

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

ESTUDO COMPARATIVO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DOS AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS ASTM F 138 E ASTM F 745

Alexandre Luis Dalla Rosa

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre
2007

Dedico este trabalho de diplomação à minha família e a meus amigos.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela orientação e pelo apoio neste trabalho.

Ao Prof. Dr. Sandro Griza pelo apoio e pelos esclarecimentos prestados durante a execução deste trabalho.

Ao mestrando Genaro Zanon pelo auxílio na realização dos ensaios de tração e fadiga.

A todos que de maneira direta ou indireta contribuíram para a conclusão deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IV
LISTA DE TABELAS	VI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	VII
RESUMO	VIII
ABSTRACT	IX
1.0 INTRODUÇÃO.....	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 Processo de Fadiga	2
2.2 Implantes metálicos	8
2.3 Aços Inoxidáveis	12
2.4 Defeitos de Fundição	14
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	16
3.1 Material.....	16
3.2 Análise Química	16
3.3 Caracterização Microestrutural.....	16
3.4 Ensaio de Tração.....	17
3.5 Ensaio de Fadiga	17
3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura.....	19
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO	20
4.1 Análise Química	20
4.2 Caracterização Microestrutural.....	21
4.2.1 Caracterização microestrutural do aço inoxidável austenítico F 745	21
4.2.2 Caracterização microestrutural do aço inoxidável austenítico F 138	22
4.3 Ensaio de Tração	23
4.4 Ensaio de Fadiga	24
4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura.....	25
4.5.1 Fractografia do aço inoxidável austenítico F 745.....	26
4.5.2 Fractografia do aço inoxidável austenítico F 138.....	28
5.0 CONCLUSÕES.....	29
6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	30
7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	31

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Processo de arredondamento plástico da ponta da trinca de fadiga durante o crescimento.	6
Figura 2.2	Fractografia revelando propagação de trinca em fadiga; a-b) espectro de carregamento constante; c) espectro aleatório; d) estriações dúcteis; e) estriações frágeis.	7
Figura 2.3	Esquema típico da curva S-N.	8
Figura 2.4	Componentes da substituição total de quadril.	11
Figura 2.5	Resistência à fadiga (no ar) de alguns implantes de ligas comum usando a Curva S-N.	11
Figura 2.6	Formação de rechupes.	15
Figura 2.7	(a) localização dos microrechupes na peça; (b) adição de um massalote no projeto do molde; (c) adição de dois massalotes no projeto do molde.	15
Figura 3.1	Corpo de prova com raio de curvatura entre a seção de teste e as extremidades.	18
Figura 3.2	Corpo de prova com raio contínuo entre as extremidades.	18
Figura 3.3	Ensaio realizado na máquina servo-hidráulica MTS utilizando corpos de prova de aço inoxidável austenítico ASTM F 745.	18
Figura 4.1	Microestrutura bruta de fusão com alinhamento das dendritas e presença de microrechupes	22
Figura 4.2	Micrografias à esquerda mostrando inclusões de óxidos do tipo D3 série fina e a direita mostrando microrechupes provenientes do processo de fundição.	22
Figura 4.3	Microestrutura formada por grãos equiaxiais. Aumento: 500x.	23
Figura 4.4	Curva tensão versus deformação do aço inoxidável austenítico ASTM F 745.	24
Figura 4.5	Curva tensão versus deformação do aço inoxidável austenítico ASTM F 138.	24

Figura 4.6	Curvas S-N para os aços inoxidáveis austeníticos fundidos e conformados.	25
Figura 4.7	Modo de fratura do aço inoxidável ASTM F 745.	26
Figura 4.8	Presença de estrias proveniente do processo de fadiga do aço inoxidável do tipo ASTM F 745.	26
Figura 4.9	Presença de microrechupes provenientes do processo de fundição.	26
Figura 4.10	Região onde ocorreu o início da fratura.	27
Figura 4.11	Região circulada da figura acima com maior aumento mostrando a presença de rechupe.	27
Figura 4.12	À esquerda o início do processo de fadiga e à direita o estágio final de ruptura.	28
Figura 4.13	À esquerda a região de início de fratura e à direita a região de ruptura final.	28

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Causas mais comuns de falhas em implantes metálicos.	10
Tabela 2.2	Composição química do aço inoxidável austenítico F 745 conforme a norma.	13
Tabela 2.3	Composição química do aço inoxidável austenítico F 138 conforme a norma.	14
Tabela 4.1	Resultados das análises químicas de uma amostra de aço inoxidável austenítico do tipo ASTM F 745 (% em peso).	20
Tabela 4.2	Resultados das análises químicas de uma amostra de aço inoxidável austenítico do tipo ASTM F 138 (% em peso).	21
Tabela 4.3	Dados obtidos através do ensaio de tração.	23

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

σ_m	Tensão Média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão Máxima
σ_a	Tensão Alternada
R	Razão de Carregamento
A	Razão de Amplitude
nm	Nanometro
KN	Quilo-Newton
μm	Micrometro
Hz	Hertz
L_0	Comprimento Útil

RESUMO

O aço inoxidável austenítico é um dos materiais mais utilizados na fabricação de próteses de quadril. Ele pode ser aplicado na condição de conformado (ASTM F 138) ou fundido (ASTM F 745).

O objetivo deste estudo foi avaliar as possíveis causas de fratura ocorridas em próteses de quadril de aço inoxidável austenítico fabricadas por processo de fundição. Para tanto, foram feitas análises comparativas da resistência à fadiga de ambos os materiais. Além disso, diversas análises complementares foram realizadas, tais como: análise microestrutural, análise química através de espectrometria de emissão ótica e análise da fratura por microscopia eletrônica de varredura. Os resultados indicaram uma resistência à fadiga do aço inoxidável fundido inferior em relação ao material conformado. Dentre os fatores que explicaram a menor resistência do fundido pode-se destacar a estrutura dendrítica grosseira, maior nível de impurezas e inclusões, além da formação de microrechupes.

ABSTRACT

The austenitic stainless steel is one of the most used materials in the manufacturing of hip prosthesis. It can be applied in the condition of formed (ASTM F 138) or cast (ASTM F 745).

The purpose of this study was to assess the possible causes of fracture occurred in austenitic stainless steel hip prosthesis manufactured by casting process. For that, comparative analyses of the fatigue strength of both materials were made. Besides that, several complementary analyses were made, such as: microstructural analysis, chemical analysis by optical emission and fracture analysis by scanning electron microscopy. The results indicated an inferior fatigue strength of the cast stainless steel in comparison to the formed material. Among the reasons that explained the lower resistance of the cast, the following may be emphasized the coarse dendritic structure, higher level of impurities and inclusions, besides the formation of shrinkages.

1.0 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são os materiais mais usados na fabricação de implantes metálicos. Esse fato pode ser explicado por ser um material que apresenta uma boa combinação de resistência mecânica, ductilidade, custo efetivo e facilidade de fabricação, além de ser considerado um material metálico bem aceito pelo organismo. A resistência à fadiga também é outra característica necessária aos implantes, pois esses sofrem sollicitações cíclicas permanentemente.

A fratura de hastes de quadril foi, no início da técnica moderna de artroplastia do quadril, um dos motivos da alta taxa de revisão. Para reduzir essa taxa, ou seja, para melhorar esse panorama, diversas melhorias foram propostas, dentre as quais a substituição do aço inoxidável fundido. Entretanto, nos últimos anos aqui no Brasil tem sido observado o retorno da utilização desses materiais para fabricação de próteses de baixo custo e, não por acaso, diversos casos de falhas de próteses fundidas vêm ocorrendo.

Portanto, esse estudo tem como objetivo fazer uma análise comparativa entre os aços inoxidáveis austeníticos fundidos e conformados, usados na fabricação de próteses de quadril, no que diz respeito a resistência à fadiga desses materiais.

Uma série de análises foi realizada para explicar as diferenças de resistência, tais como: análise microestrutural, análise química através de espectrometria de emissão ótica, e análise da fratura por microscopia eletrônica de varredura. O estudo procura evidenciar as possíveis causas da ocorrência de fratura das hastes femorais fabricadas por processos de fundição.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Processo de Fadiga

As próteses das extremidades inferiores do corpo humano, como, por exemplo, a prótese total de quadril, estão sujeitas a esforços mecânicos cíclicos da ordem de duas, três ou até mais vezes o peso do indivíduo. A resistência à fadiga do componente implantado é primordial quando se considera que uma prótese pode estar sujeita a até três milhões de ciclos por ano, dependendo de sua função e da atividade física do paciente (LOPEZ 1993).

Fadiga é o processo de dano estrutural permanente, progressivo e localizado que ocorre em um material solicitado por tensões e/ou deformações cíclicas. Para que a falha por fadiga ocorra, são necessárias:

- (1) uma tensão nominal positiva suficientemente alta;
- (2) variações ou flutuações da tensão aplicada;
- (3) deformação plástica.

Além disso, outros fatores, tais como concentradores de tensões, corrosão, temperatura, sobrecarga, estrutura metalúrgica e tensões residuais, podem influenciar as propriedades em fadiga.

A análise do comportamento do material, quando solicitado ciclicamente, e as alterações microestruturais que ocorrem durante a solitação sugerem que o estudo sobre o mecanismo de fadiga seja dividido em quatro estágios: (DIETER 1988)

- (1) nucleação de uma trinca;
- (2) crescimento da trinca em bandas de deslizamento em planos com máxima tensão de cisalhamento ou estágio I de crescimento da trinca;

(3) crescimento estável da trinca na direção normal à máxima tensão de tração ou estágio II de crescimento da trinca;

(4) propagação instável da trinca ou fratura final.

A nucleação de trincas normalmente ocorre de forma heterogênea em defeitos preexistentes ou gerados durante a aplicação de tensão cíclica; assim, a diminuição desses defeitos pode resultar em um aumento substancial da vida em fadiga (HERTZBERG 1996).

Um metal deforma-se quando submetido a carregamento cíclico, por deslizamento nos mesmos planos e direções cristalográficas nos quais se deformaria em carregamento monotônico. As bandas de deslizamento geralmente começam a se formar durante o início da aplicação da tensão cíclica. Quando a deformação ocorre em um único sentido, as bandas de escorregamento que aparecem na superfície do cristal têm uma topografia relativamente simples, o que é particularmente verdadeiro se apenas um plano de escorregamento for ativo (PLUMBRIDGE 1969). Entretanto, sob carregamento cíclico, as bandas de deslizamento formam reentrâncias e saliências na superfície, denominadas intrusões e extrusões, que são concentradores de tensões originadas dos pequenos movimentos alternados. Nas raras vezes em que a trinca se inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida (SRIVATSAN 1988).

Quando a superfície de um componente submetido a esforço cíclico é polido periodicamente para remoção das intrusões e extrusões, a vida em fadiga é aumentada. As reentrâncias e saliências na superfície representam as extremidades de bandas de deslizamentos densas e altamente localizadas. Foi observado que essas bandas provocam amolecimento da matriz nas suas propriedades e acredita-se que o amolecimento cíclico da matriz resulta numa concentração de deformação plástica.

Diversos modelos foram propostos para explicar o processo de nucleação de trincas por fadiga. Atualmente, acredita-se que o estágio inicial de dano pela aplicação do carregamento cíclico está associado com deslizamentos homogêneos e rápido endurecimento por deformação.

Em seguida, os deslizamentos começam a concentrar-se em bandas de deslizamento persistentes, e as regiões de banda sofrem amolecimento cíclico. Essas bandas são chamadas bandas de deslizamento persistentes em razão de dois fatores:

(1) quando uma amostra é preparada para análise metalográfica, elas persistem após o ataque químico, indicando a presença de um dano localizado;

(2) quando a superfície é polida e o componente é novamente submetido a esforço cíclico, um novo dano na superfície aparece no mesmo local. A concentração de deformações plásticas tem sido apontada como precursora da nucleação de trincas por fadiga com baixos níveis de deformação.

A vida em fadiga de um componente, dentro do contexto da engenharia, é o número de ciclos até a fratura, ou seja, o número de ciclos para a nucleação de trincas somando ao número de ciclos para a sua propagação até a fratura final ou o número de ciclos previamente estabelecido segundo o critério definido no projeto. Depois de nucleadas, as trincas tendem a se propagar inicialmente ao longo de bandas de deslizamento, o que caracteriza o estágio I de crescimento da trinca. Quando atinge um determinado tamanho, a trinca toma a direção normal à máxima tensão de tração, o que caracteriza o estágio II de crescimento da trinca. Essa transição está associada com a mudança de deslizamento em uma única banda para deslizamentos múltiplos (HERTZBERG 1996). Com o crescimento da trinca, o fator intensidade de tensões na ponta da trinca cresce até atingir um valor crítico e a propagação torna-se instável determinando a fratura final. A propagação da trinca é geralmente transgranular (DIETER 1988).

Durante a deformação plástica, os contornos de grão servem como obstáculos para a movimentação de discordâncias. Como resultado da deformação tem-se um empilhamento de discordâncias nos contornos, conseqüentemente, desenvolve-se uma determinada concentração de tensões. Se essa concentração de tensões for suficientemente alta, pode promover a nucleação precoce de uma trinca por fadiga.

A nucleação heterogênea de trinca por fadiga ocorre em descontinuidades na superfície do metal ou logo abaixo da superfície (SRIVATSAN 1988). Essas descontinuidades podem ser desenvolvidas durante o carregamento cíclico do material, como é o caso de intrusões e extrusões, interações de bandas de deslizamentos com

contornos de grão ou em partículas na superfície do material. Essas partículas podem ser inclusões não metálicas ou partículas de segunda fase. O número, tamanho, distribuição, orientação das partículas com relação a aplicação de carga e a relação módulo de elasticidade entre as partículas e a matriz são fatores que influenciam consideravelmente as propriedades de fadiga (COTTIS 1982).

A nucleação de microtrincas a partir de inclusões na superfície do material ocorre por um dos seguintes mecanismos:

- (1) fratura da inclusão;
- (2) separação de contornos internos em inclusões complexas;
- (3) separação da interface matriz / inclusão.

Se a concentração localizada na vizinhança da inclusão exceder a sua resistência e se mantiver abaixo da resistência de coesão da interface, ou seja, se a resistência coesiva é maior que a resistência da inclusão, ocorre à fratura da inclusão, caso contrário, ocorre a decoesão da interface (HUSAIN 1989).

A porção relativa do total de ciclos até a fratura relacionada com cada estágio depende das condições de carregamento, da geometria do componente e das propriedades mecânicas do material. Com baixas tensões, ou seja, fadiga de alto ciclo, a nucleação e o crescimento de trinca no estágio I compreendem grandes porcentagens do número de ciclos total. Por outro lado, com altas tensões, ou seja, fadiga de baixo ciclo, as maiores proporções do número de ciclos até a fratura estão relacionadas com o estágio II de crescimento da trinca. Se a tensão de tração aplicada é grande ou houver um concentrador de tensão, o estágio I de crescimento de trinca pode não ser observado (HERTZBERG 1996). A taxa de crescimento da trinca no estágio I é extremamente baixa, da ordem de nm por ciclo, ao passo que a taxa de crescimento no estágio III pode chegar à ordem de μm por ciclo (DIETER 1988).

O mecanismo de crescimento de trinca no estágio II é ilustrado na figura 2.1. No início do estágio II de crescimento, a trinca é aguda, como mostra o item (a). Quando a tensão de tração é aplicada, surgem dois pequenos entalhes na ponta da trinca, num plano a 45° do plano da trinca (b), os entalhes crescem por cisalhamento enquanto a ponta da trinca começa a se arredondar (c). Quando a tensão é revertida para a

compressão, a direção de deslizamento também se reverte, item (d). As faces da trinca são prensadas e a porção da superfície da trinca criada durante a aplicação da tração é forçada para dentro do plano da trinca, item (e), para formar novamente a ponta da trinca. A ponta da trinca refeita está pronta para avançar e arredondar-se no próximo ciclo de carregamento (CALLISTER 1994).

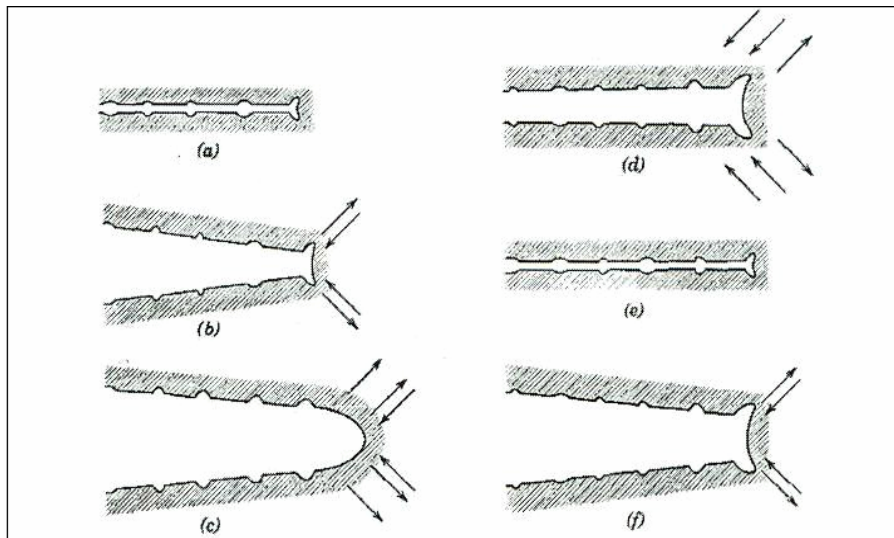


Figura 2.1 Processo de arredondamento plástico da ponta da trinca de fadiga durante o crescimento (CALLISTER 1994).

A superfície da fratura de um componente submetido a carregamento cíclico mostra um aspecto característico. Macroscopicamente, observam-se as chamadas *marcas de praia*. Com ampliações maiores, a superfície de fratura produzida durante o estágio de propagação estável da trinca normalmente apresenta estrias ou ondulações. Essas estrias são ressaltos na superfície da fratura (PLUMBRIDGE 1969). É importante diferenciar as *marcas de praia*, que representam períodos de crescimento durante milhares de ciclos, das estrias microscópicas, que representam o crescimento da trinca durante apenas um ciclo de aplicação da tensão (HERTZBERG 1996). A figura 2.2 mostra o aspecto típico da superfície de fratura por fadiga.

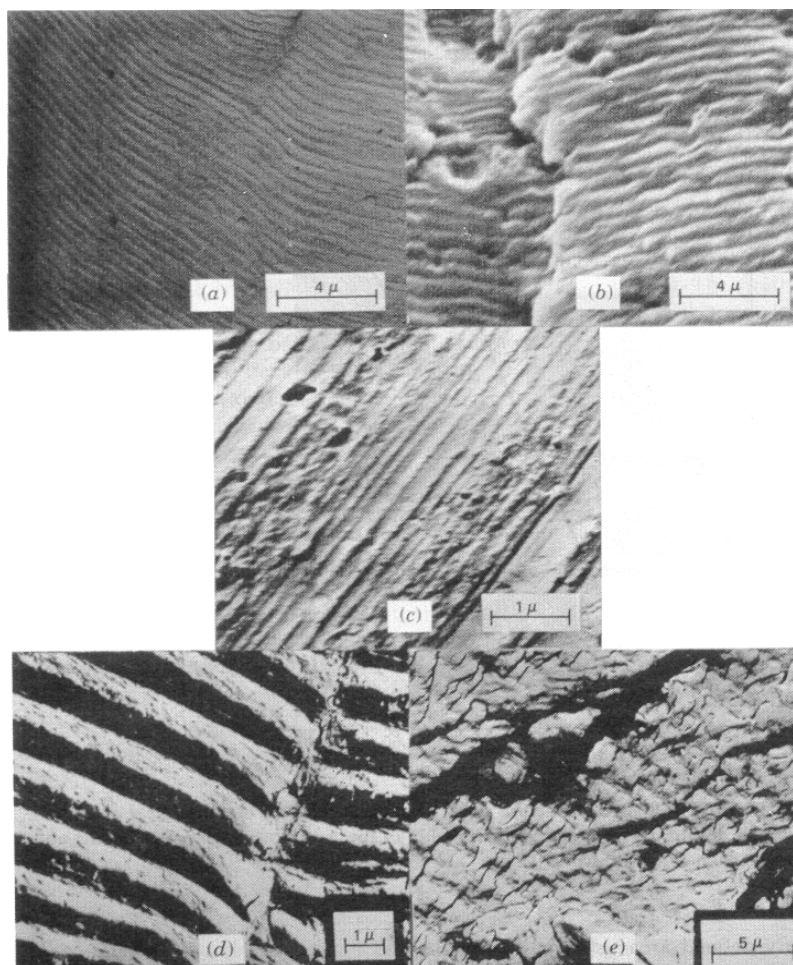


Figura 2.2 Fractografia revelando propagação de trinca em fadiga; a-b) espectro de carregamento constante; c) espectro aleatório; d) estriações dúcteis; e) estriações frágeis (HERTZBERG 1996).

Um engenheiro alemão, August Wöhler, fez a primeira investigação científica (que durou mais de 12 anos) do que é chamado hoje como “falha por fadiga”, submetendo os eixos a condições de carregamentos com reversão completa. Em 1860 ele publicou suas descobertas, identificando o número de ciclos de tensão em função da variação de tensão como os responsáveis pela falha e notificou a existência do limite de fadiga para aços, que representa um nível de tensão aplicada onde o material pode trabalhar por milhões de ciclos com tensões totalmente reversas sem caminhar para a fratura. A curva S-N ou de Wöhler tornou-se um padrão na caracterização dos comportamentos dos materiais e é usada até hoje, sendo representada na Figura 2.3 (NORTON 1999).

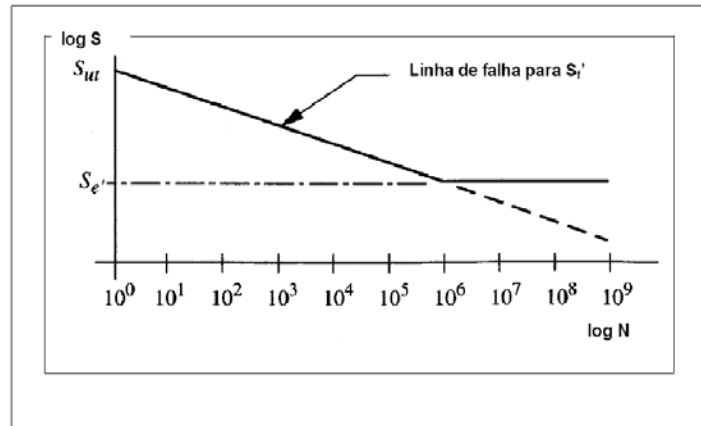


Figura 2.3 Esquema típico da curva S-N (NORTON 1999).

O método básico para se apresentar os dados obtidos em ensaios de fadiga pode ser feito através da curva S-N, onde S representa o valor de tensão que se contrapõe a N que é o número de ciclos necessários para a fratura. A relação é normalmente representada numa escala logarítmica, pois a modificação deste parâmetro com relação ao nível de tensão aplicada varia rapidamente.

O valor de tensão pode ser expresso por σ_a ou σ_{max} , porém a relação S-N é determinada para uma condição específica, em função de σ_m , R ou A. Ou seja, deve ser definida a razão de carregamento R que é a relação entre a tensão mínima e a máxima aplicada (DIETER 1988).

2.2 Implantes metálicos

Um grande número de metais e ligas têm provado ser satisfatórios como material para implante, durante muitos anos de aplicação cirúrgica. Eles são especificados como materiais para implantes pelas normas da Sociedade Americana para Testes e Materiais (ASTM) e pelas da Organização Internacional para Normatização (ISO) e por outras normas nacionais derivadas. Esses materiais possuem resistência à corrosão e são bem aceitos pelos tecidos do corpo (biocompatível), ou seja, satisfazem dois requerimentos básicos para implantes. Essas duas propriedades são, geralmente, relacionadas porque quanto menos substâncias o material liberar, melhor será a aceitação do material pelo tecido.

Resistência à fadiga é outra necessidade importante para implantes, mas o carregamento crítico é diferente para os vários tipos de implantes e aplicações. As propriedades mecânicas necessárias para implantes também variam e dependem da forma do implante e a aplicação (METALS 1980).

Do ponto de vista de resistência mecânica, em decorrência das distintas solicitações de um implante ósseo, até o momento não se conseguiu desenvolver um material que supere ou ao menos se iguale às ligas metálicas de grau cirúrgico (RIGO 1999).

Dados históricos mundiais revelam que entre 1940 e 1975, aproximadamente cem milhões de implantes metálicos foram colocados em seres humanos, e estima-se que com os avanços tecnológicos e maior longevidade da população mundial esses números sejam proporcionalmente maiores (SMITH 1976).

Somente nos Estados Unidos, mais de 300.000 cirurgias ósseas com implantes são realizadas em articulações por ano. Um total de 65% de substituições de quadril e 72% de substituições de joelho são feitas em pessoas com idade acima de 65 anos (HERTZLER). Contudo, a ocorrência de falhas de implantes cirúrgicos durante o uso não é rara, e torna-se cada vez mais necessário que os usuários do sistema de saúde, os hospitais e os profissionais da área se acautelem em relação às complicações que a falha de um implante cirúrgico pode causar (FERRAZ 1997).

A falha de um implante exige uma cirurgia de revisão, que implica em novo sofrimento do paciente e diminui a qualidade do sistema em que está inserido, visto que o osso tem que ser reajustado para receber o novo implante. Em casos extremos, a ancoragem do implante no osso não é mais possível, o que resulta em amputação do membro.

As falhas podem ser desencadeadas por vários fatores (Tabela 2.1), como na seleção do material, erros de projeto, na produção e na colocação do implante, falhas de reparação do osso ou ainda pela combinação desses fatores (WILLIAMS 1976).

Tabela 2.1 Causas mais comuns de falhas em implantes metálicos (AZEVEDO 2002).

Etapa	Causa das falhas
Projeto do implante	Seção transversal insuficiente, esforços cíclicos associados à presença de regiões de alta concentração de tensões (entalhes, marcações em relevo, etc.)
Fabricação do implante	Presença de defeitos no material e no implante; falta de precisão dimensional.
Seleção do material	Material incompatível; propriedades físicas, magnéticas e mecânicas incompatíveis; sensibilidade do paciente.
Procedimento cirúrgico	Introdução de riscos, entalhes e deformação excessiva; danos pela utilização de ferramentas impróprias; procedimento de inserção incorreto; escolha de implante inadequado; uso de materiais dissimilares.
Reparação óssea	Reparação lenta, que pode causar sobrecarga no material; afrouxamento devido à reabsorção óssea.
Uso impróprio	Acidentes com o paciente ou falta de informação sobre as restrições impostas com o uso do implante.

As próteses de quadril substituem a articulação do quadril, total ou parcialmente. Quando a substituição é total, é chamada de artroplastia total de quadril. Essa substituição ocorre devido à fratura da cabeça do fêmur, em casos graves de osteoartrite, artrite, necrose avascular da cabeça femoral e artrose femoral, que é uma lesão lenta e progressiva, que acomete a cartilagem da articulação coxofemoral (CANAL RIO 2007).

Existem no mercado vários modelos de próteses de quadril, como as do tipo Haste Muller, Haste Charnley, Haste Bio Thompson, entre outros (BIOMECANICA 2007). A figura 2.4 mostra uma prótese de substituição total de quadril.



Figura 2.4 Componentes da substituição total de quadril.

A resistência à fadiga de implantes metálicos de ligas comuns usadas nas substituições de fêmur, tais como aço inoxidável, ligas de Cr-Co e titânio, e o seu relacionamentos com as suas microestruturas, superfície e propriedades de corrosão têm sido publicadas. A figura 2.5 mostra a resistência à fadiga (no ar) de alguns implantes de ligas comum usando a curva S-N. É de interesse notar a importância de um processo de tratamento como forjamento, que introduz tensões superficiais compressivas. Pode ser visto que o aço inoxidável 316L forjado e Cr-Co forjado tem resistência à fadiga significativa sobre os componentes fundidos (TEOH 2000).

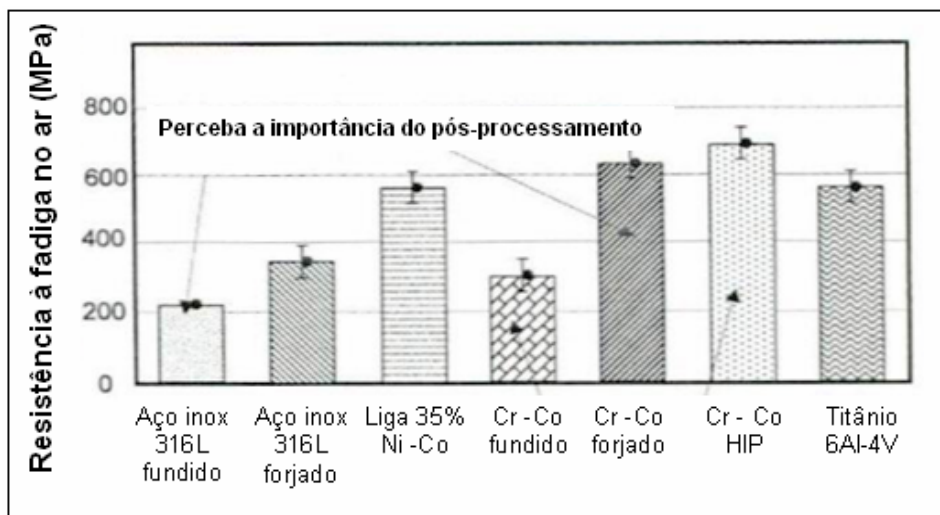


Figura 2.5 Resistência à fadiga (no ar) de alguns implantes de ligas comum usando a Curva S-N (TEOH 2000).

2.3 Aços Inoxidáveis

Uma das teorias afirma que o aço inoxidável foi descoberto em 1904 por Leon Guillet. O uso do aço inoxidável em aplicações cirúrgicas começou em 1926 quando Strauss patenteou o aço inoxidável 18Cr-8Ni contendo 2-4% de molibdênio e uma pequena percentagem de carbono, tendo resistência à corrosão suficiente para implantação no corpo humano. O responsável por essa resistência é o cromo que adicionado ao aço em uma proporção acima de 11% em peso tem habilidade de produzir uma fina camada aderente de óxidos na superfície do aço inoxidável que efetivamente o protege ou o passiva em muitos meios corrosivos (KRAUSS 1995).

Atualmente, o aço inoxidável é o material mais freqüentemente utilizado para fixação interna. Sua biocompatibilidade foi provada por décadas de implantação humana com êxito. Além disso, demonstra uma boa combinação de resistência mecânica, ductilidade, custo efetivo e facilidade de fabricação. O seu uso em cirurgias ortopédicas abriu uma vasta faixa de novas possibilidades no tratamento de fraturas (DISEGI 2000).

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam simultaneamente cromo e níquel como principais elementos de liga e são considerados os mais importantes inoxidáveis. O níquel além de melhorar a resistência à corrosão, melhora igualmente a resistência à oxidação a altas temperaturas, de modo que esses aços são também aplicados em condições de temperatura diferentes da ambiente. São aços não magnéticos e não endurecíveis por tratamento térmico, devido a sua estrutura austenítica, a qual é retida por resfriamento rápido em água, após aquecimento entre 1000 °C e 1100 °C. Entretanto, se submetidos à deformação mecânica a frio, resulta um encruamento que aumenta apreciavelmente a dureza e resistência mecânica, em proporções maiores que no encruamento de um aço comum. O fato é atribuído à instabilidade da austenita, a qual, deformada a frio, transforma-se em ferrita supersaturada em carbono (CHIAVERINI 1978).

A combinação de elevada resistência mecânica e a degradação pela ação do meio fisiológico, isoladamente ou em combinação com esforços mecânicos cíclicos e/ou estáticos, fazem de alguns materiais metálicos os preferidos para a fabricação de implantes ortopédicos. Entre esses, o aço inoxidável austenítico de classificação

ASTM F 138 (classe especial do aço AISI 316L para aplicações médicas) é o material mais amplamente utilizado até os dias de hoje (GOTMAN 1997).

O aço inoxidável austenítico ASTM F 745 é um material biocompatível, com propriedades mecânicas adequadas para o uso em implantes metálicos e, diferentemente do aço inoxidável F 138, é produzido através de processo de fundição. Esse fato faz com que os cuidados em sua produção sejam inevitáveis, já que materiais fundidos têm uma maior suscetibilidade de serem fabricados apresentando defeitos na microestrutura. Como pode se observar nas tabelas 2.2 e 2.3, os inoxidáveis F 138 e F 745, têm composições químicas muito semelhantes.

Tabela 2.2 Composição química do aço inoxidável austenítico F 745 conforme a norma (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2000).

TABELA 1 - Exigências Químicas		
Elemento	Composição, %	
	Mínimo	Máximo
Carbono	-	0.06
Manganês	-	2.0
Fósforo	-	0.045
Enxofre	-	0.030
Silício	-	1.0
Cromo	17.00	19.00
Níquel	11.00	14.00
Molibdênio	2.00	3.00
Ferro	balanço	balanço

Tabela 2.3 Composição química do aço inoxidável austenítico F 138 conforme a norma (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2003).

TABELA 2 - Exigências Químicas		
Elemento	Composição, %	
	Mínimo	Máximo
Carbono	-	0.030
Manganês	-	2.0
Fósforo	-	0.025
Enxofre	-	0.010
Silício	-	0.75
Cromo	17.00	19.00
Níquel	13.00	15.00
Molibdênio	2.25	3.00
Nitrogênio	-	0.10
Cobre		0.50
Ferro	balance	balance

2.4 Defeitos de Fundição

Existem vários defeitos indesejáveis que podem ocorrer em peças fundidas. Entre os principais defeitos encontram-se os chamados rechupes e microrechupes. A sua ocorrência se dá devido à contração do volume do metal durante a solidificação formando vazios na peça (rechupe) como mostra a figura 2.6. A contração de solidificação também ocorre junto às dendritas causando a ocorrência de microrechupes.

Para compensar essa contração existe no projeto do molde a adição de um recipiente para o metal líquido chamado de massalote. Esse massalote é a última parte a se solidificar e concentra a contração de solidificação. O massalote é retirado da peça após a solidificação e desmoldagem, sendo sucateado (METALS 1988).

A figura 2.7 ilustra a localização de microrechupes na peça. Como pode se observar o projeto do molde da figura 2.7c foi o mais adequado, não ocorrendo a presença de microrechupes.

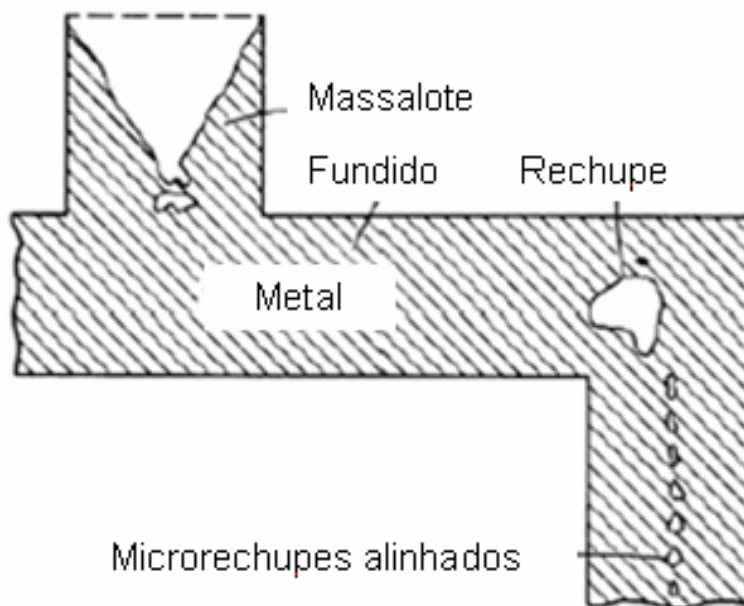


Figura 2.6 Formação de rechupes (METALS 1988).

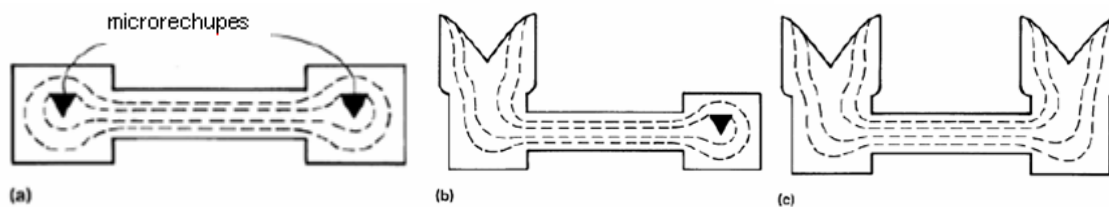


Figura 2.7 (a) localização dos microrechupes na peça; (b) adição de um massalote no projeto do molde; (c) adição de dois massalotes no projeto do molde (METALS 1988).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental para a realização do estudo comparativo da resistência a fadiga dos aços inoxidáveis autênticos ASTM F 138 e ASTM F 745 ocorreu no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Foram realizados ensaios de fadiga, tração e algumas análises complementares. Todos estes ensaios e análises serão abordados com maiores detalhes nos itens a seguir.

3.1 Material

O material recolhido, composto por aços inoxidáveis austeníticos ASTM F 138 e ASTM F 745, posteriormente sofreu uma série de análises. O aço inoxidável austenítico fundido (ASTM F 745) foi obtido de próteses revisadas, no entanto o aço inoxidável austenítico conformado (ASTM F 138) foi obtido no estado de fornecimento da usina, em barras laminadas.

3.2 Análise Química

A determinação da análise química dos materiais utilizados foi realizada através de microscopia de emissão ótica utilizando-se o espectrômetro de emissão ótica SPECTRA, SPECTROLAB tipo LAVFA18B.

3.3 Caracterização Microestrutural

As amostras dos aços inoxidáveis austeníticos F 138 e F 745 foram preparadas de acordo com a NBR 13284 “Preparação de corpos de prova para análise metalográfica”. Foi utilizado ataque eletrolítico com reagente oxálico (10g oxálico, 100 ml H₂O) para revelar a microestrutura do inoxidável F 745 e ataque químico por imersão com água régia para

revelar a microestrutura do inoxidável F 138. As análises metalográficas foram realizadas no microscópio óptico Olympus BX60M.

3.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram conduzidos à temperatura ambiente em uma máquina universal de ensaios INSTRON modelo 5585H com capacidade de 250 KN. Através desse ensaio obtiveram-se dados para análise das características mecânicas dos materiais analisados. Entre esses dados podemos ressaltar a determinação da carga máxima dos ensaios de fadiga (Curva Wöhler).

3.5 Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS 810 com capacidade de 100 KN como mostrado na figura 3.3. Estes ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E 466 “Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials”, utilizando uma razão de carregamento $R=0,1$ e frequência de carregamento de 30 Hz.

Vários corpos de prova foram confeccionados para a realização dos ensaios. Como foi recolhida uma maior quantidade de material de aço inoxidável austenítico F 138 para o ensaio, que é mais comumente usado, foi possível fabricar um maior número de corpos de prova do aço inoxidável austenítico conformado. A quantidade de material fundido era limitada, por isso os corpos de prova tiveram que ser usinados por processo de eletroerosão, que é um processo indicado na usinagem de formas complexas e de dimensões diminutas, difíceis de serem usinados por processos tradicionais de usinagem.

A respeito do formato dos corpos de prova como relatado acima, pela diferença entre a quantidade dos materiais, dois formatos de corpos de prova foram utilizados. As figuras 3.1 e 3.2 apresentam os formatos dos corpos de prova utilizados nos ensaios para o aço inoxidável austenítico conformado e para o aço inoxidável austenítico fundido, respectivamente:

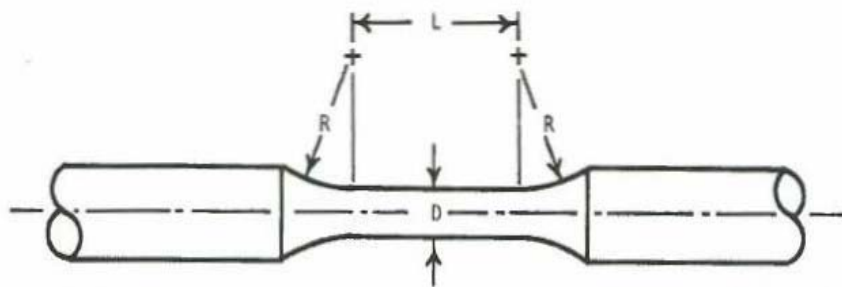


Figura 3.1 Corpo de prova com raio de curvatura entre a seção de teste e as extremidades (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 1996).

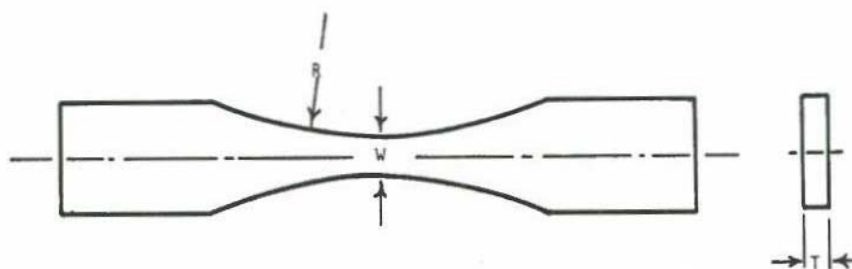


Figura 3.2 Corpo de prova com raio contínuo entre as extremidades (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 1996).



Figura 3.3 Ensaio realizado na máquina servo-hidráulica MTS utilizando corpos de prova de aço inoxidável austenítico ASTM F 745.

3.6 Microscopia Eletrônica de Varredura

Os corpos de prova após o término dos ensaios de fadiga passaram por análises no microscópio eletrônico de varredura modelo Phillips XL-20. Como o microscópio eletrônico possui um potencial de aumento muito superior ao microscópio óptico, foi possível observar com maiores detalhes as fraturas dos corpos de prova e os defeitos existentes nas microestruturas, particularmente os microrechupes que foram associados à nucleação da fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos avaliados.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir são apresentados e discutidos os resultados obtidos em todos os ensaios realizados que avaliaram os aços inoxidáveis austeníticos ASTM F 138 e ASTM F 745 no que diz respeito à composição química, caracterização microestrutural, propriedades mecânicas, desempenho em fadiga, modo de fratura e defeitos na microestrutura.

4.1 Análise Química

Nas tabelas 4.1 e 4.2 são mostradas as composições químicas obtidas através de espectrometria de emissão ótica, para os inoxidáveis austeníticos F 745 e F 138, respectivamente:

Tabela 4.1 Resultados das análises químicas de uma amostra de aço inoxidável austenítico do tipo ASTM F 745 (% em peso).

Amostra	C	Mn	P	S	Si
	0.03	1.06	0.019	0.01	0.47
	Cr	Ni	Mo	Fe	
	18.0	12.75	2.37	balance	
Norma ASTM F 745	C	Mn	P	S	Si
	0.06 máx	2.0 máx	0.045 máx.	0.03 máx.	1.0 máx
	Cr	Ni	Mo	Fe	
	17.0 – 19.0	11.0 – 14.0	2.0 – 3.0	balance	

Tabela 4.2 Resultados das análises químicas de uma amostra de aço inoxidável austenítico do tipo ASTM F 138 (% em peso).

Amostra	C	Mn	P	S	Si
	0.0226	1.858	0.0083	0.0035	0.2585
	Cr	Ni	Mo	Fe	
	17.73	14.72	2.577	balance	
Norma ASTM F 138	C	Mn	P	S	Si
	0.030 max	2.0 máx	0.025 máx.	0.010 máx.	0.75 máx
	Cr	Ni	Mo	Fe	
	17.0 – 19.0	13.0 – 15.0	2.25 – 3.0	balance	

4.2 Caracterização Microestrutural

A seguir estão apresentadas as microestruturas das amostras de aço inoxidável austenítico fundido F 745 e de aço inoxidável austenítico F138 conformado.

4.2.1 Caracterização microestrutural do aço inoxidável austenítico F 745

A microestrutura se apresentou dendrítica bruta de fusão, formada por matriz austenítica e com ferrita delta, conforme mostrado na figura 4.1. Foram observadas também a presença de microrrechupes e inclusões de óxido globular, tipo D3 série fina classificadas de acordo com a norma ASTM E 45-81 e algumas inclusões maiores dispersas em baixa quantidade, como mostrado na figura 4.2. Essas inclusões são provenientes do processo de fundição.

A ferrita delta seria responsável por uma maior suscetibilidade à corrosão do inoxidável F 745. No entanto, não teria influência na queda da resistência à fadiga do material. Os principais causadores da diminuição da resistência à fadiga do fundido consistiriam na presença de microrrechupes, inclusões e uma estrutura mais grosseira do fundido (dendrítica).

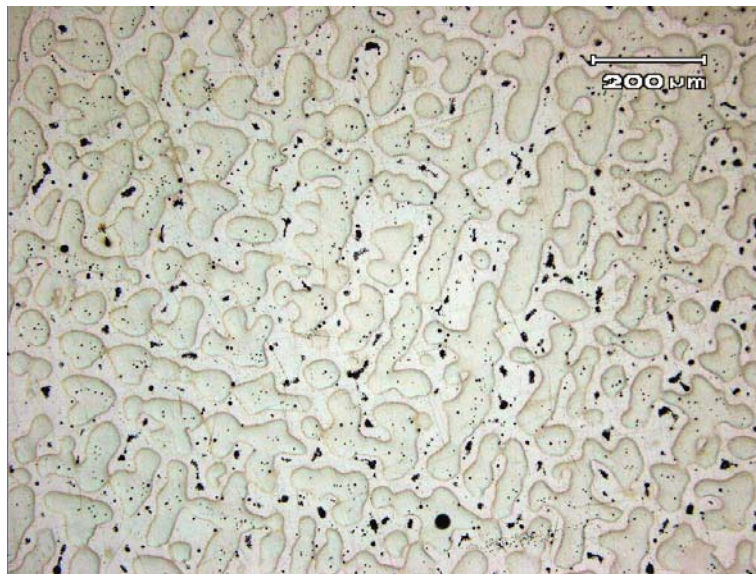


Figura 4.1 Microestrutura bruta de fusão com alinhamento das dendritas e presença de microrechupes.



Figura 4.2 Micrografias à esquerda mostrando inclusões de óxidos do tipo D3 série fina e a direita mostrando microrechupes provenientes do processo de fundição.

4.2.2 Caracterização microestrutural do aço inoxidável austenítico F 138

A microestrutura apresentou grãos equiaxiais e baixo nível de inclusões. O aço ASTM F 138 sofre um processo de refusão sob alto vácuo, ou seja, um refino secundário via processos de refusão com solidificação controlada que reduz o nível de inclusões apresentado pelo material acompanhado por um refino de grão (PECANTET). O material não apresentou ferrita delta na microestrutura.



Figura 4.3 Microestrutura formada por grãos equiaxiais. Aumento: 500x

4.3 Ensaio de Tração

Através dos ensaios de tração se obteve dois gráficos (tensão x deformação), um para cada um dos aços inoxidáveis austeníticos analisados.

Os dados obtidos para tensão máxima, tensão de escoamento e alongamento podem ser observados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 Dados obtidos através do ensaio de tração.

Aço Inoxidável Austenítico	ASTM F 745	ASTM F 138
Tensão de Escoamento	235 MPa	246 MPa
Tensão Máxima	494 MPa	521 MPa
Elongamento L ₀ = 25 mm	41 %	85 %

Fazendo uma análise visual das curvas referentes às figuras 4.4 e 4.5 é possível perceber que a região plástica para o aço inoxidável austenítico ASTM F 138 é maior, ou seja, se trata de um aço de mais elevada ductilidade. A resistência mecânica dos aços é

bastante semelhante, no entanto, o F 138 apresentou uma tensão máxima ligeiramente superior.

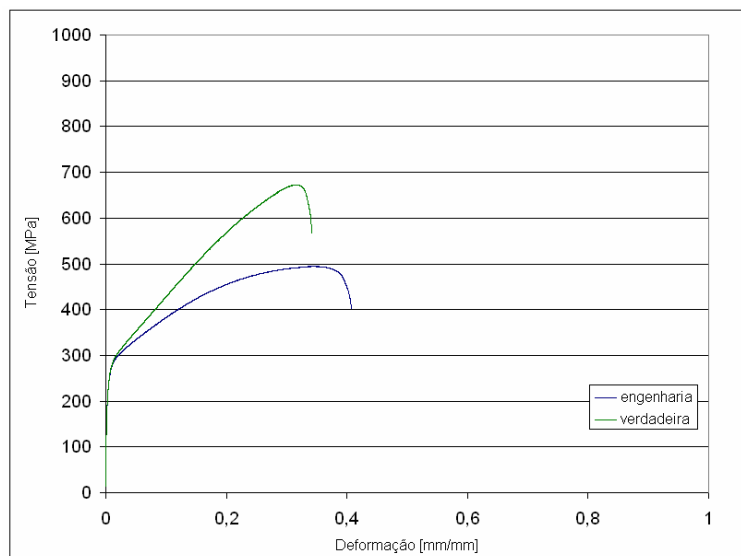


Figura 4.4 Curva tensão versus deformação do aço inoxidável austenítico ASTM F 745.

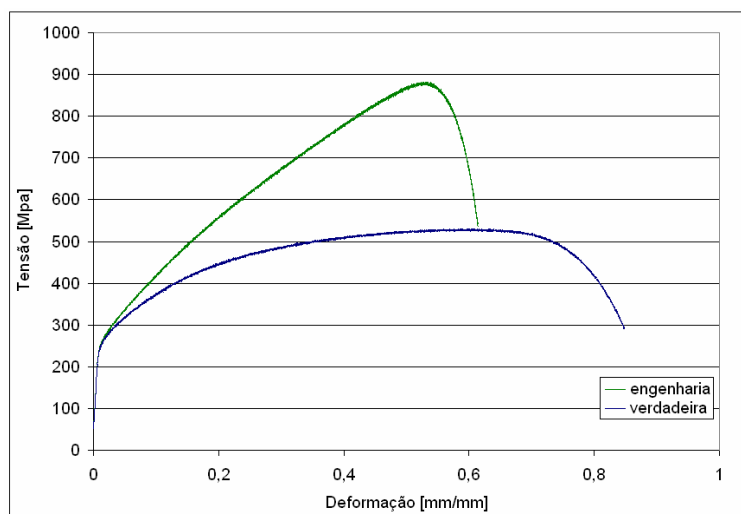


Figura 4.5 Curva tensão versus deformação do aço inoxidável austenítico ASTM F 138.

4.4 Ensaio de Fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga indicaram uma resistência à fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos fundidos bem inferior a de aços inoxidáveis austeníticos conformados. Isso indica que a nucleação de trincas de fadiga no aço inoxidável austenítico fundido é facilitada. Esse resultado pode ser observado nas curvas S-N mostradas na figura 4.6.

Para calcularmos o quanto inferior é a resistência à fadiga do inoxidável fundido percentualmente em relação ao inoxidável conformado se obteve as equações das retas de tendência dos aços analisados e, posteriormente, substituiu-se o “x” por número de ciclos. Considerando 250000 ciclos, obteve-se uma resistência à fadiga 36,92% menor para o aço inoxidável austenítico fundido. Para 10^6 ciclos a diferença de resistência à fadiga entre os inoxidáveis analisados teve um valor de 36,75% e para 5×10^6 ciclos um valor de 36,54%.

Através dos cálculos percebe-se que tanto para ciclos mais elevados quanto para ciclos mais baixos a diferença percentual de resistência à fadiga dos materiais permanece praticamente inalterada (cerca de 36 %).

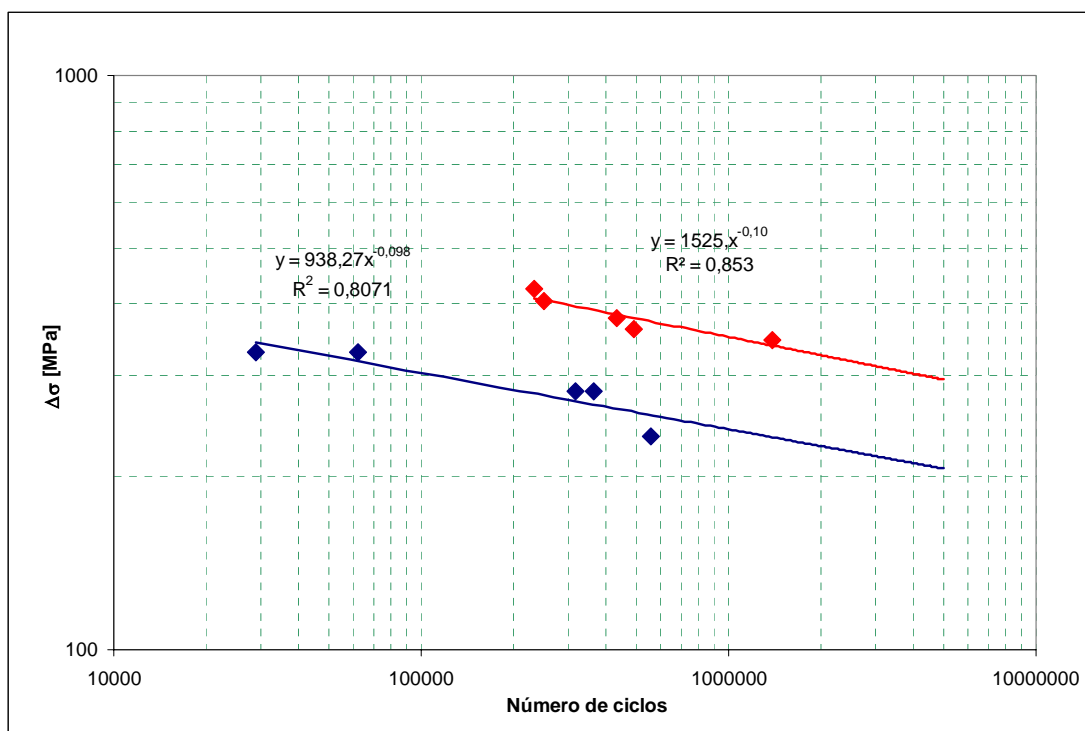


Figura 4.6 Curvas S-N para os aços inoxidáveis austeníticos fundidos e conformados.

4.5 Microscopia Eletrônica de Varredura

A seguir observam-se os resultados das análises das fraturas dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga. Foram observadas as estrias de fadiga além das regiões de nucleação. Foi possível associar o início das falhas nos corpos de prova fundidos com a formação de microrechupes.

4.5.1 Fractografia do aço inoxidável austenítico F 745

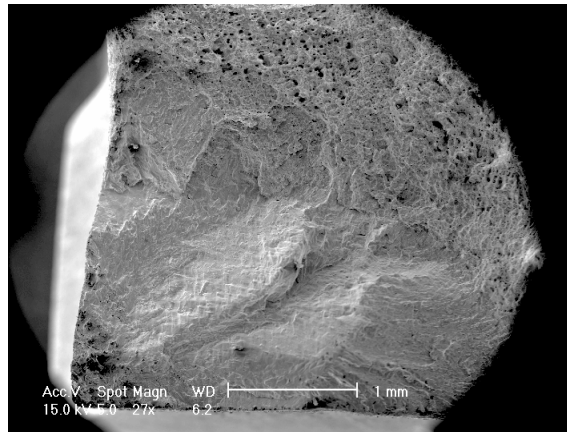


Figura 4.7 Modo de fratura do aço inoxidável ASTM F 745.

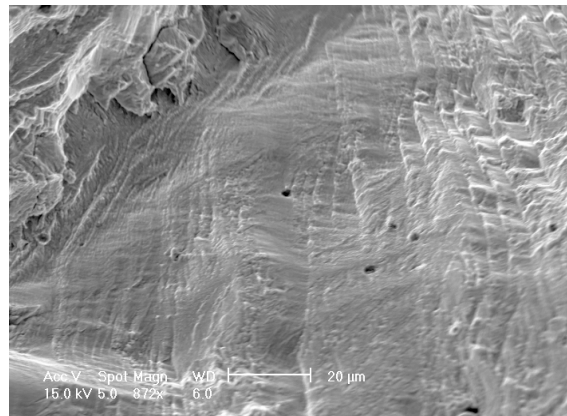


Figura 4.8 Presença de estrias proveniente do processo de fadiga do aço inoxidável do tipo ASTM F 745.

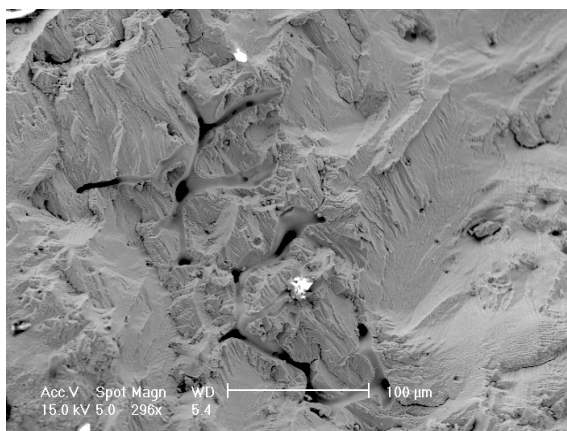


Figura 4.9 Presença de microrechupes provenientes do processo de fundição.

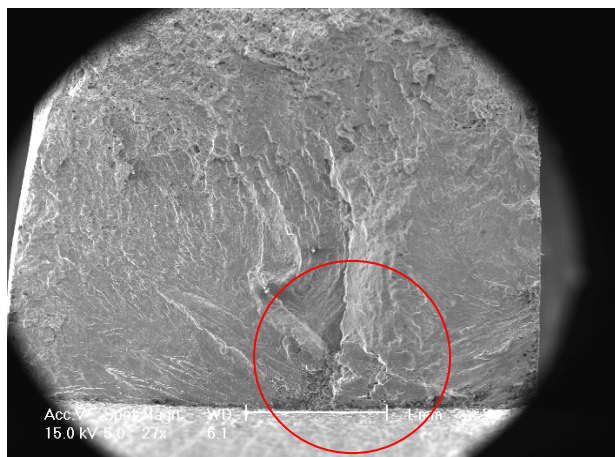


Figura 4.10 Região onde ocorreu o início da fratura.

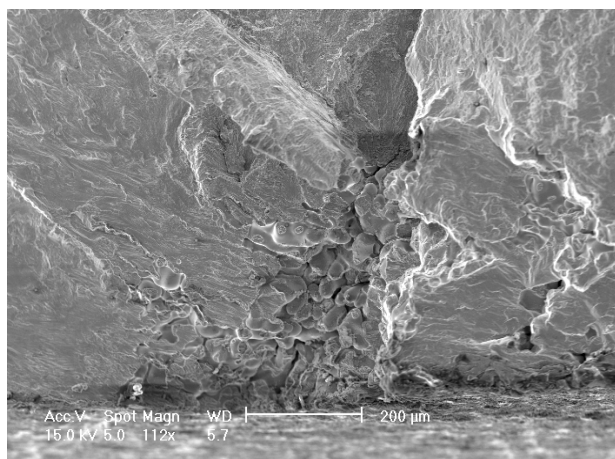


Figura 4.11 Região circulado da figura acima com maior aumento mostrando a presença de rechupe.

Os resultados das análises mostraram que os microrechupes encontrados no aço inoxidável austenítico fundido, quando alinhados ou aglomerados em grande quantidade, facilitavam a nucleação de trincas que por sua vez provocam uma diminuição da resistência à fadiga do material.

4.5.2 Fractografia do aço inoxidável austenítico F 138

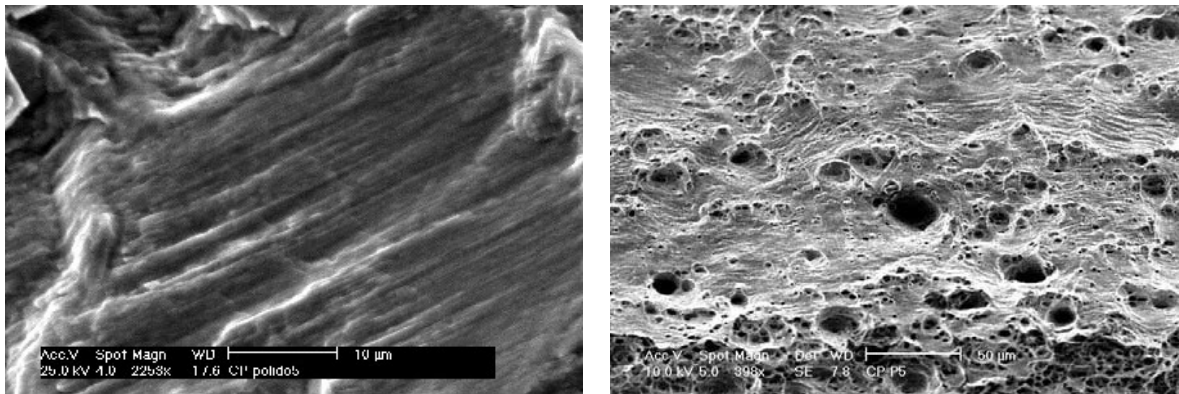


Figura 4.12 À esquerda o início do processo de fadiga e à direita o estágio final de ruptura.

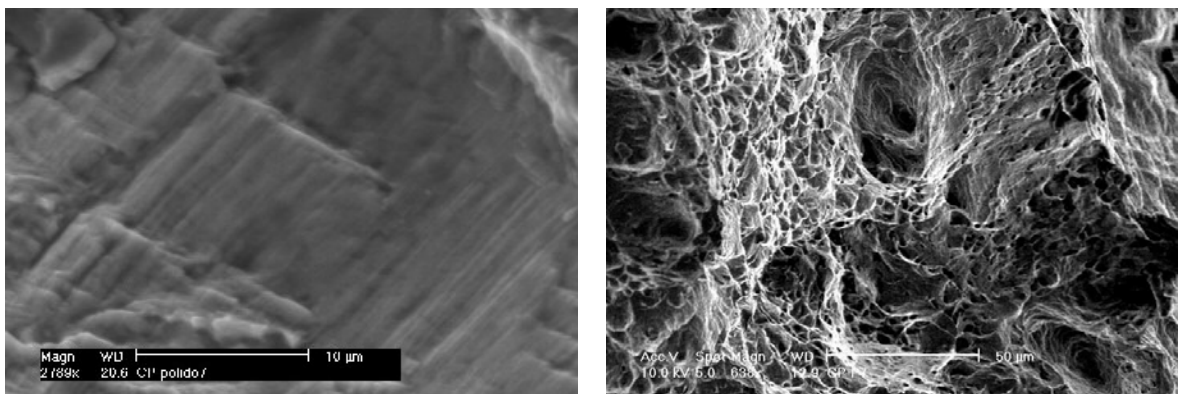


Figura 4.13 À esquerda a região de início de fratura e à direita a região de ruptura final.

5.0 CONCLUSÕES

Através desse estudo pode-se concluir que a resistência à fadiga de aços inoxidáveis austeníticos conformados é consideravelmente maior do que dos fundidos (cerca de 36%). Isso se deve principalmente ao fato do processo de fundição produzir materiais de menor qualidade, isto é, com mais defeitos em relação a materiais que são conformados. Os mais relevantes nesse estudo foram os microrechupes que facilitam a nucleação de trincas, diminuindo a resistência à fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos fundidos. Portanto, não é recomendado o uso de implantes metálicos que sofram carregamentos consideráveis fabricados por processos de fundição.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo comparativo da resistência à fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos ASTM F 138 e ASTM F 745 quando submetidos a ensaios de fadiga em flexão, ou seja, em uma condição mais severa do que a apresentada no presente estudo.

- Avaliar o comportamento desses materiais frente à recomendação da norma BS 7608.

7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 466-96**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F 138-03**: Standard Specification for Wrought 18Chromium-14Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM F 745 -00**: Standard Specification for 18Chromium-12.5Nickel-2.5Molybdenum Stainless Steel for Cast and Solution-Annealed Surgical Implant Applications, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 13284** : Preparação de corpos de prova para análise metalográfica, 1995.

AZEVEDO, C. R. F., HIPPERT E. **Retrieval and failure analysis of surgical implants in Brazil: the need for proper regulation**, 2002.

BIOMECÂNICA - **Indústria e Comércio de Produtos Ortopédicos Ltda.** <<http://www.biomecanica.com.br> > acesso em 08 de Setembro de 2007.

CHIAVERINI, V. **Materiais de construção mecânica**. Tecnologia Mecânica, v.3, p. 257-258 , 1978.

CALLISTER JUNIOR, W.D. **Materials Science and Engineering**. New York: John Wiley & Sons, 811p. , 1994.

CANAL RIO - **Coluna de Sandra Godoy**. <<http://www.canalrioclaro.com.br>> acesso em 25 de Abril de 2007.

COTTIS, R.A., HUSAIN, Z. **Corrosion-fatigue initiation processes in a maraging steel**. Metals Technology, v.9 , p. 104-108, 1982.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric Edition. London: McGraw-Hill Book Company, 1988.

DISEGI, J.A.; ESCHBACH, L. **Sainless steel in bone surgery**. Revista Injury-international journal of the care of the injured, v. 31, 2000.

FERRAZ, O. L. M. **Questionamentos judiciais e a proteção contra o paciente: Um sofisma a ser corrigido pelo gerenciamento de riscos**. Revista Biomédica do Conselho Federal de Medicina, 1997.

GOTMAN, I. **Characteristics of metals used in implants.** Journal of Endurology, v.11, p. 383-389, 1997.

HERTZLER, J.; MILLER, M.; MANN, K. **Fatigue crack growth rate does not depend on mantle thickness: an idealized cemented stem construct under torsional loading.** Journal of Orthopaedic Research, 2007.

HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials.** 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 786 p. , 1996.

HUSAIN, Z. **Initiation and early stages of growth of corrosion fatigue cracks in a structural steel.** Materials Science and Engineering A, v.119, 1989.

KRAUSS, G. **Steels: Heat treatment and processing principles.** Metals Park: ASM, 497 p., 1995.

LOPEZ, G. D. **Biodeterioration and corrosion of metallic implants and prosthetic devices.** Medicina Buenos Aires. v.53, n.3, p. 260-274 , 1993.

METALS Handbook. v. 11, 9. ed. **Metals Park Ohio.** American Society for Metals (ASM), p. 670-694, 1980.

NORTON R. L. **Machine Design: An Integrated Approach** , cap. 6, 1999.

PECANTET, S. **Dissertação em andamento.** PPGEM: UFRGS, 2007

PLUMBRIDGE, W.K., RYDER, D. A **The metallography of fatigue.** Metallurgy Reviews, v. 14, n° 136, p. 119-139, 1969.

RAMAN, S.G.R., PADMANABHAN, K.A. **Influence of martensite formation and grain size on room temperature low cycle fatigue behaviour of AISI 304LN austenitic stainless steel.** Materials Science and Technology, v. 10, Jul. p. 614-620, 1994.

RIGO, E. C. S. et al. **Implantes recobertos com hidroxiapatita.** Revista Brasileira de Engenharia Biomédica, Rio de Janeiro, v. 15, p. 21-29, 1999.

SMITH, G. K. & BLACK, J. **Models for systemic effects of metallic implants.** In: Symposium on Retrieval and Analysis of Orthopedic Implants, *Proceedings*, NBS Special Publication 472, p. 23-30, 1976. Gaithersburg: National Bureau Standards.

SRIVATSAN, T.S., SUDARSHAN, T.S. **Mechanisms of fatigue crack initiation in metals: role of aqueous environments.** Journal of Materials Science, v.23, p. 1521-1533 , 1988.

TEOH, S. H. **Fatigue of biomaterials: a review.** International Journal of Fatigue, 2000.

WILLIAMS, D. F. **A review of metallurgical failure modes in orthopedic implants.** In: Symposium on Retrieval and Analysis of Orthopedic Implants, *Proceedings*, NBS Special Publication 472, p. 11-21, 1976. Gaithersburg: National Bureau of Standards.