio impostas durante o de trefilação. Como exemplo, a Tabela 2 apresenta as bitolas de partida e final, bem como a deformação verdadeira obtida do processo de trefilação para o nível de deformação verdadeira selecionada para este trabalho.

5.1.3 – Análise microestrutural

Esta análise teve como objetivo verificar a microestrutura, tamanho de grão, decarbonetação e descontinuidades presentes no aço.

Tabela 2 Níveis de deformação verdadeira impostos ao material fornecido pelas empresas Belgo Mineira (liga 3) e Villares (ligas 4 e 5).

Amostra	Bitola de partida (mm)	Bitola Final (mm)	Def. Verdadeira (%)
Liga 3	14,30	11,09	22,44
Liga 4	12,70	11,06	24,16
Liga 5	12,70	11,06	24,16

A análise microestrutural foi realizada nos pontos indicados na Figura 49, isto é, nas direções longitudinal e transversal da haste longa, nas secções transversais A e B e na raiz da rosca. Em todos os casos as análises foram realizadas na superfície e no centro da barra.

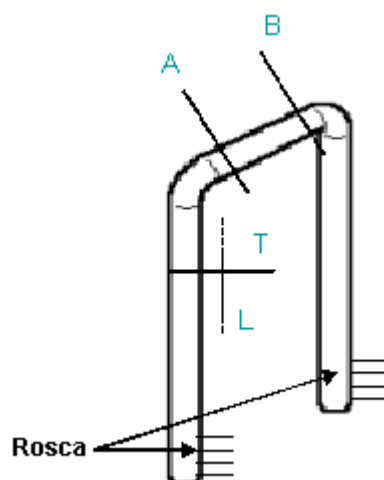


Figura 49 - Desenho do grampo com indicação das posições onde foram retiradas as amostras para a análise metalográfica e medidas do tamanho de grão ASTM.

Os corpos de prova foram retirados dos grampos em estudo, embutidos em baquelite, lixados em lixas de granas 300, 400, 500, 600, 800 e 1200. A seguir foram polidos em óxido de cromo e em pasta de diamante. Após polimento foram

atacados com Nital 2% e observados em microscópio ótico. Para avaliação do tamanho de grão foi utilizado um analisador de imagens Omnimet Enterprise da marca Buehler.

5.1.4 – Medida de dureza

Foram realizadas medidas de dureza na barra após as operações de trefilação e roleteamento para confecção das roscas. As medidas da dureza para a avaliação do endurecimento por encruamento foram realizadas na escala Rockwell C, com carga de 150 kgf, sendo que foram realizadas na superfície com penetrador de diamante, totalizando 4 medidas por amostra, como mostrado na figura 46.

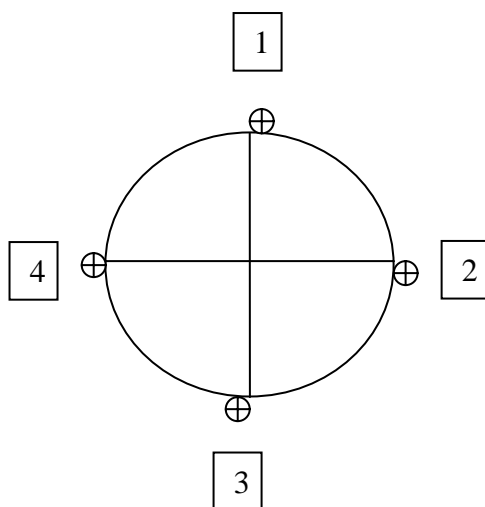


Figura 50 - Esquema mostrando as posições de medida de dureza na barra de aço.

Para a avaliação do encruamento causado pelo roleteamento das roscas foram realizadas medidas de dureza Vickers, tomadas no perfil do filete da rosca em 10 pontos em sentido ao núcleo da barra, utilizando um penetrador de base piramidal de diamante.

5.1.5 – Ensaio de tração

Os ensaios dos corpos de prova de tração foram realizados para se determinar a seleção do nível de encruamento a ser aplicado durante o processo de trefilação das barras. Foram realizados conforme a norma ASTM E8M com velocidade de deslocamento do travessão de 1mm/min. O equipamento utilizado foi uma máquina de ensaios EMIC DL10000. Foram utilizados corpos de prova cilíndricos cujas dimensões são apresentadas na Figura 51. Para cada material e condição de deformação foram ensaiados três corpos de prova.

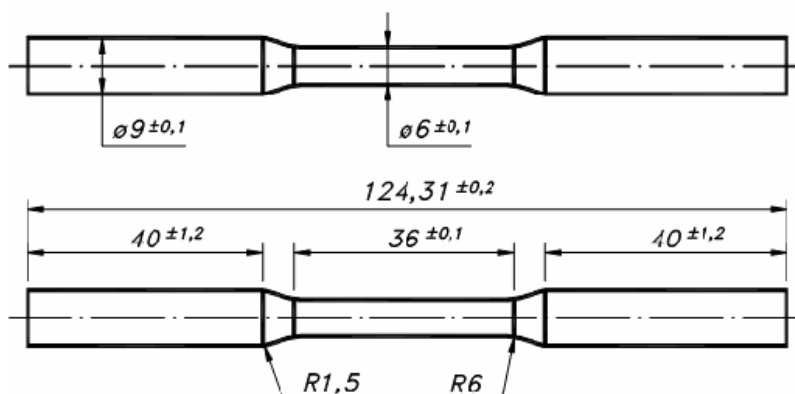


Figura 51 - Geometria e dimensões do corpo de prova de tração (ASTM A-370).

As propriedades a serem determinadas por este neste ensaio foram:

- Alongamento (%)
- Limite de escoamento (MPa)
- Limite de resistência (MPa)
- Curva tensão-deformação

5.1.6 – Cálculo dos valores dos fatores de concentração de tensão na raiz do filete (K_t e K_f)

a) Cálculo do fator de concentração de tensão na raiz do filete (K_t):

Para a rosca em questão, M12x1,25, os valores conforme norma ASME B1.13M-2001, tem-se:

$b = 1,25\text{mm}$ - passo da rosca

$t = 0,767\text{mm}$ - profundidade da rosca

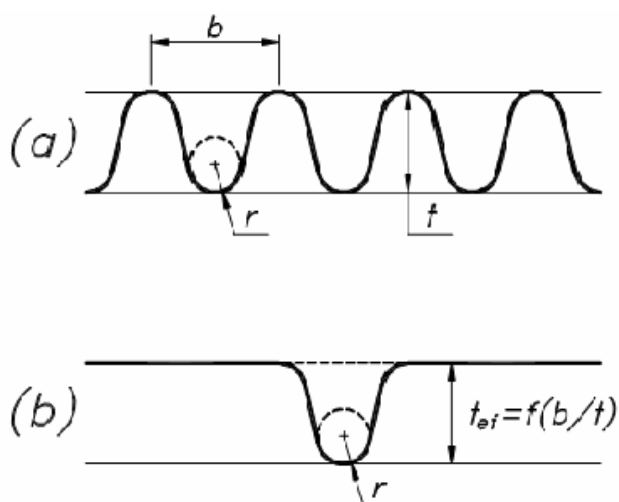


Figura 52 – Pontos da geometria da rosca.

Logo, calcula-se b/t , que será $1,25 / 0,767 = 1,62$ tem-se no gráfico abaixo o valor de $\gamma = 0,5$ (vide Figura 41).

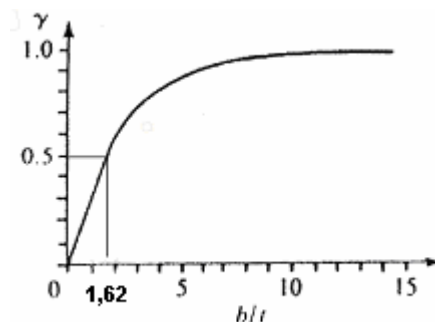


Figura 53 – Gráfico utilizado para a determinação do γ em função de $b/t = 1,62$.

Assim, tem-se:

$$K_t = 1 + 2 \cdot \left(\frac{t_{ef}}{r} \right)^{1/2} \quad (42)$$

Sendo:

$$t_{ef} = \gamma \cdot t = 0,5 \cdot 0,767 = 0,3835 \quad (43)$$

$r = 0,180$ mm, raio no fundo do filete conforme norma ASME B1-13M-2001.

Substituindo, tem-se:

$$K_t = 1 + 2 \cdot \left(\frac{0,3835}{0,180} \right)^{1/2} \cong 3,92 \quad (44)$$

b) Cálculo do fator de entalhe na fadiga (K_f):

Para os materiais utilizados neste trabalho, o cálculo do valor médio de a será de aproximadamente 0,095mm, valor obtido a partir de diagrama (Peterson, 1974). O parâmetro r é raio mínimo na raiz do filete que para este caso é de 0,180mm (valores retirados da norma ASME B1.13M-2001).

Logo, tem-se:

$$K_f = 1 + \left(\frac{K_t - 1}{1 + a/r} \right) \quad (45)$$

Onde, tem-se:

$K_t = 3,92$ (fator de concentração de tensão na raiz do filete);

$a = 0,095\text{mm}$;

$r = 0,180\text{mm}$.

Portanto, tem-se:

$$K_f = 1 + \frac{(3,92 - 1)}{\left(1 + \frac{0,095}{0,180}\right)} \cong 2,91 \quad (46)$$

Uma outra maneira de se calcular o parâmetro a seria pela equação 23, apresentada anteriormente (Stephens, 2001).

5.2 – Resultados e Discussão

5.2.1 – Material

Os elementos de liga do aço SAE 1552, os mesmos do material dos grampos importados (liga 1 e 2), foram determinadas e são apresentados na Tabela 3. Na mesma tabela são apresentadas os elementos de liga obtidos das ligas fornecida pela Belgo Mineira (liga 3) e fornecida pela Villares (ligas 4 e 5).

Definida a matéria prima, Belgo Mineira – Liga 3, Villares Ligas 4 e 5, foram iniciadas a fabricação dos grampos. Foram fabricados grampos com o formato em

U. A rosca (M12x1,25) foi fabricada por processo de deformação plástica (roleteamento). A Figura 54 apresenta a geometria e dimensões dos grampos fabricados.

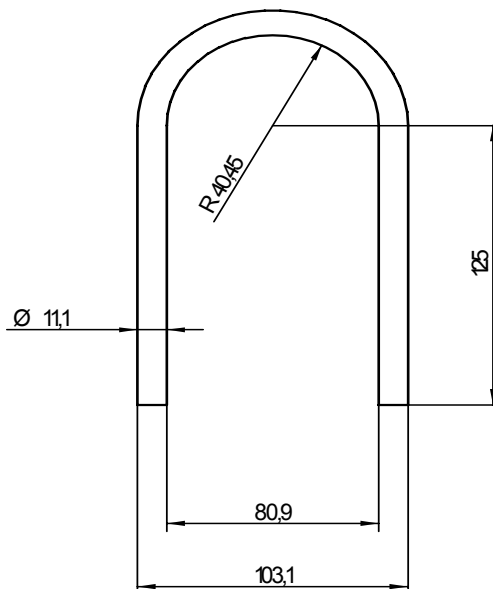


Figura 54 - Geometria e dimensões dos grampos em U fabricados.

5.2.2 – Microestrutura das ligas.

A seguir, será apresentada a caracterização microestrutural dos materiais das ligas 1, 2, 3, 4 e 5.

5.2.2.1 – Caracterização microestrutural do aço importado (Liga 1) :

A análise microestrutural do grampo liga 1 está apresentada nas Figuras 55, 56, 57 e 58. A Figura 49 indica o local de retirada do material para análise.

Tabela 3 - Composição química dos aços SAE 1552 (ligas 1 e 2) e dos aços propostos fornecidos pelas empresas Belgo Mineira (liga 3) e Villares (ligas 4 e 5).

Composição química (% em peso)	Liga					
	SAE 1552	1	2	3	4	5
C	0,47-0,55	0,48	0,38	0,55	0,48	0,36
Si		0,25	0,2	0,26	0,26	0,64
Mn	1,2-1,5	1,26	1,44	1,13	1,18	1,33
P	0,04 max.	0,007	0,017	0,017	0,016	0,014
S	0,05 max.	0,014	0,013	0,013	0,023	0,057
Cr				0,35	0,21	0,13
Ni		0,05	0,04	0,02	0,1	0,15
Mo		0,01	0,01		0,04	0,02
Cu		0,14	0,14	0,02	0,13	0,18
Al		0,003	0,002	0,014	0,024	0,025
V		0,072	0,035	0,002	0,08	0,114
Nb		0,002	0,002	0,001		
Ti				0,005		
W						
Pb		0,05	0,002			
B			0,0005	0,0004		

A liga 2, após uma análise de seus elementos de liga foi concluído que não seriam feitas as análise microestruturais, pois somente uma amostra não seria o suficiente para outras análises que se fizessem necessárias no transcorrer deste projeto, enquanto a liga 1 havia uma quantidade suficiente para atender as análises deste projeto.

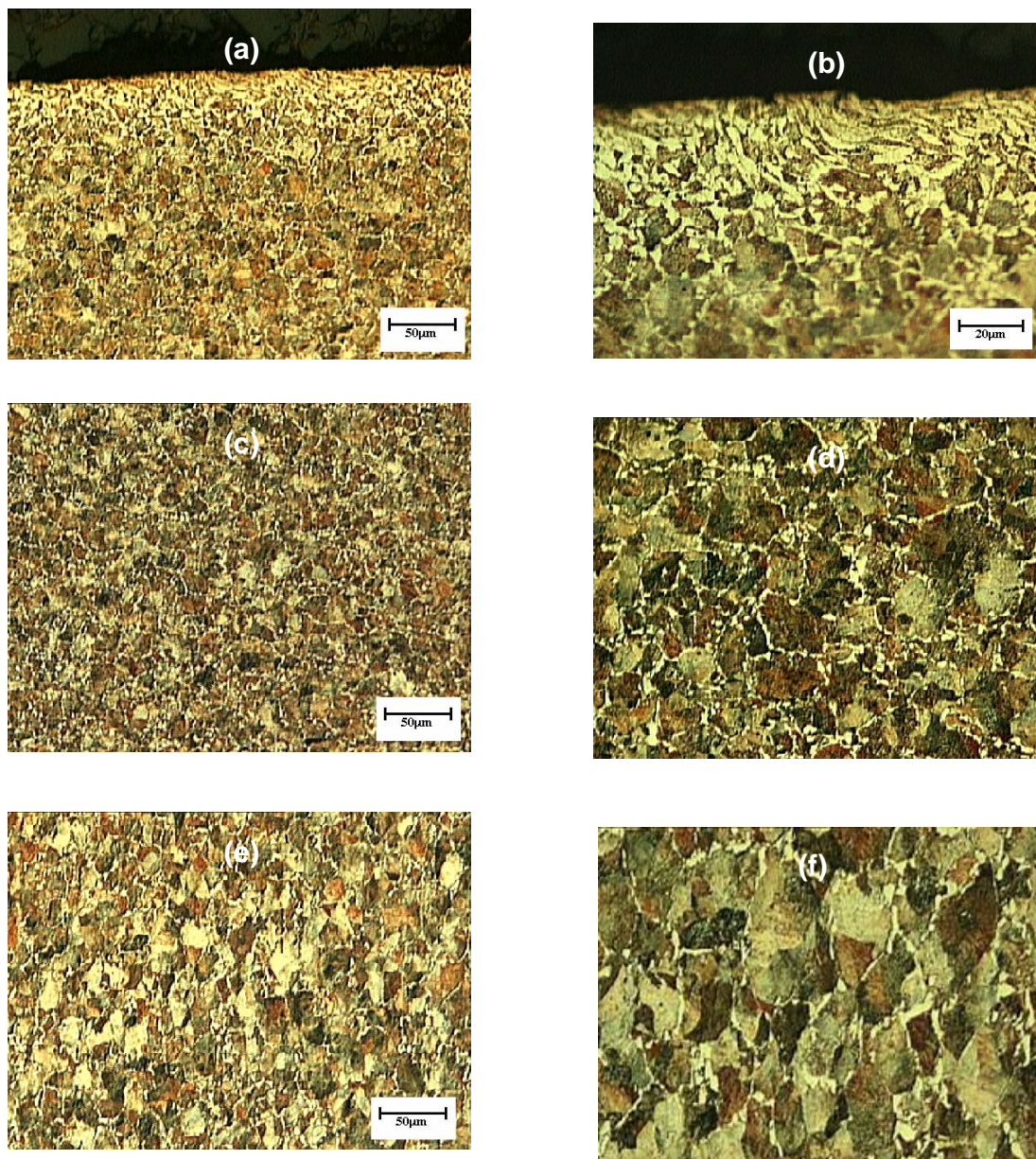


Figura 55 – Microestrutura da liga 1. Seção transversal (T) – (a) e (b) superfície , (c) e (d) centro. (e) e (f) Secção longitudinal.

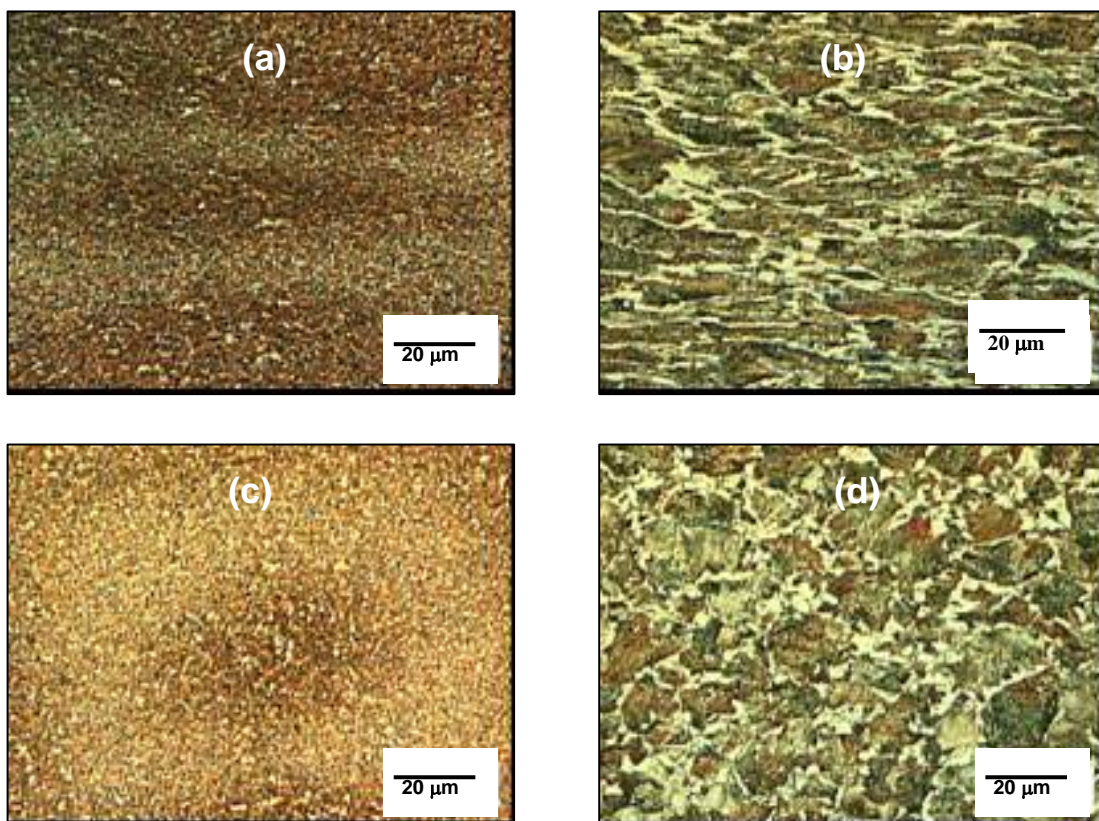


Figura 56 - Microestrutura da liga 1. (a) e (b) Seção transversal – A e (c) e (d) secção B.

Foi observado que a estrutura da liga 1 é constituída por cerca de 80% de grãos de perlita fina circundados por ferrita (fase clara).

Como era esperado, dado ao processo de fabricação deste grampo, como pode ser observado na Figura 57, existe uma grande quantidade de deformação plástica nos filetes de rosca devido ao processo de roleteamento a frio . Observou-se ainda a presença de alguns defeitos do tipo trinca no topo do filete da rosca, Figuras 51 (c) e (d).

O tamanho de grão ASTM, apresentado na Figura 58, foi medido na seção longitudinal (L) e conforme norma ASTM E112.

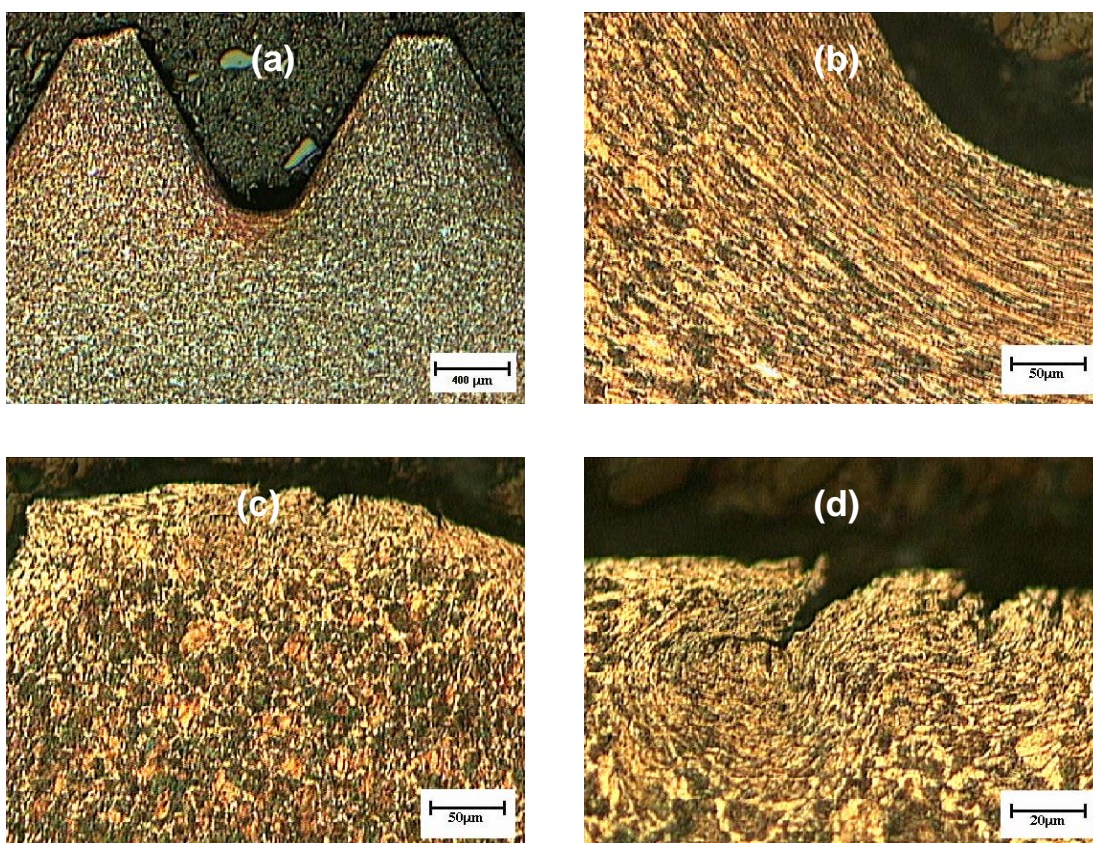


Figura 57 - Microestrutura do filete de rosca da liga 1. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe da raiz; (c) detalhe do topo da rosca e (d) detalhe de defeitos no topo da rosca.

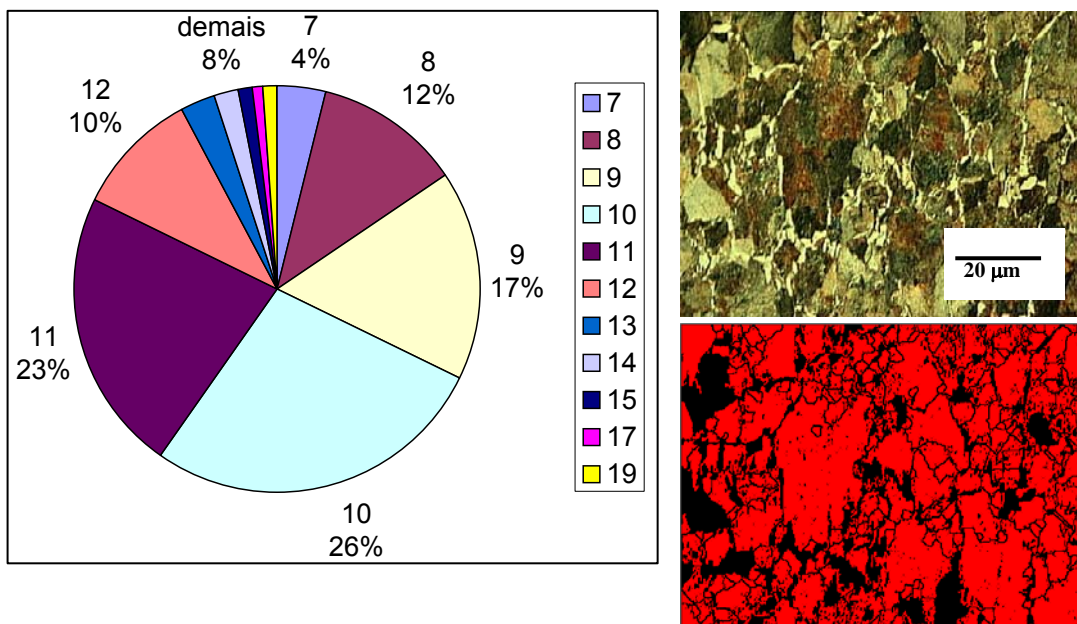


Figura 58 - Tamanho de grão perlítico (ASTM) da liga 1, medido na seção longitudinal (L), conforme indicado na figura 45.

Da análise do tamanho de grão pode ser observado que a maioria dos grãos estão entre tamanho de grão ASTM 9 e 11. Esta variação microestrutural deve ser decorrente do processo de fabricação da Liga 1 (importada).

5.2.2.2 – Aço Belgo Mineira (Liga 3):

A caracterização microestrutural do primeiro material selecionado para a fabricação dos grampos, de fabricação da empresa Belgo Mineira (liga 3), é apresentada na figuras 59 e 60.

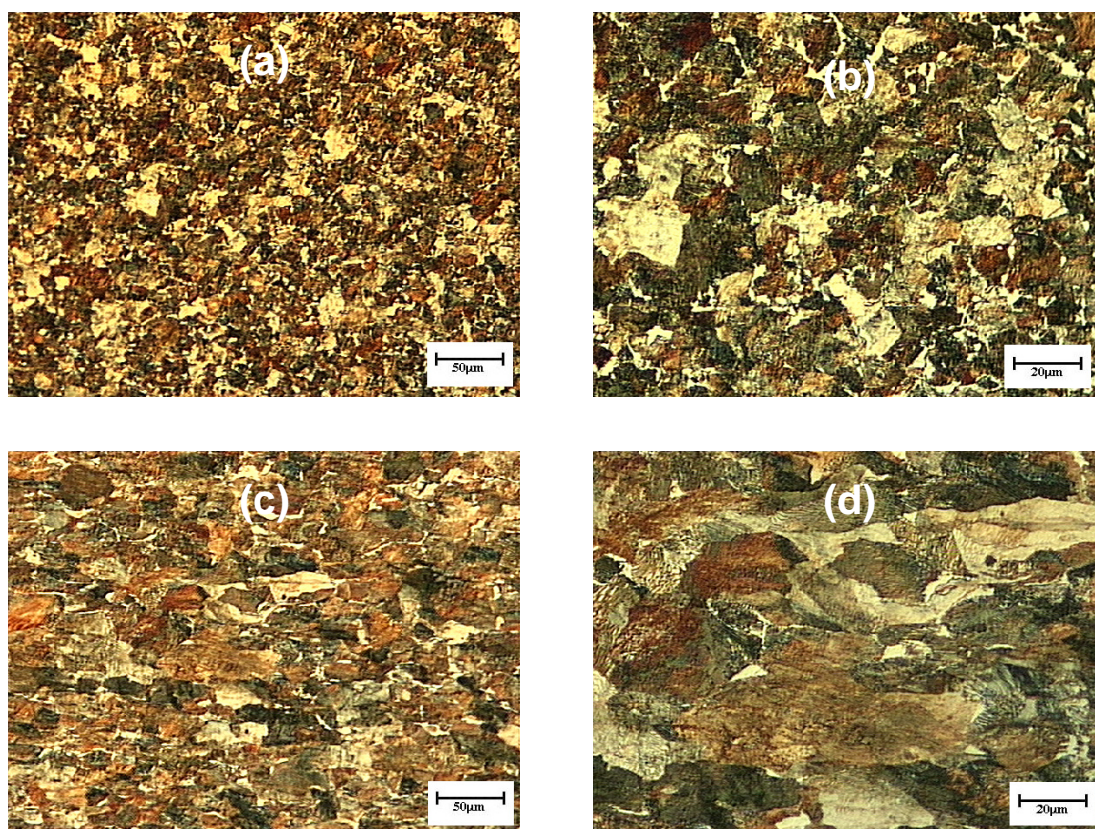


Figura 59 – Microestrutura da liga 3. Seção transversal (T) – (a) e (b) superfície e (c) e (d) Seção longitudinal.

Similarmente ao aço da Liga 1 o aço da Liga 3 é constituído de grãos de perlita fina circundados por ferrita (fase clara). Neste caso, porém observa-se quase que uma totalidade de grãos perlíticos.

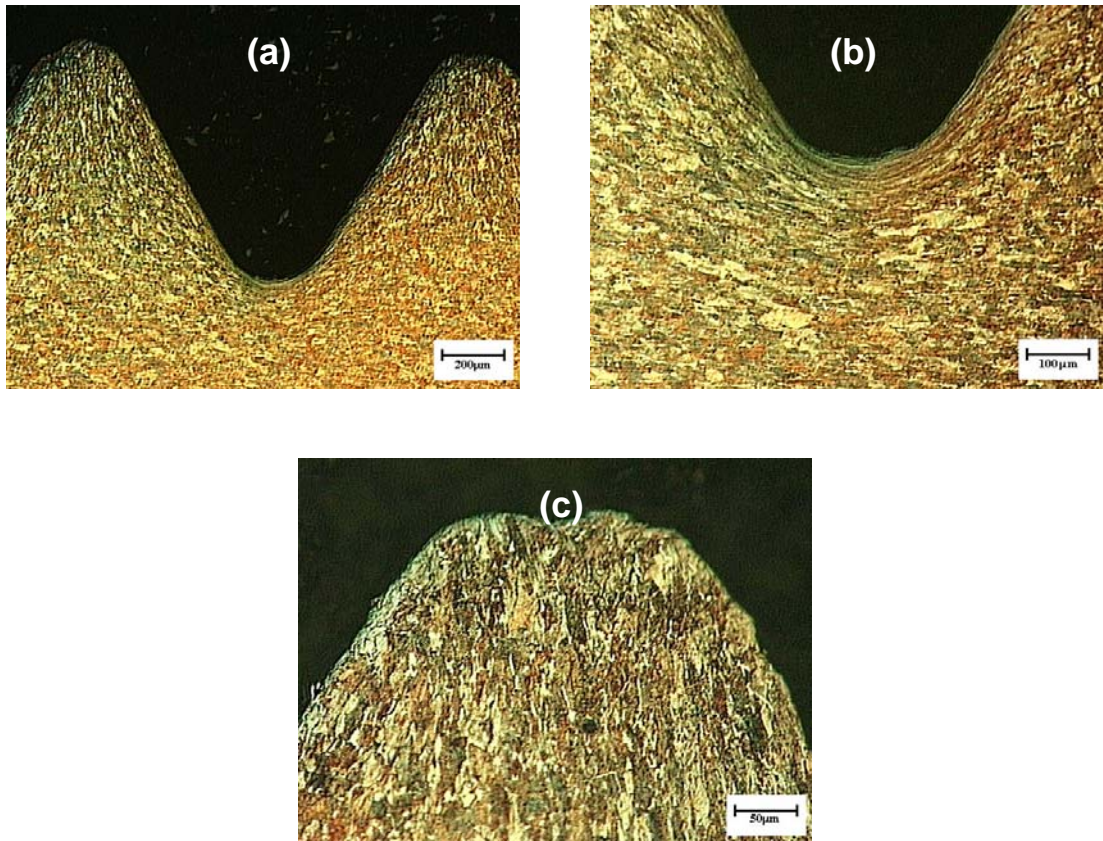


Figura 60 - Microestrutura do filete de rosca do grampo produzido com a liga 3. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe da raiz; (c) detalhe do topo da rosca.

5.2.2.3 – Aço Villares (Liga 4):

As microestruturas do aço Villares (liga 4) são apresentadas na Figura 61.

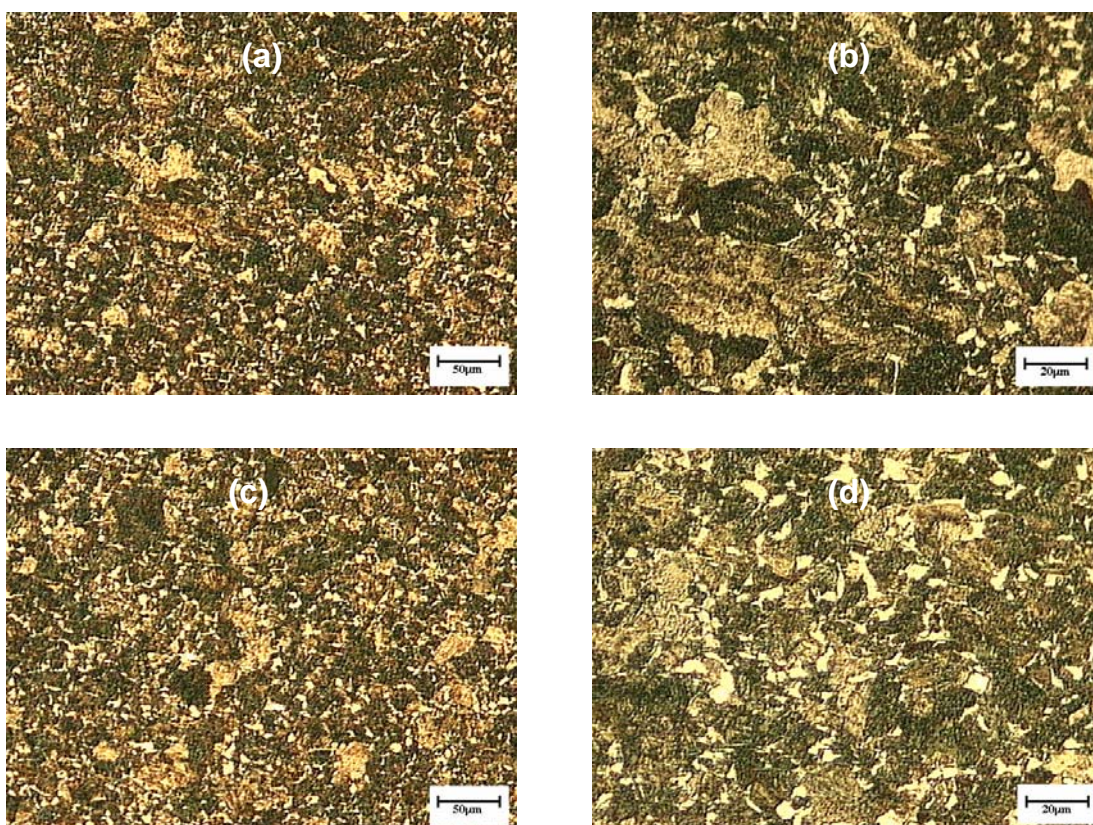


Figura 61 - Microestrutura do aço Villares (liga 4). (a) e (b) seção transversal e (c) em (d) seção longitudinal.

Similarmente à liga 3, foi observado que a estrutura da liga 4 é constituída de grãos de perlita e ferrita (fase clara). Neste caso, também foi verificada uma maior quantidade de perlita do que o apresentado pela liga 1.

Como pode ser observado na Figura 62, o processo de roleteamento da rosca acarretou uma grande quantidade de deformação plástica superficial na rosca. Este aspecto é similar ao observado para o grampo importado (liga 1).

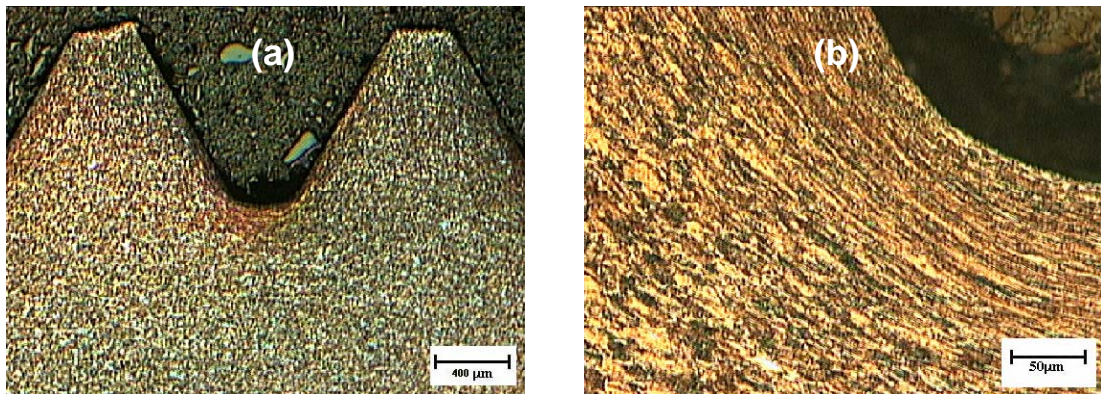


Figura 62 - Microestrutura do filete de rosca do grampo produzido com a liga 4. (a) aspecto geral da rosca; (b) detalhe com mais aumento da parte da raiz do filete.

5.2.2.4 – Aço Villares (Liga 5):

A liga 5, nas figuras 63 e 64, apresentam uma quantidade de ferrita bem maior do que as outras ligas (1,3 e 4).

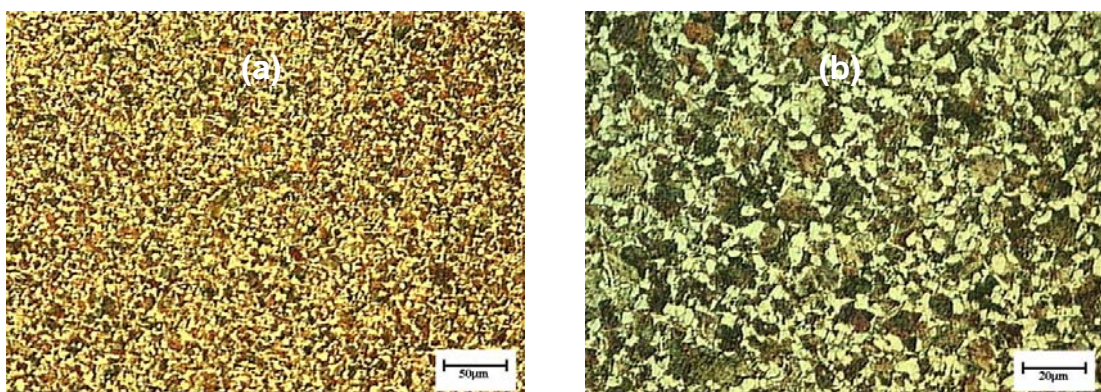


Figura 63 - Microestrutura da liga 5, (a) transversal e (b) longitudinal.

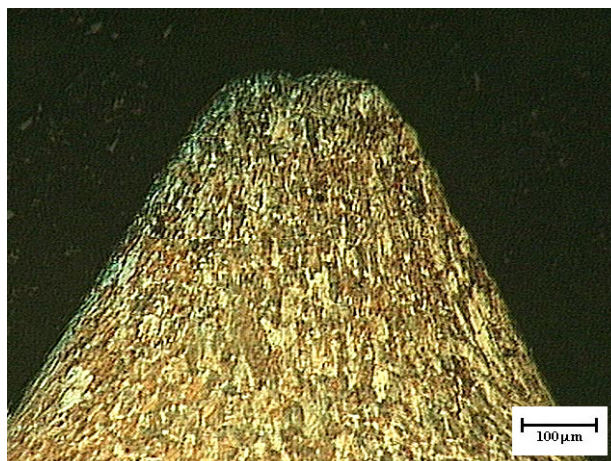


Figura 64 - Microestrutura no filete de rosca do grampo Villares Liga 5.

A deformação plástica na liga 5 foi observada na região da rosca onde a operação de roleteamento a frio foi realizada, idem a liga 1.

5.2.2.4 – Aço SAE 4140 temperado e revenido

Os grampos atuais são fabricados pelo processo a quente de fabricação, isto é, temperados e revenidos. Assim, para efeito de comparação foi realizada análise microestrutural do aço SAE 4140 empregado na fabricação dos grampos. A microestrutura final é de martensita revenida, Figura 65 (a). Observaram-se ainda linhas de segregação, Figura 65 (a) e (b) e microtrincas nos filetes de rosca, figura 60.

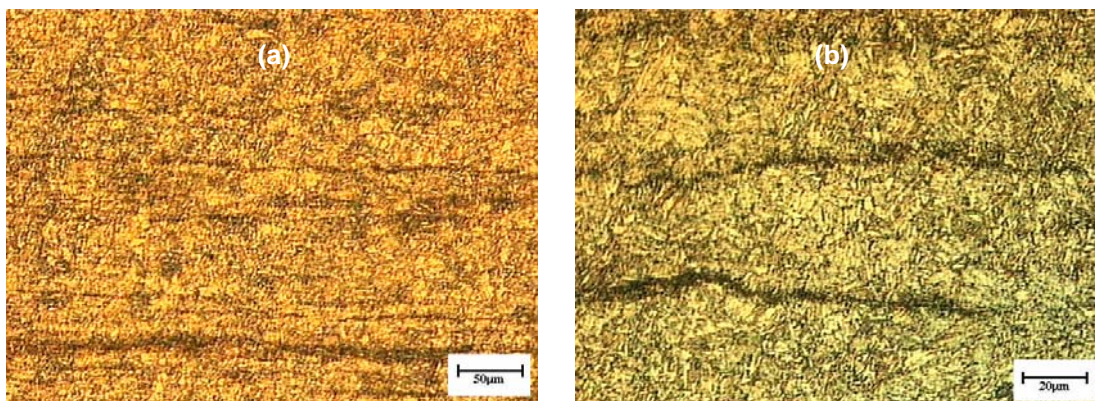


Figura 65 – Microestrutura do aço SAE 4140 após têmpera e revenimento, observada na direção transversal. Estrutura composta de martensita revenida (a) e (b) detalhe de (a) mostrando as linhas de segregação.

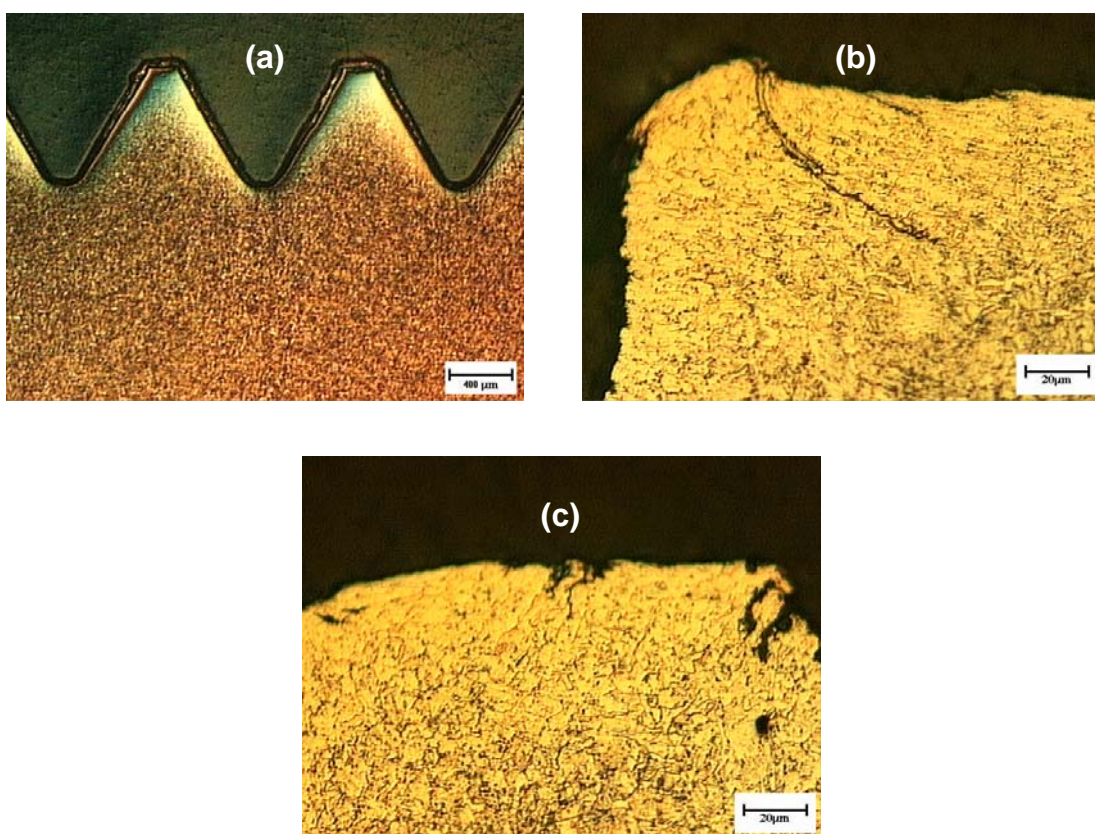


Figura 66 - (a) aspecto geral do perfil da rosca. (b) e (c) detalhe de (a) mostrando a existência de microtrincas surgidas durante a têmpera.

Foi observado que no perfil da rosca existe uma camada superficial de tratamento denominada de camada bi-cromatizada. Muitas vezes o aspecto da camada bi-cromatizada induz à interpretação de uma camada descarbonetada. O detalhe (b) mostra que não existe descarbonetação, porém foram observadas várias microtrincas e vazios que aparecem na figura 66(c).

5.2.3 – Medida da Dureza e Microdureza

As Figuras 67 (a) e (b) apresentam o esquema de medida e os valores de dureza obtidos na superfície da barra e o perfil de dureza medido a partir da raiz do filete de rosca do grampo produzido a partir da liga 1. As medidas de microdureza foram realizadas a uma distância de 50 μ m entre si. Similarmente, as Figuras 68, 69, 70 e 71 apresentam, respectivamente, as medidas de dureza para os grampos fabricados a partir das ligas 3, 4, 5 e aço SAE 4140. As posições 1, 2, 3 e 4 da tabela de dureza estão no sentido anti-horário da circunferência abaixo.

A microdureza-HV foi medida com penetrador de diamante tipo pirâmide e com carga de 10 Kg. A dureza em Rockwell-C (HRC) foi medida com penetrador de diamante tipo pirâmide e com carga de 150 Kgf.

Liga 1

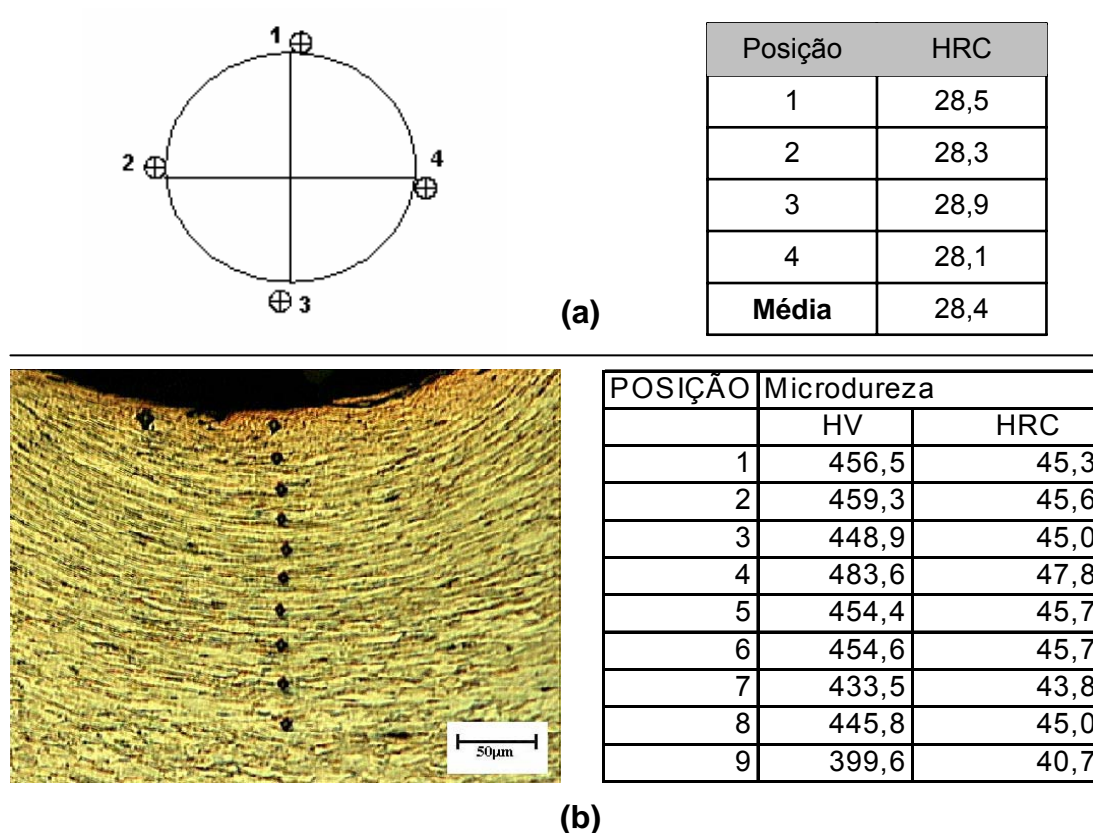
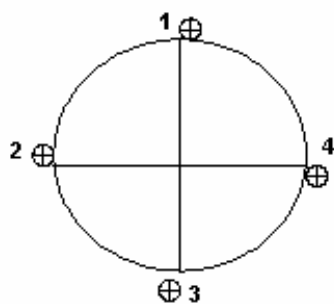


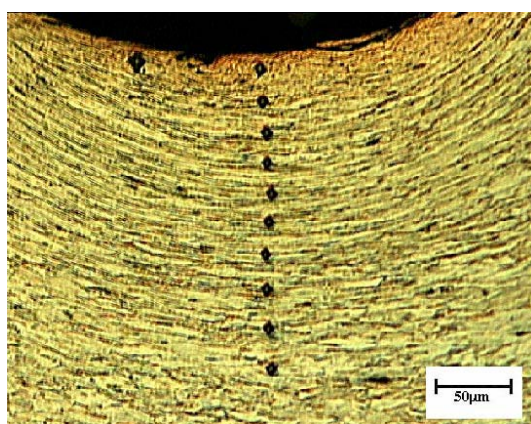
Figura 67 – Liga 1. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Liga 3



(a)

Posição	HRC
1	28,2
2	28,4
3	28,9
4	28,3
Média	28,4

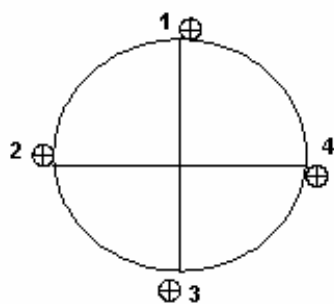


(b)

POSIÇÃO	Microdureza	
	HV	HRC
1	440,0	44,5
2	438,0	43,9
3	430,0	43,6
4	426,0	43,0
5	420,0	42,6
6	415,0	42,1
7	409,0	41,0
8	409,0	41,0
9	412,0	41,5

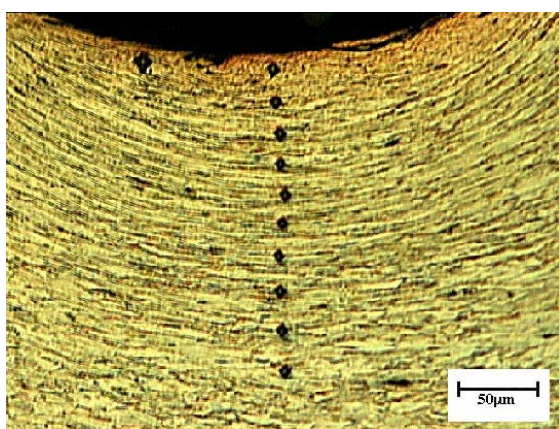
Figura 68 – Liga 3. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Liga 4



(a)

Posição	HRC
1	22,2
2	22,4
3	22,6
4	22,3
Média	22,4



(b)

POSIÇÃO	Microdureza	
	HV	HRC
1	404,9	41,2
2	412,6	42,0
3	458,9	46,0
4	458,9	46,0
5	445,5	44,9
6	454,4	45,6
7	441,2	44,6
8	412,6	42,0
9	428,6	43,5

Figura 69 – Liga 4. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Liga 5

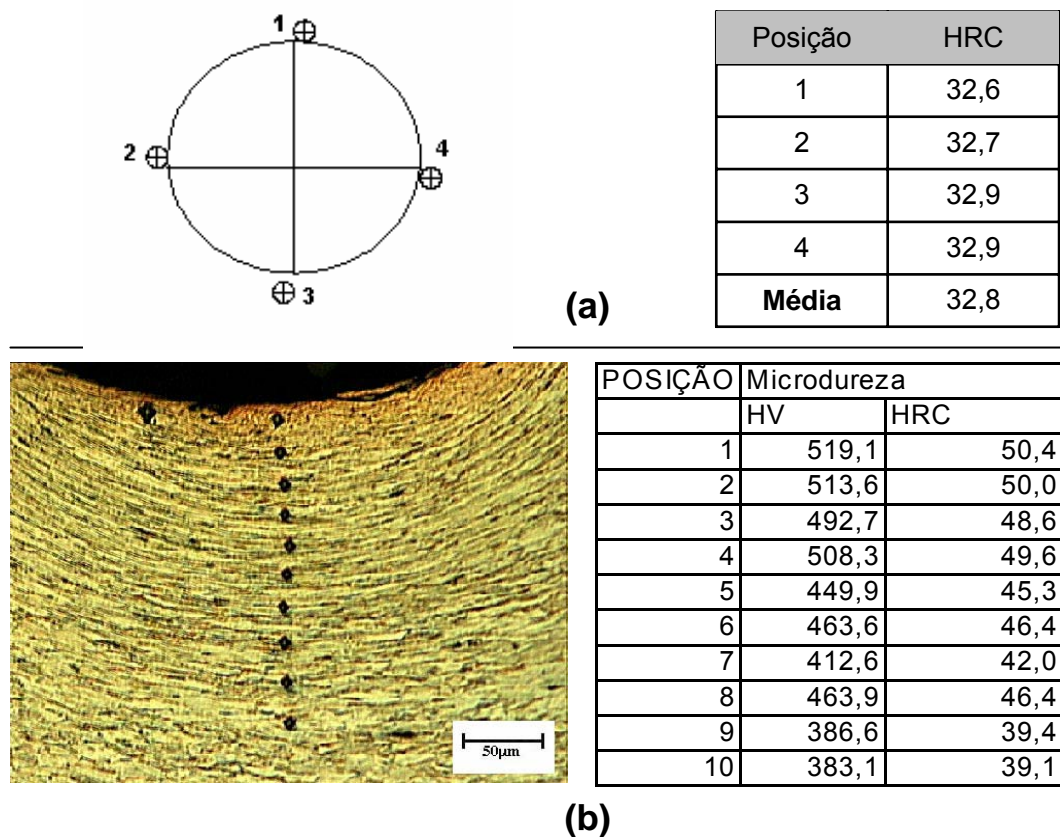
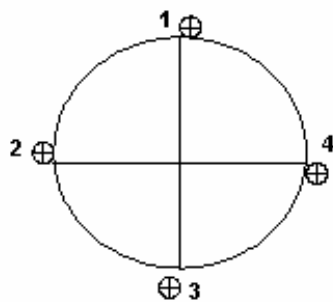


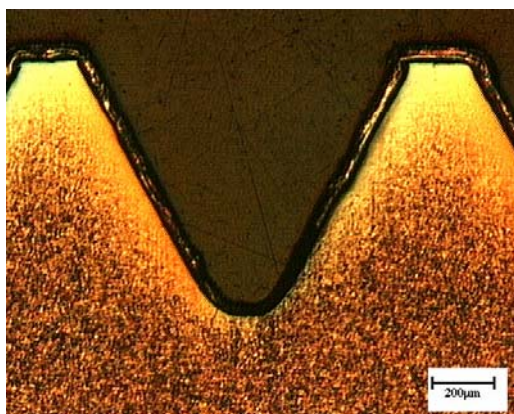
Figura 70 – Liga 5. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtido a partir da raiz do filete da rosca, evidenciando a diferença de dureza entre a superfície (a) e a região encruada (b). Os valores em HRC da figura (b) foram convertidos a partir da microdureza medida em HV. Foi observado que as medidas de dureza no perfil da rosca no sentido da superfície encruada para o núcleo, que a dureza é menor, devido a intensidade menor do encruamento. O encruamento é promovido durante a operação de roleteamento a frio.

Aço SAE 4140



(a)

Posição	HRC
1	27,6
2	27,8
3	27,3
4	27,4
Média	27,5



(b)

POSIÇÃO	Microdureza	
	HV	HRC
1	302,7	29,9
2	276,8	26,6
3	281,4	28,1
4	289,3	27,9
5	273,8	26,1
6	275,3	26,4
7	279,4	26,9
8	278,3	26,7
9	287,7	28,1
10	286,0	27,1

Figura 71 – Aço SAE 4140. (a) Medidas de dureza em HRC na superfície da barra e (b) perfil de microdureza medido em HV, obtida a partir da raiz do filete evidenciando que no processo de fabricação a quente, a diferença de dureza entre a superfície e a região do perfil da rosca é menor, devido ao tratamento térmico que realizado.

Destes resultados pode ser observado que o maior nível de dureza superficial foi obtido para os grampos fabricados a partir da liga 5 (32,8 HRC), seguido dos grampos das ligas 1, 3 e SAE 4140 (28 HRC) e a liga 4 (22,4 HRC). Na raiz do filete da rosca pode ser observado a mesma tendência de valores de dureza. Entretanto, como era esperado, na raiz da rosca obteve-se

os maiores valores de dureza, dado a uma maior deformação plástica localizada causada pelo processo de rolamento da rosca.

5.2.4 – Ensaio de tração

Inicialmente, para a escolha do nível de deformação a frio que possibilitasse a necessária resistência mecânica do componente, foram ensaiados os materiais das ligas 1,3,4,5 e o aço SAE 4140.

Na Tabela 4 foram agrupados os resultados dos ensaios preliminares, os resultados das propriedades mecânicas foram obtidos de três corpos de prova e calculado a média aritmética dos resultados para cada liga.

Tabela 4 - Resultados finais dos ensaios preliminares dos aços liga 1,3, 4 e 5.

Propriedades	Objetivo	Liga 1	Liga 3	Liga 4	Liga 5	SAE 4140
Resistência à Tração, [MPa]	900 mín.	1054	1082,5	1004	1124	1003
Limite de Escoamento [MPa]	720 mín.	973,8	772,7	839	886,5	951,5
Alongamento [%]	10 mín.	12,7	11,6	13,2	9,3	12,06
Dureza Sup. [HRC]	24 a 32	28,5	28,5	22,3	32,8	27,6
Microestrutura	Perlita fina	Perlita fina	Perlita fina	Perlita fina	Perlita fina	Martensita revenida
Tamanho de grão ASTM	8 ou mais fino	9 a 11	7 a 8	9 a 11	8 a 10	6 a 7

Observa-se que similarmente à microestrutura do grampo importado (liga 1), as microestruturas das ligas 3, 4 e 5 são compostas de grãos de perlita fina circundados por ferrita. A diferença está na proporção entre as fases em cada tipo de aço, sendo menor para o grampo importado e maior para o material Villares liga 5. O material SAE 4140 apresentou uma estrutura diferente, isto é, martensita revenida por sofrer um tratamento térmico de têmpera e revenido.

Numericamente, a liga 5 foi o que apresentou resultados de propriedades mecânicas, em especial a resistência à tração, mais alta entre os materiais analisados, o que para o funcionamento do grampo deveria ser melhor, uma vez que o grampo trabalha em carregamentos alternados do tipo tração-tração. Porém, foi também observado que a dureza da liga 5 é a mais alta, o que poderia afetar a laminação da rosca a frio e gerar alguns concentradores de tensão no perfil da rosca. Verifica-se que a liga 4 apresentou alongamento próximo ao do aço importado liga 1.

Os elementos químicos Al e V nas ligas 1 e 4 apresentaram valores próximos, isto é, respectivamente 0,14% e 0,13% para o Al e 0,072% e 0,080% de V, o que teria contribuído para o refinamento do tamanho de grão(ASTM nº 9 a 11).

5.3 – Conclusões Preliminares

A liga que apresentou o melhor resultado foi a liga 4 e abaixo são citados os pontos importantes para a conclusão deste resultado preliminar.

1. Quando comparado com o grampo importado (liga1), a liga 4 produzida pela empresa Villares, com a adição de Cr na ordem de 0,21%, produziu propriedades mecânicas de tração similares exigidas para o grampo de fabricação nacional,
2. A adição do Cr na liga 4 atendeu as expectativas iniciais que foram, o aumento da dureza, que foi atendida plenamente e o limite de escoamento.
3. Importantes propriedades mecânicas foram atendidas, como a resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, na liga 4 . Isto provavelmente ocorreu devido à inclusão do cromo, níquel , alumínio e vanádio na composição química destes aços, aliados a uma microestrutura de perlita fina, tamanho de grão ASTM de 9 a 11 e taxas de encruamento similares.
4. A dureza no perfil da rosca foi aumentada nas quatro (04) ligas do processo a frio, em torno de 100%. Isto provavelmente ocorreu devido ao encruamento a frio que foi submetida à região da rosca do grampo, através do benefício da tensão compressiva.

6 – Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados com o objetivo de caracterizar o material e o processo de fabricação dos grampos quanto à exposição a carregamento cíclico, que ocorre em veículos. O equipamento utilizado foi um sistema servo-hidráulico de ensaios MTS 810 com célula de carga de 100kN. As condições de ensaio foram: controle de amplitude de tensão axialmente imposta ao corpo de prova; razão de carga 0,1 (tração-tração); temperatura ambiente; onda senoidal; frequência de 30Hz. Os grampos são apresentados na Figura 72.

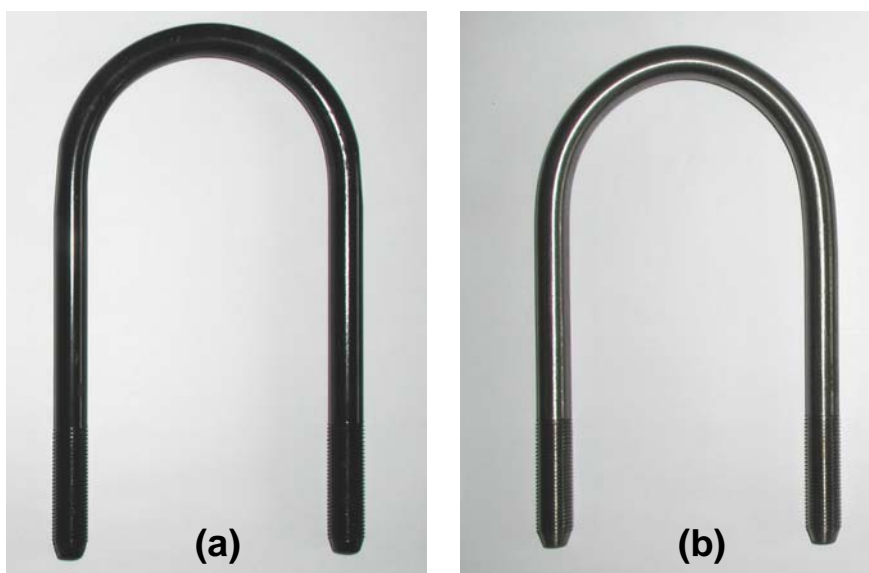


Figura 71 - Grampos com formato em U: (a) Grampo importado (Liga 1). (b) Grampo de fabricação nacional (Ligas 3,4 e 5).

6.1 - Corpos de prova e dispositivo para ensaio

Inicialmente tentou-se ensaiar os grampos na sua forma final. Para tal foi necessário confeccionar um sistema de garras para apoio e fixação, apresentado na Figura 72. Porém, com a utilização deste sistema, ocorreram problemas no alinhamento do grampo e fratura dos parafusos suportes, tal que inviabilizaram a sua utilização.

Desta forma, optou-se por ensaiar corpos de prova. Estes, foram obtidos diretamente dos grampos, cada “perna do grampo” constituiu um corpo de prova, como pode ser visto na Figura 73. Para a realização do ensaio foram utilizados um suporte para ensaio de parafuso e uma garra hidráulica. A parte lisa do corpo de prova foi fixada na garra hidráulica enquanto que a parte roscada foi montada, através de porcas, no suporte para ensaio de parafuso. A Figura 74 mostra um corpo de prova com as duas porcas (porca e contra-porca). A Figura 75 mostra um corpo de prova já montado na máquina e pronto para a realização do ensaio.

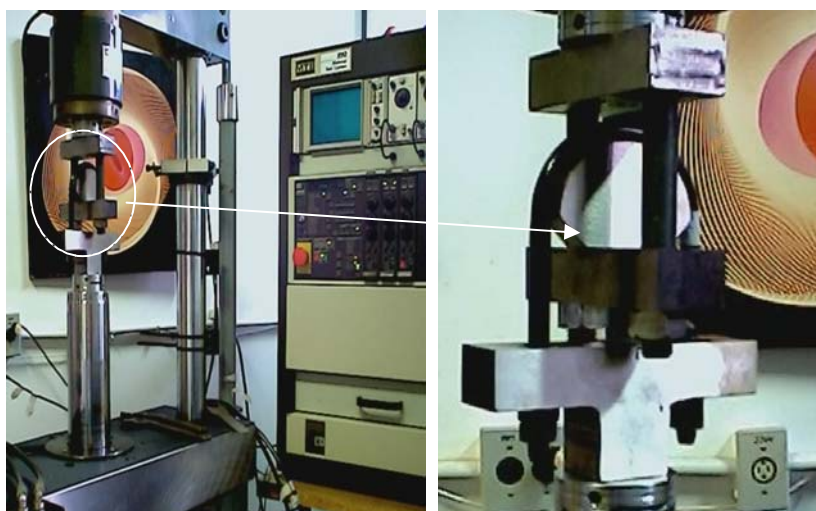


Figura 72 – Sistema para ensaio de fadiga do grampo como produto final.

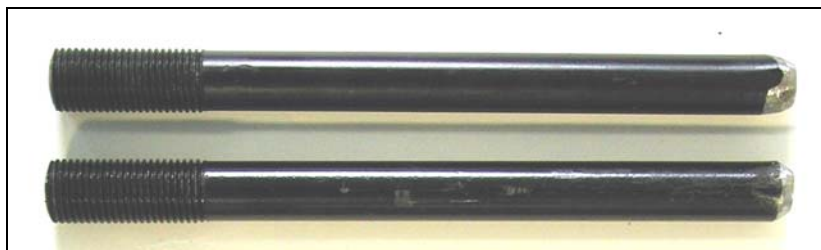


Figura 73 – Corpos de prova obtidos diretamente dos grampos.



Figura 74 – Corpo de prova com as duas porcas (porca e contra-porca).

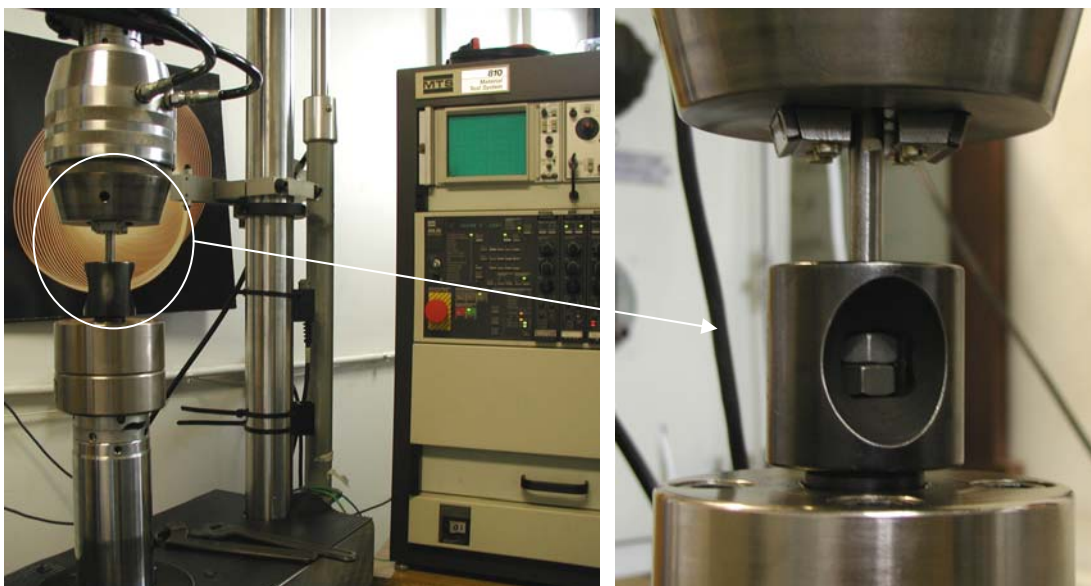


Figura 75 – Sistema para ensaio de fadiga dos corpos de prova.

6.2 – Condições de ensaio

Para análise dos resultados foi utilizada a metodologia de “*Probabilidade acumulada de falha (Weibull)*”, o critério utilizado para avaliar o desempenho foi a vida B10 e B90 onde B10 representa que 10% das amostras poderão fraturar abaixo da vida mínima especificada e B90 representa que 90 % das amostras poderão ter uma vida superior ao especificado. Nesta análise, um mínimo de 8 corpos de prova de cada material são submetidos ao carregamento em fadiga sob uma mesma amplitude constante de tensão previamente determinada com base nas propriedades mecânicas do material. Geralmente, a falha por ruptura completa dos corpos de prova se verifica para um número de ciclos próximo de 10^5 . Este método proporciona uma porcentagem de replicação de 90%.

Os resultados desta metodologia são apresentados na forma de curvas de probabilidade de falha versus vida em fadiga (N), onde N é o número de ciclos necessários para a falha do corpo de prova por fratura completa. Nestas análises será utilizado o modelo estatístico de Weibull, de dois parâmetros (m, σ_0), especialmente desenvolvido para a análise de falhas.

6.2.1 - Cálculo da carga de ensaio

Para o cálculo da tensão máxima utilizada durante o ensaio faz-se necessário considerar o fator de concentração de tensão em fadiga, (K_f) no filete de rosca do grampo. Este fator pode ser obtido da literatura (vide referências bibliográficas) e depende das características da rosca, (passo, raio e profundidade) e do tipo de material. Para a rosca dos grampos em estudo (M12x1,25), este fator é de 2,91. O procedimento utilizado no cálculo esta apresentado na Seção 4.6.2

deste trabalho. Nos ensaios realizados a tensão nominal foi da ordem de 90% do limite de resistência do material.

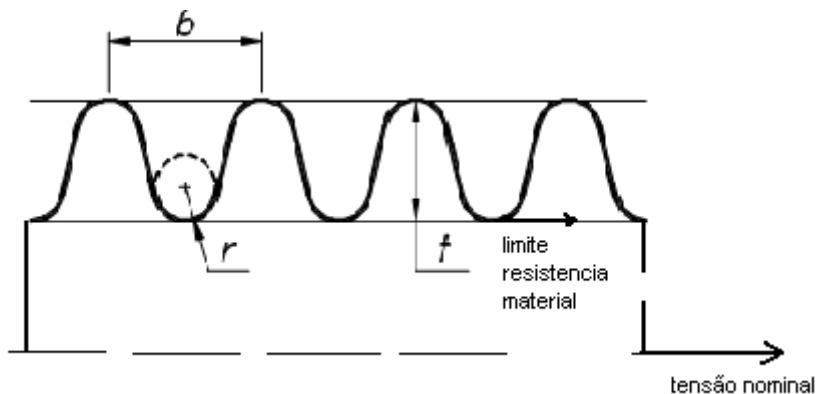


Figura 76 – Representação do sentido da tensão de limite resistência e a tensão nominal.

A tensão nominal ($\sigma_{nominal}$) na raiz do filete de rosca é dada por:

$$\sigma_r = \sigma_{nominal} \cdot K_f \quad (47)$$

Onde, tem-se:

σ_r = limite de resistência do material (valor encontrado na Tabela 5).

K_f = fator de entalhe na fadiga σ_r, K_f

Substituindo os valores de σ_r, K_f , para a Liga 1, tem-se:

$$\sigma_{nominal} = (1054,2 \times 0,9) / 2,91 = 326 \text{ MPa}$$

Para a liga 3, tem-se:

$$\sigma_{nominal} = (1082,5 \times 0,9) / 2,91 = 334,8 \text{ MPa}$$

Para a liga 4, tem-se:

$$\sigma_{nominal} = (1004,7 \times 0,9) / 2,91 = 310,7 \text{ MPa}$$

Para a liga 5, tem-se:

$$\sigma_{nominal} = (1124,0 \times 0,9) / 2,91 = 347,6 \text{ MPa}$$

Para a liga SAE4140, tem-se:

$$\sigma_{nominal} = (1003,0 \times 0,9) / 2,91 = 310,2 \text{ MPa}$$

A carga aplicada ($P_{aplicada}$) durante o ensaio de fadiga é dada por:

$$P_{aplicada} = \sigma_{nominal} * \text{Área} \quad (48)$$

Onde:

Área = Menor área na região da rosca, isto é, a partir diâmetro interno da rosca.

Tabela 5 – Cargas (kN) utilizadas no ensaio ($P_{\text{máx}}$ e $P_{\text{mín}}$) para os diversos materiais.

Material	σ_r (MPa)	σ_{nominal} (MPa)	Área (mm²)	P_{máx} (kN)	P_{mín} (kN)
Liga 1 (Importado)	1054,2	326	86,03	28,0	2,8
Liga 3 (Belgo Mineira)	1082,5	334,8	86,03	28,8	2,9
Liga 4 (Villares)	1004,7	310,7	86,03	26,7	2,7
Liga 5 (Villares)	1124,0	347,6	86,03	30,0	3,0
SAE 4140	1003,0	310,2	86,03	26,7	2,7

6.3 – Resultados e Discussão (Fadiga)

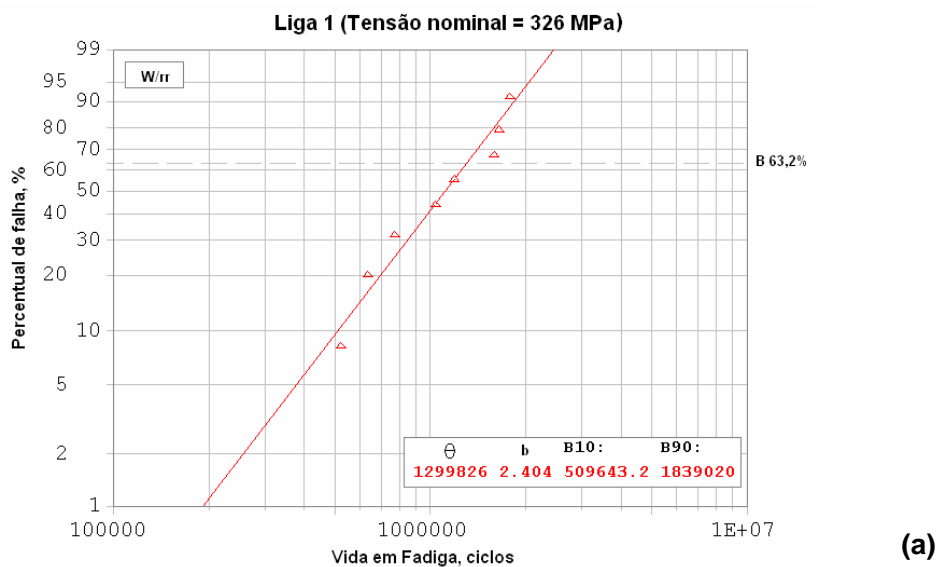
6.3.1 – Resultados de fadiga

A Tabela 6 apresenta os resultados da vida em fadiga para o grampo importado liga 1 e demais materiais propostos, assim como o comparativo com o aço temperado revenido SAE 4140. Os gráficos de probabilidade de falha versus vida em fadiga (N), baseados em dados da Tabela 6, foram obtidos utilizando-se um *software* o qual calcula a Distribuição de Weibull por dois parâmetros.. Observa-se que o grampo fabricado pela empresa Belgo Mineira (Liga 3) apresentou uma vida menor e maior dispersão de dados comparado ao grampo importado (Liga 1).

Tabela 6 – Resultados da vida em fadiga das Ligas 1, 3, 4, 5 e SAE 4140.

Material					
Corpos de prova	Liga 1 (Importado)	Liga 3 (Belgo Mineira)	Liga 4 (Villares)	Liga 5 (Villares)	SAE 4140
CP1	7,70E+05	1,10E+06	9,60E+05	5,83E+05	-----
CP2	1,65E+06	6,06E+05	> 10 ⁷	3,85E+05	3,80E+05
CP3	1,59E+06	2,06E+06	-	4,40E+05	4,27E+05
CP4	1,19E+06	3,09E+05	1,58E+06	3,30E+05	5,60E+05
CP5	1,04E+06	1,99E+06	> 10 ⁷	3,90E+05	6,80E+05
CP6	5,21E+05	3,56E+05	2,14E+06	5,6E+05	7,05E+05
CP7	6,35E+05	2,57E+05	1,00E+06	1,50E+06	9,30E+05
CP8	1,78E+06	6,29E+05	5,40E+05	4,35E+05	-----
CP9	-----	3,85E+05	8,30E+05	-----	-----

Os corpos de prova 2 e 5 da liga 4, o ensaio foi interrompido por atingir vida superior a 10⁷ ciclos.



Pontos	Valores de Vida em Fadiga	Quantidade	Posição no Gráfico
1	521000	1	8.333334E-02
2	635000	1	.202381
3	770000	1	.3214286
4	1040000	1	.4404762
5	1190000	1	.5595238
6	1590000	1	.6785714
7	1650000	1	.797619
8	1780000	1	.9166667

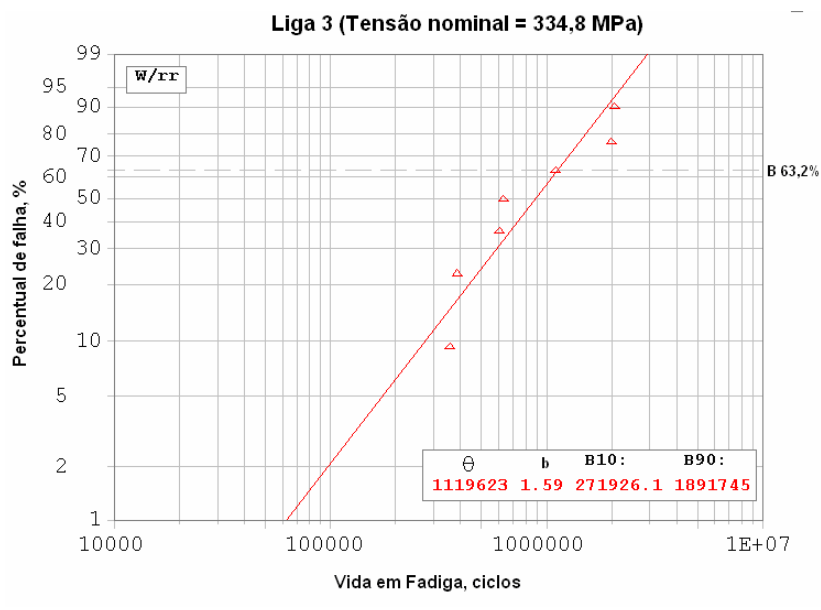
(b)

θ	B	B10 (ciclos)	B90 (ciclos)
1299826	2,404	$5,10 \times 10^5$	$1,84 \times 10^6$

(c)

Figura 77 – Distribuição de Weibull para a Liga 1: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

A reta que une o maior número de pontos no gráfico da Figura 77(a) representa um nível de confiança de 50%. Assim, o percentual da população que deve ser esperada falhar em B90 igual a $1,84 \times 10^6$ ciclos com confiança de 50% será de 90%.



Pontos	Valores de Vida em Fadiga	Quantidade	Posição no Gráfico
1	356000	1	.0945946
2	385000	1	.2297297
3	606000	1	.3648649
4	629000	1	.5
5	1100000	1	.6351351
6	1990000	1	.7702703
7	2060000	1	.9054054

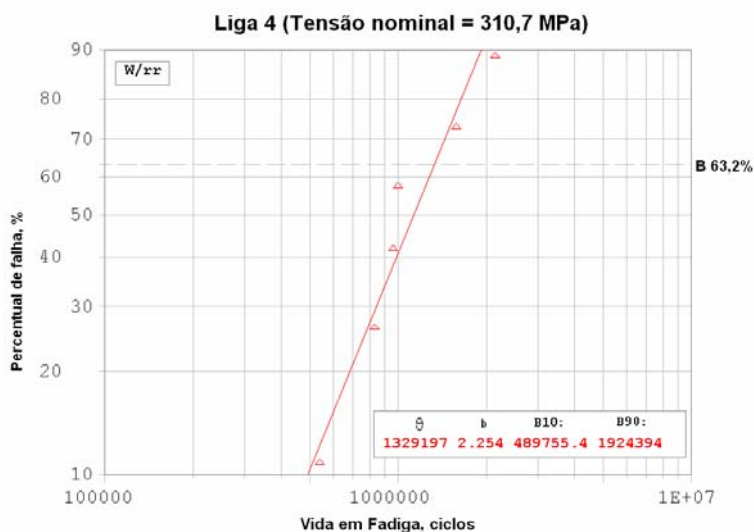
(b)

θ	B	B10 (ciclos)	B90 (ciclos)
1119623	1,590	$2,72 \times 10^5$	$1,89 \times 10^6$

(c)

Figura 78 – Distribuição de Weibull para a Liga 3: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

A reta que une o maior número de pontos no gráfico da Figura 78(a) representa um nível de confiança de 50%. Assim, o percentual da população que deve ser esperada falhar em B90 igual a $1,89 \times 10^6$ ciclos com confiança de 50% será de 90%.



Pontos	Valores de Vida em Fadiga	Quantidade	Posição no Gráfico
1	540000	1	.109375
2	830000	1	.265625
3	960000	1	.421875
4	1000000	1	.578125
5	1580000	1	.734375
6	2140000	1	.890625

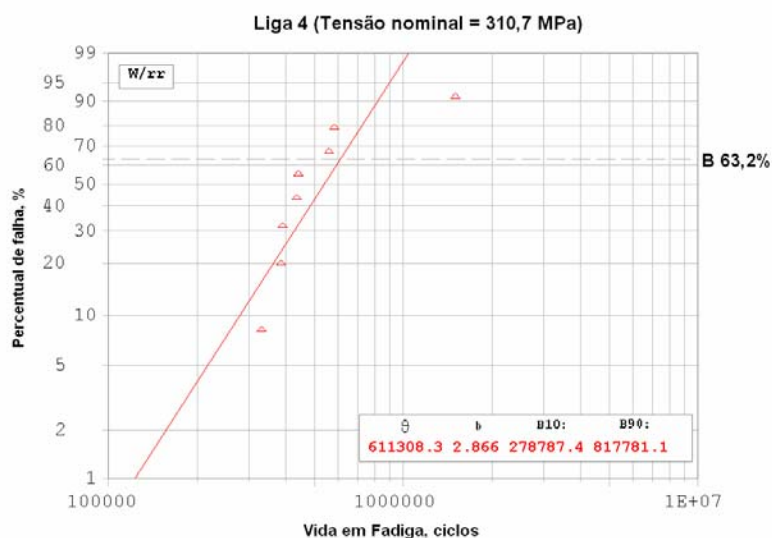
(b)

θ	B	B10 (ciclos)	B90 (ciclos)
1329197	2,254	$4,89 \times 10^5$	$1,92 \times 10^6$

(c)

Figura 79 – Distribuição de Weibull para a Liga 4: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

A reta que une o maior número de pontos no gráfico da Figura 79(a) representa um nível de confiança de 50%. Assim, o percentual da população que deve ser esperada falhar em B90 igual a $1,92 \times 10^6$ ciclos com confiança de 50% será de 90%.



(a)

Pontos	Valores de Vida em Fadiga	Quantidade	Posição no Gráfico
1	330000	1	8.333334E-02
2	385000	1	.202381
3	390000	1	.3214286
4	435000	1	.4404762
5	440000	1	.5595238
6	560000	1	.6785714
7	583000	1	.797619
8	1500000	1	.9166667

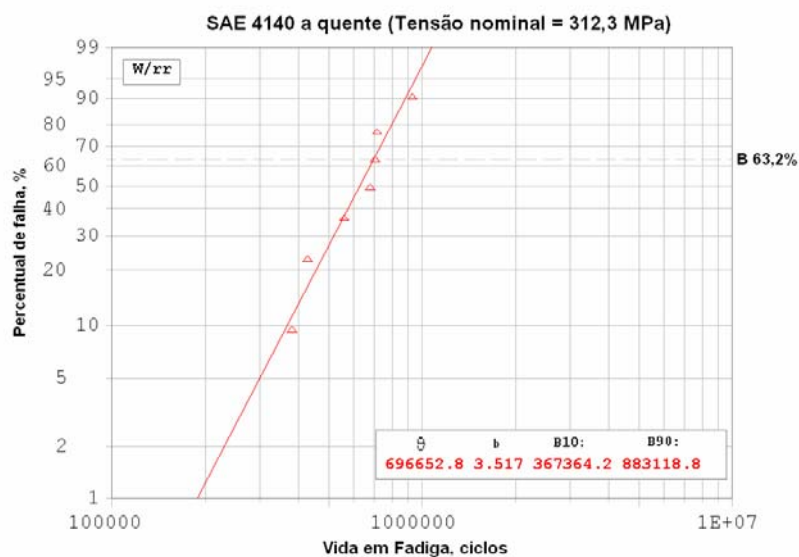
(b)

θ	B	B10 (ciclos)	B90 (ciclos)
611308,3	2,866	$2,78 \times 10^5$	$8,10 \times 10^5$

(c)

Figura 80 – Distribuição de Weibull para a Liga 5: (a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

A reta que une o maior número de pontos no gráfico da Figura 80(a) representa um nível de confiança de 50%. Assim, o percentual da população que deve ser esperada falhar em B90 igual a $8,10 \times 10^5$ ciclos com confiança de 50% será de 90%.



Pontos	Valores de Vida em Fadiga	Quantidade	Posição no Gráfico
1	380000	1	.0945946
2	427000	1	.2297297
3	560000	1	.3648649
4	680000	1	.5
5	705000	1	.6351351
6	715000	1	.7702703
7	930000	1	.9054054

(b)

θ	B	B10 (ciclos)	B90 (ciclos)
696652,8	3,517	$3,67 \times 10^5$	$8,83 \times 10^5$

(c)

Figura 81 – Distribuição de Weibull para o aço SAE 4140 a quente:

(a) gráfico; (b) tabela de valores; (c) resultados dos parâmetros encontrados.

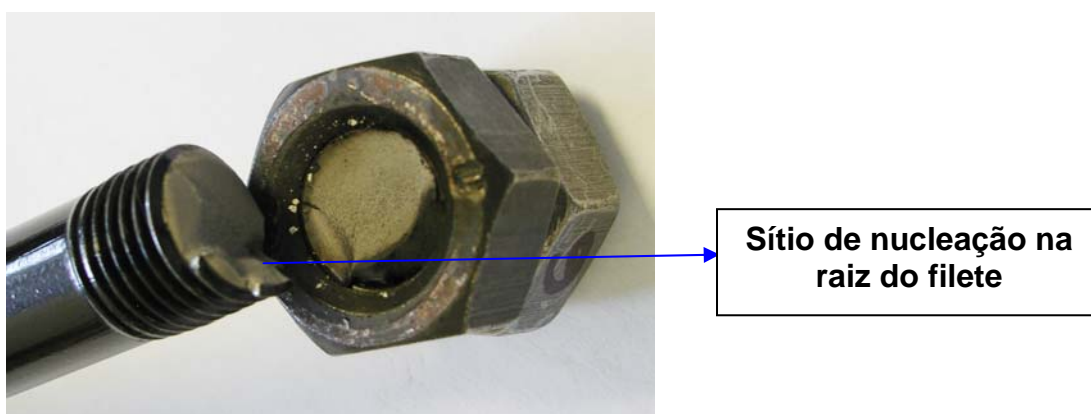
A reta que une o maior número de pontos no gráfico da Figura 81(a) representa um nível de confiança de 50%. Assim, o percentual da população que deve ser esperada falhar em B90 igual a $8,83 \times 10^5$ ciclos com confiança de 50% será de 90%.

Tabela 7 – Vida B10 e B90 para os materiais analisados.

Material					
Vida Weibull	Liga 1 (Importado)	Liga 3 (Belgo Mineira)	Liga 4 (Villares)	Liga 5 (Villares)	SAE 4140
B10	$5,10 \times 10^5$	$2,72 \times 10^5$	$4,89 \times 10^5$	$2,78 \times 10^5$	$3,67 \times 10^5$
B90	$1,84 \times 10^6$	$1,89 \times 10^5$	$1,92 \times 10^6$	$8,10 \times 10^5$	$8,83 \times 10^5$

As Figuras 82 a 85 apresentam alguns corpos de prova pós-ensaio, já fraturados. Observa-se que a fratura ocorre sempre no primeiro filete de rosca em contato com a porca, local de maior carregamento. Além disto, os corpos de prova com maior vida em fadiga, como mostrado na

Figura 82, Villares liga 4, apresentam uma maior extensão de propagação de trinca (observar a superfície de fratura), comparado aos demais materiais.



Sítio de nucleação na raiz do filete

Figura 82 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 1. Observa-se uma pequena região de nucleação próxima ao filete da rosca e uma grande região de propagação da trinca.



Figura 83 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 3. Observa-se uma região de propagação menor do que a da Liga 1.



Figura 84 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 4. Observa-se uma grande região de propagação da trinca em relação aos das Ligas 1, 3 e 5.

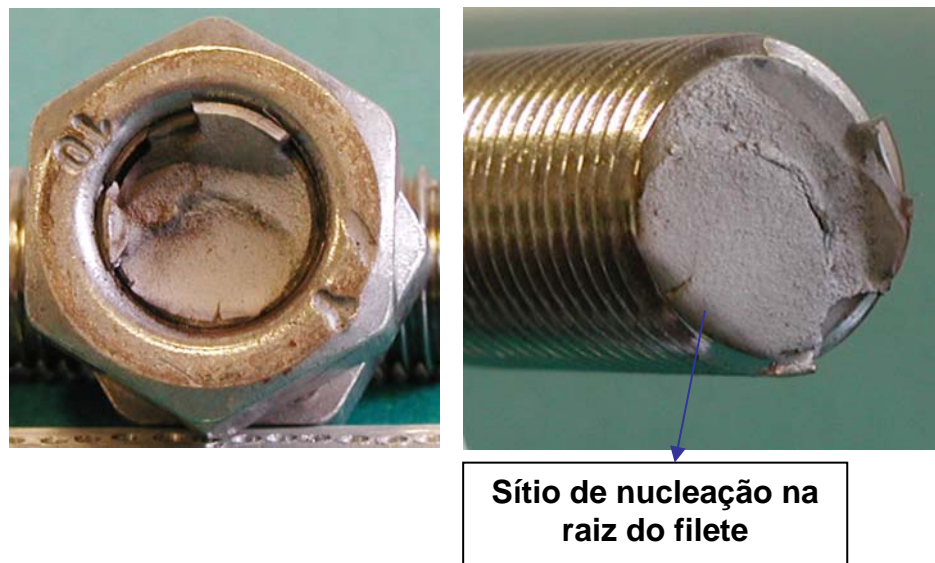


Figura 85 – Exemplo de uma superfície de fratura do material da Liga 5. Observa-se uma pequena região de propagação da trinca em relação às Ligas 1,3 e 4.

6.3.2 - Discussão dos Resultado de Fadiga

1. A análise macrográfica da superfície de fratura mostrou duas frentes de propagação lenta de trinca, nucleadas na raiz do filete da rosca que é a mais solicitada do pino. O crescimento ocorreu de forma semielíptica, deixando atrás de si marcas de praia, fato este que estabelece uma característica marcante no processo de propagação de trinca pelo mecanismo de fadiga por flexão alternada.
2. As análises fractográficas da superfície principal da fratura mostraram os sítios de nucleação na raiz do filete.

3. Os cálculos dos fatores de concentração de tensão, apresentados na Seção 4.8.1, na rosca mostraram que os valores de K_f são aproximadamente 25% menores do que os valores de K_t na raiz do filete.

4. Baseado nos resultados obtidos na Seção 5.2.2.1, foram encontrados alguns defeitos resultantes da operação de roleteamento da rosca, os quais funcionaram como nucleadores de trincas que se propagaram transversalmente na secção do grampo.

5. Foi observado que o material nacional (Liga 4) apresentou o melhor resultado em fadiga muito provavelmente pela adição do cromo-Cr e uma maior percentagem-% de carbono na composição química, conforme visto na Tabela 3.

7 – Conclusão final

Este trabalho mostrou ser possível o desenvolvimento de grampos para molas a partir de um material nacional, em desenvolvimento no mercado. Após os ensaios de fadiga observou-se que entre os materiais selecionados o material Villares (Liga 4), o qual teve a adição de Cr, apresentou resultados de fadiga similares ao do grampo importado (Liga 1) e superior ao grampo temperado e revenido SAE 4140, seguido pelo aço Villares (Liga 5). Este último, ainda que para os níveis de deformação utilizados, apresentou parâmetros de resistência à tração acima dos demais, a vida em fadiga foi reduzida, muito provavelmente devido ao alto teor de Si na Liga 5, formando partículas de segunda fase que devem estar prematuramente nucleando trincas. Este fato deve ser ainda confirmado.

O produto grampo está sendo comercializado com a Liga 4 pela empresa Rassini-NHK, uma vez que a liga pode ser adquirida em um fabricante de aço nacional e atendendo plenamente os requisitos de seus clientes, conforme visto na Tabela 4.

8 - Referências bibliográficas

(ASTM, 1996) Norma ASTM A-370-96, *Mechanical test of Steel Products*, 1996.

(Bannatine, 1990) J. A. Bannatine, J. J. Comer, J. L. Handrock, *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall Englewood Cliffs, New Jersey, 1990.

(Dieter, 1986) G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgical*, 3.ed., McGraw-Hill Book Company, New York, 1986.

(Forrest, 1962) P. G. Forrest, *Fatigue of Metals*, Pergamon Press, Oxford, 1962.

(Forsyth, 1975) P. J. E. Forsyth, *The Physical Based of Metals*, American Elsevier Publishing Co., New York, 1975.

(Johnson, 1973) R. C. Johnson, *Mach . Des. ,* Vol. 45, n.11, p.108,1973.

(Juvinall, 1967) R. C. Juvinall, *Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength*, McGraw Hill, New York, 1967.

(Landgraf, 1969) R. W. Landgraf, J. Morrow, and T. Endo, *Determination of the cyclic Stress-Strain curve*, *Journal of Materials (ASTM)*, Vol. 4, n.1, p.176, 1969.

(Manual do fabricante de grampos CMP-USA, 2002) Manual do fabricante de grampos CMP-USA, 2002.

(Neuber, 1946) H. Neuber, *Theory of Notch Stress, Principle of Exact Stress calculations*, Edwards, Ann Arbor, Mich., 1946.

(Peterson, 1974) R. E. Peterson, *Stress Concentration Factors*, John Willey and Sons, New York, 1974.

(Reed-Hill, 1994) R. E. Reed-Hill, R. Abbaschian, *Physical Metallurgy Principles*, 3.ed., PWS Publishing Company, Boston, 1994.

(Shingley, 1983) J. E. Shigley, L. D. Mitchell, *Mechanical Engineering Design*, 4.ed., McGraw Hill, New York, 1983.

(Souza, 1996) S. A. Souza, *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos, Fundamentos Teóricos e Práticos* 5.ed., Editora Edgar Blucher Ltda, São Paulo, 1996.

(Stephens, 2001) R. I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens, H. O. Fuchs, *Metal Fatigue in Engineering*, 2.ed., John Wiley & Sons Inc., Toronto, 2001.

(Straub, 196-) J. C. Straub, *Shot-Peening in Metals, Engineering, Design*, 2.ed., in O. J. Horger, McGraw-Hill, New York, p.258, 1965.

(Technical Report on Fatigue Properties, 1975) *Technical Report on Fatigue Properties*, SAE J 1099, 1975.

