

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

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGEM

**ESTUDO DO DESEMPENHO EM FADIGA DO COMPONENTE TIBIAL METÁLICO DE
UM MODELO DE PRÓTESE TOTAL DE JOELHO**

Walter Andrey Fontana

Dissertação para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2004

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

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGEM

**ESTUDO DO DESEMPENHO EM FADIGA DO COMPONENTE TIBIAL METÁLICO DE
UM MODELO DE PRÓTESE TOTAL DE JOELHO**

Walter Andrey Fontana

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência dos Materiais

Porto Alegre
2004

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e Co-orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Afonso Reguly

Co-orientador: Prof. Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski

Banca Examinadora:

Prof. Luiz Carlos Pereira, Dr. – COPPE/UFRJ – RJ

Prof. Luiz Sérgio Marcelino Gomes, Dr. – ASBIO – SP

Prof. Ignácio Iturrioz, Dr. – DEMEC/UFRGS

Prof. Carlos Arthur Ferreira, Dr.

Coordenador do PPGEM

AGRADECIMENTOS

À minha esposa, pelo companheirismo e compreensão nas horas difíceis.

Aos meus pais, pelo exemplo de vida e por acreditarem em meus sonhos.

Ao meu orientador, Professor Afonso Reguly, pelas revisões e infra-estrutura disponível para a realização deste trabalho.

Ao meu co-orientador, Professor Carlos Eduardo Fortis Kwietniewski, pelas leituras, revisões, sugestões e apoio.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker, por propiciar as oportunidades de aprendizado.

Ao Professor Carlos Alberto Mendes Moraes, pelo apoio.

Ao Engenheiro André Cervieri e ao estagiário Genaro Zanon, pela ajuda e apoio na execução das atividades e ensaios realizados.

À empresa MDT, pela usinagem das próteses.

Ao pessoal da Unisinos, pela amizade e colaboração.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

RESUMO

ABSTRACT

1- INTRODUÇÃO	1
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1- ARTICULAÇÕES ARTIFICIAIS COMPLETAS	3
2.2- MATERIAIS BIOCAMPATÍVEIS	9
2.2.1 Tipos de Biomateriais.....	10
2.2.2 Propriedades mecânicas	16
2.3- RESISTÊNCIA À FADIGA	19
2.3.1 Rugosidade Superficial e Iniciação da Trinca de Fadiga	26
2.3.2 Abordagens no Estudo de Fadiga.....	28
2.3.3 Fatores de Influência	29
2.3.3.1 Fadiga em compressão	34
2.4- TÉCNICAS DE ELEMENTOS FINITOS	37
3- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	41
3.1- MATERIAIS	41
3.1.1 Caracterização metalúrgica	41
3.1.1.1 Análise química.....	41
3.1.1.2 Análise metalográfica.....	42
3.1.1.3 Microdureza	43
3.1.1.4 Acabamento superficial.....	44
3.1.1.5 Ensaios de mecânicos.....	45
3.2- DETERMINAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA (NORMAS).....	45
3.3- MEDIÇÃO DAS DEFORMAÇÕES COM STRAIN GAGES.....	49
3.4- FRACTOGRAFIA	51
3.5- ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS.....	51
4- RESULTADOS E DISCUSSÃO	57
4.1- CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DO MATERIAL DE ENSAIO.....	57
4.1.1 Análise química.....	57
4.1.2 Análise microestrutural	60
4.1.3 Microdureza	63
4.1.4 Rugosidade	64
4.1.5 Ensaios mecânicos.....	65
4.1.5.1 Ensaio de tração	65
4.1.5.2 Ensaio de compressão	66
4.2- ENSAIO DE FADIGA.....	68
4.3- FRACTOGRAFIA	68
4.4- MEDIÇÕES COM EXTENSÔMETROS.....	70

4.5-	ANÁLISE POR ELEMENTOS FINITOS	71
4.5.1	Modificações de projeto	76
4.5.2	Pré-processamento, solver e pós-processamento das propostas.....	80
4.5.3	Resultados das tensões nas propostas.....	81
5-	CONCLUSÕES	90
6-	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	91
7-	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Articulação do quadril sem a prótese (esquerda) e com a prótese (direita) [8].	3
Figura 2 - Articulação do joelho, sem a prótese (esquerda) e com a prótese (direita) [9].	4
Figura 3 – Compartimentos do joelho, mostrando os cêndilos femorais [15].	6
Figura 4 – Radiografia do joelho, mostrando a prótese implantada [16].	8
Figura 5 – Componentes de uma prótese para artroplastia total do joelho [17].	8
Figura 6 – Gráfico comparativo do módulo de elasticidade entre diversos materiais implantáveis e do osso humano. Valores médios. Adaptado de [40].	17
Figura 7 – Tipos característicos de carregamento.	20
Figura 8 – Diferentes fases da fadiga e os fatores relevantes. O período de crescimento é válido somente para a mecânica da fratura linear elástica. Adaptado de [68].	20
Figura 9 – Ilustração esquemática da formação de planos de escorregamento em um ambiente contendo líquido corporal simulado durante o processo de fadiga. Adaptado de [69].	22
Figura 10 – Regiões de endurecimento por deformação. Adaptado de [67].	23
Figura 11 – Ilustração esquemática da seção transversal da superfície de um biomaterial metálico deformado, mostrando as complexas interações entre a superfície do material e o meio fisiológico. Adaptado de [69].	24
Figura 12 – Ilustração esquemática dos vários tipos de prejuízos superficiais e sub-superficiais que surgem devido ao carregamento de um indentador esférico. Adaptado de [65].	25
Figura 13 - Resistência à fadiga ao ar de algumas ligas usadas como implantes cirúrgicos. Adaptado de [69].	26
Figura 14 –Planos de escorregamento na superfície metálica [67].	27
Figura 15 – Nucleação de trinca no plano de escorregamento, identificada pela seta [67].	27
Figura 16 – Taxa de crescimento de trincas para ciclos em compressão. Adaptado de [67].	35
Figura 17 – Trinca iniciada a frente de um concentrador de tensões [67].	35
Figura 18 – Tensões na ponta da trinca, sob carregamento trativo (acima) e carregamento compressivo (abaixo). Adaptado de [67].	36
Figura 19 – Processo de análise de elementos finitos de um componente. Adaptado de [74].	39
Figura 20 – Corte executado na amostra.	42
Figura 21 – Linhas de fluxo, indicando a orientação da estrutura, representada pela seta.	43
Figura 22 – Representação das regiões onde foi avaliada a rugosidade.	44
Figura 23 – Diagrama esquemático da fixação de bandejas tibiais com haste intramedular [78].	49
Figura 24 – Pontos de colagem dos extensômetros, indicados pelas setas.	50
Figura 25 – Detalhe da região de colagem dos extensômetros.	50
Figura 26 – Medição do raio de concordância da configuração atual.	51
Figura 27 – Implante atual – detalhe do raio de concordância.	52
Figura 28 – Cotas médio-lateral e anterio-posterior da haste intramedular.	53

Figura 29 – Posicionamento da carga distribuída nas simulações por elementos finitos.	54
Figura 30 – Fixação total do modelo sólido (áreas verdes).....	54
Figura 31 – Fixação da parte inferior do modelo sólido.	55
Figura 32 – Convergência de valores em função do tamanho da malha para a configuração atual. .55	
Figura 33 – Comparação do parâmetro “C” estabelecido pela norma com as ligas analisadas.	60
Figura 34 – Micrografia representativa das inclusões de sulfeto na liga AISI 316L.	61
Figura 35 – Micrografia representativa das inclusões na liga ASTM F138.....	61
Figura 36 – Microestrutura observada para a liga AISI 316L. Austenita e ferrita delta.	62
Figura 37 – Microestrutura observada para a liga AISI 316L. Detalhe da austenita e ferrita delta (seta).	62
Figura 38 – Microestrutura observada para a liga ASTM F138. Austenita.	63
Figura 39 – Microestrutura observada para a liga ASTM F138. Detalhe da austenita.	63
Figura 40 – Resultado da rugosidade. A região 1 é próxima ao raio de concordância com a haste intramedular.....	64
Figura 41 – Curva tensão x deformação à temperatura ambiente para o aço ASTM F138.	65
Figura 42 – Detalhe do gráfico da Figura 41. Escoamento 0,2%.....	66
Figura 43 – Ensaio de compressão (valores médios). ASTM F138.....	67
Figura 44 – Detalhe do limite de proporcionalidade. ASTM F138.	68
Figura 45 – Ponto de início de fratura, indicado pela seta na Figura (a), e correspondente ao ponto de maior tensão, indicado na Figura (b) em vermelho.....	69
Figura 46 – Microscopia eletrônica na superfície de fratura. O ponto de início da trinca é mostrado pela seta.	69
Figura 47 – Maior magnificação da fratura, sem a presença de estrias clássicas de fadiga.....	70
Figura 48 – Gráfico da deformação versus o tempo de aquisição de dados. O ápice das curvas corresponde a 1000 N de carga sobre o implante.....	70
Figura 49 – Configuração atual: parte superior – tensões de von Mises.....	72
Figura 50 – Detalhe da Figura 49 – tensões de von Mises.....	72
Figura 51 - Configuração atual: parte inferior – tensões de von Mises.	73
Figura 52 - Detalhe da Figura 51 – tensões de von Mises.	73
Figura 53 – Configuração atual: raio de concordância com a haste – distribuição da tensão máxima principal.	74
Figura 54 – Configuração atual: raio de concordância com a haste – distribuição da tensão mínima principal.	74
Figura 55 – Deformação específica na direção YY, mostrada pela seta.....	75
Figura 56 - Deformação específica na direção ZZ, mostrada pela seta.	76
Figura 57 – Configuração Alfa, mostrando o detalhe do raio de concordância de 1,2 mm.....	77
Figura 58 – Configuração Bravo, mostrando o detalhe do raio de concordância de 3 mm.	77
Figura 59 – Configuração Charlie, mostrando o detalhe do raio de concordância de 4 mm.	78
Figura 60 – Configuração Delta, mostrando o raio de concordância de 4 mm e manutenção da cota médio-lateral em 32 mm.....	78

Figura 61 – Configuração Echo, mostrando o raio de concordância de 4 mm e manutenção da cota médio-lateral em 32 mm e da antero-posterior em 16 mm.	79
Figura 62 – Representação dos <i>sketch</i> (em verde) para a construção da haste intramedular em 3D.	80
Figura 63 – Teste de convergência na configuração Alfa.	80
Figura 64 – Configuração Alfa – tensões de von Mises.	81
Figura 65 - Configuração Alfa – tensões mínimas principais.	81
Figura 66 - Configuração Bravo – tensões de von Mises.	82
Figura 67 - Configuração Bravo – tensões mínimas principais.	82
Figura 68 - Configuração Charlie – tensões de von Mises.	83
Figura 69 - Configuração Charlie – tensões mínimas principais.	83
Figura 70 - Configuração Delta – tensões de von Mises.	84
Figura 71 - Configuração Delta – tensões mínimas principais.	84
Figura 72 - Configuração Echo – tensões de von Mises.	85
Figura 73 - Configuração Echo – tensões mínimas principais.	85
Figura 74 – Comparação de valores de tensão de todas configurações simuladas.	86
Figura 75 – Representação esquemática da influência da tensão compressiva cíclica (acima do limite de escoamento) nas tensões residuais trativas.	87
Figura 76 – Resultante da tensão compressiva cíclica e tensão trativa residual.	87
Figura 77 – Região de maior tensão de von Mises nas configurações, mostrada pela seta.	88
Figura 78 – Comparação dos valores de tensão de von Mises máximas na parte superior das configurações.	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Requisitos de material para reposição total de uma articulação [21].	10
Tabela 2 – Propriedade do aço ASTM F138 usado nas simulações.	53
Tabela 3 – Composição química da liga AISI 316L utilizada.	57
Tabela 4 – Comparação dos valores médios de composição química da liga AISI 316L com os valores da NBR ISO 5832-1.	58
Tabela 5 – Valores de composição química da liga ASTM F138.	59
Tabela 6 – Comparação dos teores de inclusão das ligas com o requisito da norma.	60
Tabela 7 – Resultado da microdureza Vickers.	64
Tabela 8 – Resultado do ensaio de tração ASTM F138.	65
Tabela 9 – Comparação dos resultados obtidos com os estabelecidos para o ensaio de tração.	66
Tabela 10 - Resultados do ensaio de compressão.	67
Tabela 11 – Identificação e descrição das configurações.	76

RESUMO

A substituição total de uma articulação de joelho é uma técnica amplamente usada para corrigir os danos irreversíveis nas juntas originais, causadas por patologias como osteoartrite e artrite reumatóide. Com o aumento número de pacientes jovens e mais ativos, a evolução na técnica da substituição da articulação total de joelho visando desempenho de longo prazo passa a ser uma demanda crítica.

Portanto, na tentativa de evitar as falhas prematuras e prolongar a vida em serviço como um todo, as modificações na bandeja tibial podem produzir erros fundamentais. O *design* da bandeja tibial é um importante fator, porque a sua fratura pode ocorrer em função de elementos geométricos da mesma, como raios de concordância e cantos vivos. A escolha do material e do processo de fabricação também são importantes. No tocante a rota de fabricação, pode ser visto que as ligas forjadas tem o maior limite de fadiga, se comparado com as obtidas pelo processo de fundição. Entretanto, a combinação das técnicas de desenho assistido por computador (CAD), engenharia assistida por computador (CAE) e manufatura assistida por computador (CAM) podem ser uma solução rápida e barata para alcançar melhores características das bandejas tibiais. Contudo, testes pré-clínicos devem ser executados para garantir que as bandejas tibiais não falharão prematuramente devido à fadiga.

As técnicas de metalografia, microdureza e espectrometria foram empregadas neste trabalho com o objetivo de caracterizar metalurgicamente a liga de aço inoxidável atualmente empregada. A rugosidade superficial foi avaliada, assim como o número de ciclos para a iniciação das trincas. Com a utilização do método de elementos finitos, verificou-se o ponto de maior tensão e, aliado ao estudo de fractografia, foi determinado o modo de falha.

Os resultados indicaram que o material atualmente empregado não está em conformidade com todos os requisitos das normas vigentes, de forma que um material alternativo é sugerido. Com o objetivo de melhorar a resistência à fadiga sem apresentar problemas de ordem clínica, cinco geometrias foram propostas e os resultados da análise de tensões pelo método de elementos finitos indicaram um grande potencial de aumento da vida em fadiga.

ABSTRACT

Total knee replacement is a widely used procedure to correct irreversible damage to the natural joint caused by diseases such as osteoarthritis or rheumatoid. Since the number of younger and more active patients requiring total knee arthroplasty has been growing steadily, evolution of the total knee replacement towards long-term performance is a critical demand.

Therefore, in an attempt to avoid early failure and prolong the life span of a total knee replacement as a whole, modifications in the tibial tray may produce fundamental mistakes. Tray design is an important factor, because the fracture can occur by function of geometric elements, such as radii and sharp corners. The choice of material and the manufacturing process are also significant. Concerning the manufacturing route, it can be seen that forged alloys have significant higher fatigue strength than cast components. However, a combination of computer aided design (CAD), computer aided engineering (CAE) and computer aided manufacturing (CAM) can be a faster and a cheaper solution towards the best tibial tray characteristics. However, still pre-clinical tests must be carried out ensure that tibial trays do not fail prematurely due to fatigue fracture.

The metallographical, microhardness, and spectrometry techniques were used to characterize the metallurgical aspects of currently stainless steel used. The surface roughness was evaluated, even as the number cycles to crack initiation. Employing the finite element method, was verified the major tensile point and, allied to fractography study, the failure mode was determined.

The results indicated that currently used material is not according with all requirements of present standard, so, one alternative material is suggested. With the aim to improve the fatigue resistance performance without exhibit clinical problems, five design was proposed and the stress analysis results by finite element method appointed to a great potencial to increase the fatigue life.

1- INTRODUÇÃO

A substituição total de uma articulação de joelho é uma técnica amplamente usada para corrigir os danos irreversíveis nas juntas originais, causadas por patologias como osteoartrite e artrite reumatóide. Este procedimento tem tido um grande sucesso, e a utilização da técnica de substituir totalmente a articulação tem sido aplicada em centenas de milhares de pacientes no mundo inteiro todo ano. Apesar de Font-Rodriguez e colaboradores [1] afirmarem que os resultados da cirurgia são duráveis, com a vida em serviço de mais de 90% dos implantes serem da ordem de 10-15 anos, em alguns pacientes resultados não satisfatórios ocorrem, e um procedimento de revisão torna-se necessário. O percentual de pacientes que necessitam de cirurgia de revisão após a artroplastia total de joelho é relativamente pequena, se comparada com as taxas de falha de outros tipos de implantes. Apesar disso, quando é considerado o grande número de substituições anuais da articulação de joelho, a pequena taxa percentual de falha traduz-se em um número absoluto significativo. Além do que, desde que o número de pacientes jovens e mais ativos tem crescido atualmente, a evolução na técnica da substituição da articulação total de joelho no critério de desempenho de longo prazo passa a ser uma demanda crítica.

Sharkey et al [2] afirma que a instabilidade é uma das principais causas da falha das articulações artificiais de joelho. Os mesmos autores indicam que o *design* inadequado da prótese e os erros cirúrgicos são as razões comuns da instabilidade, esta por sua vez sendo afetada diretamente pelo nível de restrição da articulação artificial. A restrição é relacionada com o tipo da articulação artificial completa, que podem ser divididas em dois grupos onde o ligamento cruzado posterior é retirado. Um corte na porção posterior-central da bandeja tibial pode facilitar a preservação do ligamento cruzado posterior. Em contraste, há uma grande variação na forma da bandeja tibial para os tipos com retirada do ligamento cruzado posterior. Na verdade, não há consenso da mais apropriado *design* da bandeja tibial.

Portanto, na tentativa de evitar falhas prematuras e prolongar a vida em serviço como um todo, as modificações na bandeja tibial podem produzir erros fundamentais. Na verdade, o *design* da bandeja tibial é um fator importante, porque a sua fratura pode ocorrer como resultado da espessura inadequada, presença de cantos vivos no entorno do corte para a passagem do ligamento cruzado e pequenos raios entre os elementos geométricos da bandeja. A escolha do material e do processo de fabricação também são importantes. Essencialmente, três classes de materiais metálicos são usados em artroplastia total de joelho: são as ligas de titânio, as ligas cromo-cobalto e o aço inoxidável. No tocante a rota de fabricação, pode ser visto as ligas forjadas de cromo-cobalto e aço inoxidável tem o maior limite de fadiga, se comparando com as obtidas pelo processo de fundição. Entretanto, a

combinação das técnicas de desenho assistido por computador (CAD), engenharia assistida por computador (CAE) e manufatura assistida por computador (CAM) podem ser uma solução rápida e barata para obter melhores características das bandejas tibiais. Contudo, os testes pré-clínicos devem ser executados para garantir que as bandejas tibiais não falharão prematuramente devido à fadiga.

O objetivo deste trabalho é otimizar a geometria de um modelo de bandeja tibial de aço inoxidável. Este estudo examina a possibilidade de aumentar o limite de fadiga, pela adoção de critérios metalúrgicos e de *design*, pretendendo verificar o principal mecanismo de falha e região de nucleação dessa falha, fornecendo o embasamento para a otimização da bandeja.

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1- Articulações artificiais completas

Doenças como a osteoporose, desgaste severo de cartilagens e o comprometimento de articulações, bem como fraturas graves exigem, muitas vezes, sérias intervenções cirúrgicas. Nestas intervenções, pode se exigir que ossos sejam reduzidos e fixados em uma posição exata para que uma perfeita cicatrização ocorra. Em casos mais complicados, existe a necessidade da substituição total de uma articulação. A era moderna das articulações artificiais completas (AAC) começou no final dos anos 50 com o trabalho pioneiro de John Charnley [3-4]. Charnley definiu a estrutura fundamental de uma AAC como um componente metálico mantendo contato sob carregamento com um componente de polietileno. Desde então, as AAC têm se mostrado muito eficientes na eliminação da dor e reabilitação de pacientes, sendo que a sua aplicação tem crescido para centenas de milhares de próteses utilizadas todos os anos em todo o mundo [5]. As articulações artificiais completas são compostas por próteses, sendo definidas pela norma brasileira [6] como sendo aparelho que atua em substituição total ou parcial de um segmento ausente ou deficiente de um membro, incluindo qualquer dispositivo envolvendo uma parte do corpo por razões estruturais ou funcionais. A Figura 1 [7] mostra um desenho esquemático da articulação de quadril, podendo ser observada a superfície de articulação danificada (esquerda, sem implante) e com a prótese ortopédica (direita). A articulação de joelho é mostrada, esquematicamente, na Figura 2 [8], também mostrada sem e com a prótese.



Figura 1 – Articulação do quadril sem a prótese (esquerda) e com a prótese (direita) [7].

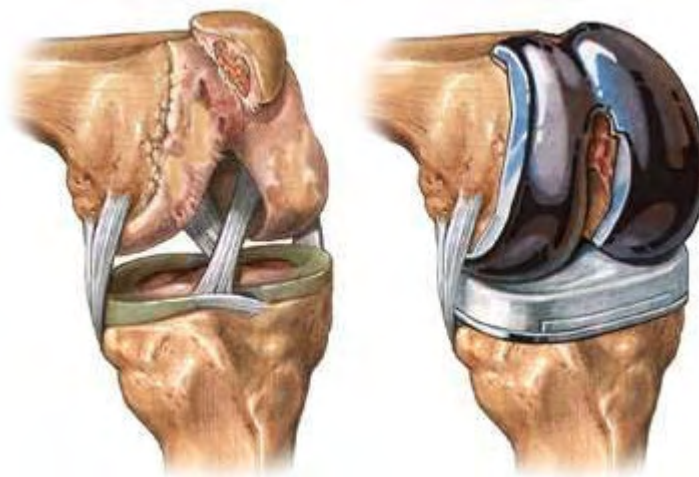


Figura 2 - Articulação do joelho, sem a prótese (esquerda) e com a prótese (direita) [8].

Introduzido clinicamente em novembro de 1962 por Jonh Charnley, as articulações de polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE) permanecem como padrão de superfície de contato para artroplastia total de joelho, sendo o termo artroplastia usado para definir a intervenção cirúrgica que objetiva substituir ou reparar a mobilidade de uma articulação [9]. Considerando a velocidade das mudanças no campo de ortopedia, o desempenho em serviço por longo tempo do UHMWPE aplicado em artroplastia após 40 anos é considerado muito bom. A partir dos anos 70, pesquisadores tem tentado melhorar as características do UHMWPE para aplicações ortopédicas, começando pela introdução de fibras de carbono [10]. Entretanto, este compósito de UHMWPE não mostrou resultados clínicos melhores e consistentes em relação ao UHMWPE introduzido por Charnley.

O primeiro conceito de John Charnley com articulações artificiais começou com uma série de experimentos friccionais em articulações animais e humanas no início dos anos 50 [11]. A partir destes experimentos, Charnley concluiu que as articulações naturais funcionavam bem devido ao seu baixo coeficiente de fricção, que é um resultado das características únicas dos tecidos cartilagosos. Quando as articulações naturais são comprimidas, os tecidos cartilagosos expõem água entre as superfícies de contato, tornando-as separadas, pelo menos em parte, por um fino filme pressurizado de fluido sinovial. Além da água, o fluido sinovial contém proteínas e outros constituintes biológicos que facilitam a lubrificação (lubrificação de contorno). O filme sinovial pressurizado transmite a força na articulação que protege o tecido cartilagoso do desgaste durante o ato de caminhar ou outras atividades de alto impacto. Em função de artrite ou outras doenças das articulações, a cartilagem pode perder as suas características únicas de lubrificação e sofrer desgaste.

Charnley percebeu que uma articulação artificial fabricada a partir de materiais sintéticos como metal ou plásticos não poderiam operar somente com lubrificação hidrodinâmica. Em 1959, Charnley escreveu que a tentativa de lubrificar qualquer articulação artificial deve se basear na idéia do uso de lubrificação de contorno [11]. A substância que parece se adequar a este propósito é o politetrafluoretileno (PTFE), não somente devido ao seu baixo coeficiente de fricção (0,04-0,05), mas por ser uma substância tolerada pelos tecidos animais por ser virtualmente inerte sob os aspectos químicos. Então fricção, mas não desgaste, foi a razão primária para Charnley selecionar o PTFE. Desta idéia, o desenvolvimento das articulações artificiais de Charnley foi baseado na lubrificação de contorno, na qual a pressão do líquido sinovial não é adequada o suficiente para separar completamente as superfícies da junta sob carregamento. Portanto, é esperado o contato entre as superfícies devido a lubrificação de contorno.

Charnley iniciou então a técnica de cirurgia com implantes de quadril. Entretanto, poucos anos após, os pacientes reportaram dores e inflamações relacionadas com as articulações artificiais implantadas. As radiografias indicaram que o desgaste severo do PTFE era o responsável pelas patologias, sendo as dores decorrentes da inflamação gerada pelas partículas de desgaste (debris). Após diversos testes de desgaste *in vitro* com PTFE modificado [11], Charnley verificou a excelente resistência ao desgaste do UHMWPE, um material relativamente pouco conhecido na época, utilizado para a fabricação de pequenas engrenagens. Como não haviam estudos sobre a biocompatibilidade do UHMWPE, Charnley resolveu implantar o UHMWPE no seu próprio corpo, na forma de uma pequena barra e também na forma de partículas de desgaste. Implantou também, como padrão de biocompatibilidade, uma barra de PTFE. Os resultados foram publicados em 1963 [12], convencendo-o de que os debris de UHMWPE eram biocompatíveis, enquanto que os de PTFE não. De posse desta informação, Charnley começou a implantar o UHMWPE em pacientes em novembro de 1962.

A partir dos conhecimentos desenvolvidos no Sir John Charnley's Hip Center, Frank Gunston desenvolveu o conceito das próteses de joelho cementadas. A partir de 1968, surgiram diversas configurações de prótese de joelho. As próteses podem ser definidas como totais ou parciais [13]. As próteses totais visam substituir todos os compartimentos das superfícies de articulação, enquanto que as próteses parciais objetivam substituir parcialmente estes compartimentos [13]. A Figura 3 [14] mostra os compartimentos do joelho, caracterizados pelos côndilos. Os côndilos são saliências formadas pelas superfícies articulares.

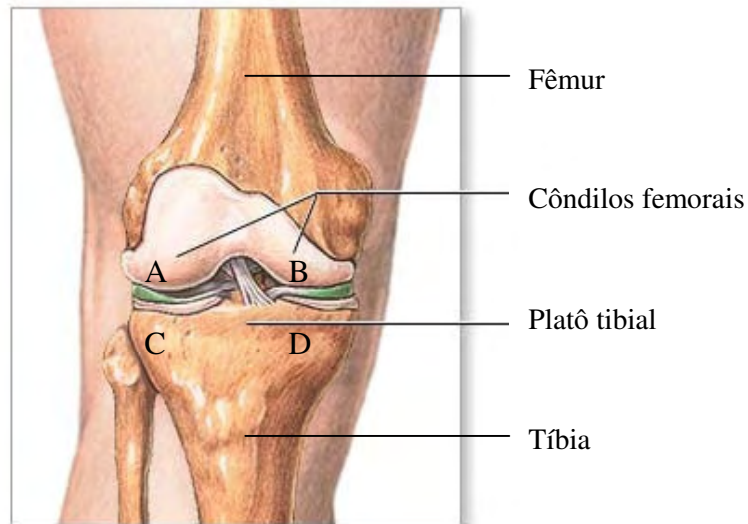


Figura 3 – Compartimentos do joelho, mostrando os côndilos femorais [14].

Modernamente, as próteses de joelho são classificadas pela NBR ISO 7207 parte 1 [13] sob 3 parâmetros:

1. Quanto ao número de superfícies de apoio na articulação:
 - i. Unicondilar:
 - A. Femoral;
 - B. Tibial;
 - ii. Bicondilar:
 - A. Femoral;
 - B. Tibial.
2. Quanto à finalidade de uso:
 - i. Substituição parcial da articulação:
 - A. Unicondilar;
 - B. Unicompartimental
 - ii. Substituição total da articulação:
3. Quanto à função da articulação na condição de não carregamento:
 - i. Sem restrição;
 - ii. Com restrição parcial;
 - iii. Com restrição total.

No que se refere ao número de superfícies de apoio da articulação, as próteses unicongilares substituem somente um cõndilo, não tendo ligação mecânica com outra prótese unicongilar. Já as próteses bicondulares substituem simultaneamente os dois cõndilos (A e B, ou C e D da Figura 3), podendo ser da tíbia ou do fêmur. Quanto à finalidade de uso, as próteses para substituição parcial da articulação objetivam corrigir as superfícies de apoio, sendo as de caráter unicongilar capazes de atuar somente em um cõndilo, enquanto as de caráter unicongartmental substituem a superfície de apoio dos cõndilos contíguos do fêmur ou da tíbia (na Figura 3, são as posições A e C ou B e D). A substituição total da articulação é caracterizada quando a prótese é projetada para substituir as superfícies de apoio femoral e tibial em ambos compartimentos do joelho (posições A, B, C e D da Figura 3). No tocante à função na posição de não carregamento, as próteses sem restrição não possuem nenhum dispositivo de restrição de movimentos. Normalmente, este dispositivo é montado no inserto de polietileno, com o objetivo de facilitar a montagem no procedimento cirúrgico, já que por questões de alinhamento o componente femoral é usualmente posicionado antes. As próteses com restrição parcial possuem geralmente um pino, que quando montado com o componente femoral, apresenta uma folga razoável, de forma que o encaixe no componente femoral possibilite um grau de liberdade de movimento não somente em flexão do joelho, mas também, em menor grau, de rotação. A prótese com restrição total é articulada por um sistema de furo e pino, com folgas reduzidas e de maneira que há somente liberdade de movimento somente na direção de flexão.

Há também a classificação de próteses modulares e não modulares. As próteses modulares caracterizam-se por permitir a troca do inserto de polietileno, sem necessitar da substituição simultânea da bandeja tibial. As próteses não modulares de joelho apresentam o inserto tibial rigidamente fixado na bandeja, exigindo a troca simultânea da mesma na ocasião da substituição do inserto. Esta última promove a melhor fixação, apesar de reduzir a flexibilidade do conjunto. Na Figura 4 é mostrada a radiografia da articulação total de joelho. Nesta figura podem ser identificados o componente femoral e a bandeja tibial, enquanto que o inserto de UHMWPE e o componente patelar não podem ser vistos, sendo melhor visualizados na Figura 5 [16].

A bandeja tibial é inserida na medula óssea da tíbia, através de uma haste intramedular, permitindo um melhor ancoramento do componente. A função da bandeja tibial é fixar o inserto de UHMWPE, geralmente através de rasgos existentes na bandeja e saliências na bandeja. Em contato com o inserto de UHMWPE fica o componente femoral, fixado no fêmur. Este componente possui a superfície de contato polida, para reduzir a fricção e atenuar o desgaste. O componente patelar não possui função de suportar o carregamento de compressão, sendo colocada em alguns casos [17].



Figura 4 – Radiografia do joelho, mostrando a prótese implantada [15].

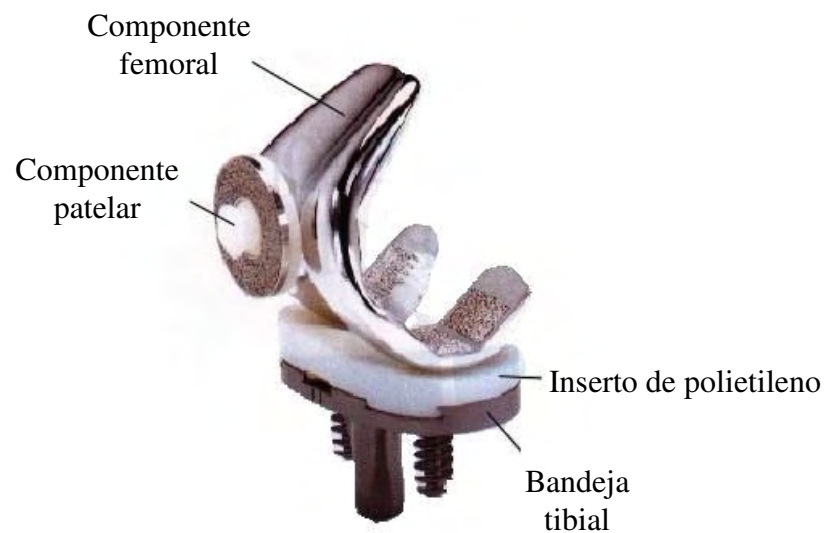


Figura 5 – Componentes de uma prótese para artroplastia total do joelho [16].

A fixação da bandeja tibial pode ser feita de duas formas: com o auxílio de cimento ósseo e sem cimento. O cimento é composto por uma resina acrílica, de cura relativamente rápida, sendo aplicado sobre a haste intramedular e a parte inferior da bandeja. A opção pela adoção das técnicas de fixação da prótese com ou sem cimento dependem, em geral, do parecer do médico, e da geometria do implante empregado.

2.2- Materiais biocompatíveis

A utilização de qualquer tipo de implante no organismo requer a utilização de materiais biocompatíveis. Um material biocompatível pode ser definido como qualquer material sintético que é usado para repor ou restaurar uma ou mais funções do tecido no organismo, e ainda estar continuamente ou intermitentemente em contato com os fluidos corpóreos [18]. Esta definição é de certa forma restritiva, pois exclui materiais usados como dispositivos, tais como instrumentos cirúrgicos ou dentários [19]. Apesar destes instrumentos estarem expostos aos fluidos corpóreos (sangue, líquido sinovial, saliva, etc), eles não repõem a função do tecido humano. Também estão excluídos os materiais usados para próteses externas, como membros artificiais ou aparelhos para surdez. Estes materiais não são expostos aos fluidos corpóreos.

A exposição aos fluidos corpóreos, normalmente, significa inserir o material dentro do organismo, e esta inserção coloca várias restrições claras aos materiais que podem ser usados como biomateriais [18]. Primeiramente, o biomaterial deve ser biocompatível, ou seja, não apresentar uma resposta adversa do corpo. Além disso, deve ser atóxico e não-carcinogênico (não provocar câncer). Estes requisitos eliminam muitos materiais de engenharia disponíveis. Adicionalmente, o material deve possuir propriedades físicas e mecânicas adequadas para ser capaz de repor ou restaurar a funcionalidade dos tecidos do corpo. Para o uso prático, um biomaterial deve possuir também facilidades de fabricação, sendo forjado ou usinado em diferentes formas e ter o custo relativamente baixo [18]. A Tabela 1 lista os principais requisitos que um material deve possuir para obter sucesso na reposição total de uma articulação. O material ou combinação de materiais ideal deveria exibir as seguintes propriedades [18]:

- Uma composição química biocompatível para evitar as reações adversas nos tecidos;
- Excelente resistência à degradação (isto é, resistência à corrosão para metais e resistência ao ataque biológico em polímeros);
- Baixo módulo de elasticidade para minimizar a reabsorção óssea adaptativa;
- Alta resistência ao desgaste para minimizar a geração de debris.

Tabela 1 – Requisitos de material para reposição total de uma articulação [20].

Compatibilidade	Propriedades mecânicas	Manufatura
<ul style="list-style-type: none"> • Reações nos tecidos; • Mudança nas propriedades: <ul style="list-style-type: none"> ○ Mecânicas; ○ Físicas; ○ Químicas; • Degradação conduz à: <ul style="list-style-type: none"> ○ Mudanças locais danosas; ○ Efeitos sistêmicos nocivos. 	<ul style="list-style-type: none"> • Elasticidade; • Tensão de escoamento; • Ductilidade; • Tenacidade; • Fluência; • Resistência máxima; • Resistência à fadiga; • Dureza; • Resistência ao desgaste 	<ul style="list-style-type: none"> • Métodos de fabricação • Consistência e conformidade em todos os requisitos • Qualidade da matéria-prima • Técnicas superiores para obter excelente acabamento superficial ou textura • Capacidade do material ser seguro e ter esterilização eficiente • Custo do produto.

2.2.1 Tipos de Biomateriais

Muitos biomateriais sintéticos usados em implantes são familiares à maioria dos engenheiros ou cientistas. Em geral, estes materiais podem ser classificados nas seguintes categorias: compósitos, polímeros, cerâmicas e metais.

A maioria dos biomateriais compósitos em uso tem a sua aplicação no campo dentário, como materiais de restauração ou cimento dentário. Apesar de compósitos carbono-carbono e polímero reforçado com carbono serem de grande interesse na reparação de ossos e na reposição de juntas em função do seu baixo módulo de elasticidade, estes materiais não apresentaram a combinação de propriedades mecânicas e biológicas apropriadas para estas aplicações. Entretanto, os materiais compósitos são usados extensivamente em próteses de membros, onde a combinação de baixa massa específica e alta resistência torna-os ideais para estas aplicações.

Uma ampla variedade de polímeros são usados na medicina como biomateriais. Suas aplicações vão desde próteses faciais à tubos da traquéia, de componentes de coração a dentes artificiais e a componentes de articulação de quadril e joelho. Os materiais poliméricos também são usados para adesivos e sistemas de ancoramento de próteses.

Tradicionalmente, as cerâmicas tem sido usadas extensivamente como materiais de restauração no campo dentário. Isto inclui materiais para coroas dentárias e dentes artificiais. Entretanto, o seu uso em outros campos da biomedicina não tem sido tão extensivo, se comparado com metais e polímeros. Isto se deve ao fato das cerâmicas possuírem baixa tenacidade à fratura, limitando o uso em aplicações de carregamento mecânico. Algumas cerâmicas usadas para reposição de articulações são empregadas, por exemplo, em cabeças femorais e restauração óssea, como o caso da alumina e hidroxiapatita, respectivamente. Devido ao aumento do número de materiais cerâmicos utilizados como biomateriais e os diversos aspectos envolvidos na interação com os tecidos vivos, tem-se

procurado classificá-los em diversos grupos. Assim, em termos gerais, as cerâmicas são classificadas como bioinertes e bioativas [21,22]. De acordo com a conferência da Sociedade Européia de Biomateriais realizada na Inglaterra em 1986 [23], o termo bioinerte não é adequado, já que todo o material induz a algum tipo de resposta ao tecido hospedeiro, mesmo que mínima, devendo por este motivo ser evitado. No entanto, o termo ainda é comumente utilizado, tendo sido definido por June Wilson [24] como sendo o material que apresenta a resposta mínima que não resulta na ligação ou na rejeição do tecido hospedeiro, formando uma cápsula fibrosa ao redor do material. Como exemplos de biocerâmicas bioinertes podemos citar a (α - Al_2O_3), zircônia (ZrO_2) e dióxido de titânio (TiO_2). Por outro lado, uma cerâmica bioativa (o termo ainda é aceito) é definida como aquela que produz uma atividade biológica específica. Com exemplos destas últimas, destacam-se a hidroxiapatita [$\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$], o fosfato tricálcico [$\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$] e os biovidros.

As biocerâmicas têm sido empregadas na forma densa e na forma porosa. Apesar do aumento da porosidade diminuir a resistência mecânica do material isoladamente, a existência de poros com dimensões adequadas pode favorecer o crescimento de tecido através destes, fazendo que ocorra um entrelaçamento do tecido com o implante, aumentando, por conseguinte, a resistência do material *in vivo*.

Uma das desvantagens apresentadas pelas biocerâmicas é a reduzida resistência mecânica, que restringe o uso a regiões que não requeiram sustentação. Uma forma de contornar tal restrição é a utilização de materiais revestidos por cerâmicas através de processos tal como aspersão térmica, que permitem aliar as vantagens intrínsecas das biocerâmicas com a resistência do metal.

Os metais são uma classe importante de materiais, amplamente usados para aplicações onde suportar o carregamento mecânico é um requisito fundamental. Por exemplo, alguns dos mais comuns procedimentos cirúrgicos ortopédicos envolvem a utilização de implantes metálicos. A utilização vai de fios e parafusos para a fixação de placas a próteses totais de articulações de quadril, joelho e ombro. Além destas aplicações, os metais são usados para cirurgias maxilofaciais, cirurgia cardiovascular e como materiais dentários. Apesar de muitos metais e ligas serem usados como dispositivos médicos, os mais comumente utilizados são os aços inoxidáveis, o titânio comercialmente puro e as ligas de titânio, e as ligas a base de cobalto. [18].

As ligas a base de cobalto para implantes, similares às ligas empregadas em turbinas a gás de motores [25], são empregadas tanto fundidas como forjadas. Entretanto, as ligas forjadas possuem características mecânicas e químicas superiores, devido ao menor tamanho de grão e também possuírem a microestrutura mais homogênea. Porém, para reduzir os custos de usinagem, as

próteses usualmente são fabricadas pela técnica de cera perdida [26]. Fundidas, as ligas de cobalto apresentam o limite de escoamento na faixa de 430-490 MPa, limite de resistência entre 720 e 790 MPa, com alongamento de cerca de 5 a 17% [25]. Também possuem uma excelente resistência à corrosão, devido a capacidade de gerar uma camada passivada de aproximadamente 10 nm, além de exibir elevada resistência ao desgaste. Principalmente duas ligas a base de cobalto tem sido utilizadas para implantes ortopédicos: a liga fundida Co-Cr-Mo, normatizada pela ASTM F75, e a liga forjada Co-Cr-W-Ni, normatizada pela ASTM F90.

O titânio e suas ligas, especialmente a liga Ti-6Al-4V, tem sido amplamente usadas como materiais para suporte de carregamento no campo de ortopedia [27]. Eles são considerados materiais que possuem uma boa ósseo-integração, porque em muitas aplicações de hastes femorais e aplicações dentárias a fixação com cimento de osso não é necessária [28]. Desenvolvidas inicialmente para a indústria aeroespacial, as ligas de titânio apresentam um módulo de elasticidade inferior às ligas de cobalto, além de massa específica inferior, possuem alto limite de resistência à fadiga e resistência à corrosão elevada. O baixo módulo de elasticidade é uma característica importante, pois a diferença entre a rigidez do implante e do osso pode causar o efeito conhecido como reabsorção óssea adaptativa, que consiste na redução ou absorção de massa óssea local. Este efeito caracteriza-se pela prótese absorver toda (ou quase toda) a carga que deveria estar sendo absorvida pelo osso. Assim, em vez de transmitir a carga, como a articulação que está substituindo fazia, ela passa a suportar a carga.

Recentemente, novas ligas de titânio foram desenvolvidas para aplicações biomédicas. Estas ligas de primeira geração incluem a Ti-6Al-7Nb e Ti-5Al-2.5Fe [29,30], duas ligas com propriedades similares a Ti-6Al-4V que foram desenvolvidas em resposta à questão da potencial citotoxicidade do vanádio [31,32] e suas reações adversas do tecido humano [33]. Adicionalmente, a melhora na biocompatibilidade e redução no módulo de elasticidade foram obtidos através da introdução da segunda geração de ligas ortopédicas de titânio, incluindo nesta categoria a Ti-15Mo-3Nb-3O (21SRx) [34], Ti-15Sn-4Nb-2Ta-0.2Pd [35], Ti-13Nb-13Zr [36, 37], Ti-15Mo-5Zr-3Al, Ti-15Zr-4Nb-2Ta-0.2Pd, assim como a liga Ti-12Mo-6Zr-2Fe “TMZF” [37,38]. O menor módulo de elasticidade é atingido nas ligas TNZT, baseadas no sistema Ti-Nb-Ta-Zr [38], mais especificamente pelo desenvolvimento da liga Ti-35Nb-5Ta-7Zr.

A biocompatibilidade das ligas de titânio tem sido extensivamente estudada. Como a biocompatibilidade está relacionada à liberação de íons metálicos do implante, esta por sua vez depende da taxa de corrosão da liga e da solubilidade dos primeiros produtos de corrosão formados [39]. No estudo da corrosão in vivo, Steinemann [32] concluiu que o vanádio, níquel e cobalto eram

elementos tóxicos, enquanto que o titânio e suas ligas, aços inoxidáveis, as ligas cobalto-cromo-molibdênio-níquel, e o tântalo, zircônio, nióbio e platina compõem a classe de “biomateriais metálicos resistentes” baseada nas suas taxas de corrosão. Considerando o aspecto da estabilidade dos produtos de corrosão nos tecidos vivos, é estabelecido que o titânio e algumas de suas ligas, o tântalo, o nióbio e o zircônio produzem óxidos essencialmente insolúveis [40,41].

Considerando implantes ortopédicos não-cimentados e implantes dentários, as ligas de titânio e titânio comercialmente puros são geralmente preferidas em relação ao aço inoxidável e às ligas de cobalto em função do baixo módulo de elasticidade, superior biocompatibilidade e resistência à corrosão [42]. Entretanto, para próteses cimentadas, o aço inoxidável é o metal mais usado para dispositivos de fixação interna, devido à combinação de propriedades mecânicas, biocompatibilidade aceitável e menor relação custo/benefício quando comparado a outros materiais metálicos implantáveis [43,44].

Aços inoxidáveis são ligas a base de ferro contendo uma quantidade mínima de 11% em peso de cromo e adições de outros elementos químicos para a fabricação das diferentes classes de aços inox, isto é: ferríticos, martensíticos, austeníticos, duplex e endurecíveis por precipitação. Entre estas diferentes classes, os aços inoxidáveis austeníticos são os únicos utilizados na manufatura de próteses e implantes cirúrgicos, já que são os mais resistentes à corrosão e aqueles que apresentam, portanto, a maior biocompatibilidade. Os aços inoxidáveis austeníticos recebem esta denominação por serem totalmente austeníticos à temperatura ambiente e a temperaturas sub-zero. Entretanto, a estabilidade da austenita é afetada pelo teor de níquel e nitrogênio, ambos elementos que são considerados potencializadores deste efeito. Assim, se os teores destes elementos forem reduzidos, a ferrita pode ser induzida a se formar, reduzindo a resistência à corrosão.

Os aços inoxidáveis são suscetíveis a diversas formas de corrosão. Evitar as formas de corrosão, especialmente as localizadas, é o foco principal na seleção de aços inoxidáveis. Isto se deve ao fato da resistência à corrosão ser fortemente afetada pelas técnicas de projeto, fabricação, condições superficiais e manutenção [45].

A seleção de uma classe de aços inoxidáveis para uma aplicação particular envolve a consideração de diversos fatores, mas sempre começa com a resistência à corrosão. É necessário primeiramente caracterizar o ambiente de serviço, não sendo o suficiente considerar somente as condições de projeto. Para os ambientes mais comuns, há disponibilidade de informações a partir de dados de laboratório ou de experiência em campo com ambientes comparáveis. Assim que a classe com melhor resistência à corrosão for identificada, é então apropriado considerar as propriedades

mecânicas, facilidade de fabricação, os tipos e graus de risco presentes na aplicação, a disponibilidade das formas de matéria prima e custo.

O mecanismo de proteção contra a corrosão de aços inoxidáveis difere do que atua em aços ao carbono, aços ligados e na maioria de outros metais. Nestes casos, a formação de uma barreira de óxido separa o metal da atmosfera adjacente. O grau de proteção que é permitido por tal óxido é função da espessura da camada de óxido, adesão ao material, e difusividade do oxigênio e do metal no óxido. Em altas temperaturas de oxidação, o aço inoxidável apresenta o mecanismo de proteção contra a corrosão similar. Um mecanismo que tem sido sugerido é a formação de um filme de óxido hidratado, mas não há acordo sobre a natureza do óxido na superfície metálica. De qualquer forma, o filme de óxido deve ser contínuo, não-poroso, insolúvel, e auto-reparável se rompido na presença de oxigênio.

A passividade existe sob certas condições para ambientes particulares. O leque de condições sob a qual a passividade pode ser mantida depende do ambiente e da família e composição do aço inoxidável. Quando as condições são favoráveis para manter a passividade, os aços inoxidáveis apresentam baixas taxas de corrosão. Se a passividade é destruída sob condições que não permitem a restauração do filme passivado, os aços inoxidáveis podem corroer tanto quanto aços ao carbono e aços de baixa liga.

A presença de oxigênio é essencial para a resistência à corrosão do aço inoxidável. A resistência à corrosão de um aço inoxidável é máxima quando este é exposto e a sua superfície é mantida livre de depósitos por um ambiente com contínua fluidez. Cobrindo uma parte da superfície, por exemplo, com matéria orgânica, pintura ou instalando uma vedação, é produzida uma região de livre de oxigênio na região coberta. Esta região é relativamente anódica em relação a superfície exposta, que está aerada, e um alto teor de elementos de liga é necessário para prevenir a corrosão.

O significado do termo “passivação” em aços inoxidáveis pode gerar alguma confusão. Não é necessário tratar quimicamente um aço inoxidável para obter um filme passivado; o filme se forma espontaneamente na presença de oxigênio. Porém, é necessário remover partículas de ferro livre, óxidos e outras contaminações de superfície que evitam a passivação e reduzem a resistência à corrosão.

O elemento essencial para a formação do filme passivado em aços inoxidáveis é o cromo. Outros elementos podem influenciar a efetividade do cromo em formar e manter o filme, mas

nenhum elemento pode, por si próprio, formar um filme passivado características para substituir o óxido de cromo como agente protetor.

Com a adição de cromo, é possível observar a formação do filme com aproximadamente 10,5% em peso na liga, porém este filme é particularmente frágil nesta composição e permite somente proteção em um ambiente não muito agressivo. Aumentando o teor de cromo para a faixa de 17-25%, típico dos aços inoxidáveis austeníticos, pode-se aumentar a estabilidade do filme passivado. De outra forma, o alto teor de cromo pode afetar adversamente as propriedades mecânicas, a usinabilidade e a soldabilidade. Portanto, é normalmente mais eficiente melhorar a resistência à corrosão alterando o teor de outros elementos, com ou sem o aumento do teor de cromo.

O níquel é um elemento que efetivamente auxilia na resistência à corrosão, pois em quantidades suficientes, irá estabilizar a estrutura austenítica; o que melhora as propriedades mecânicas e características de fabricação. O níquel também é bastante efetivo em promover a repassivação, especialmente em ambientes redutores. Também é particularmente útil na resistência aos ácidos minerais.

A adição de manganês em quantidades moderadas e em associação com o níquel pode desempenhar muitas funções atribuídas ao próprio níquel. Entretanto, a substituição total de níquel por manganês não é prática. O manganês interage com o enxofre no aço inoxidável para formar sulfetos de manganês. A morfologia e composição de sulfetos de manganês possuem efeitos substanciais na resistência à corrosão, especialmente corrosão por pites.

O molibdênio em combinação com cromo é muito efetivo em termos de estabilizar o filme passivo na presença de cloretos, sendo especialmente efetivo em aumentar a resistência à corrosão por pites e em regiões com trincas.

O carbono é útil, pois permite o endurecimento por tratamento térmico em classes de aços martensíticos. Porém em aços austeníticos, o aumento do teor de carbono diminui a resistência à corrosão, através da sua reação com o cromo, formando carbonetos.

A adição de nitrogênio melhora a resistência à corrosão por pites, retardando a formação da fase σ de cromo-molibdênio e melhora a resistência do aço inoxidável. O nitrogênio é essencial nas novas classes de aços duplex, pois aumenta a quantidade de austenita presente, diminuindo a segregação de cromo e molibdênio, e aumentando a resistência da fase austenítica.

Dentre os aços inoxidáveis austeníticos mais resistentes à corrosão, o tipo 316L tem sido extensivamente empregada para a fabricação de instrumentos cirúrgicos e outros dispositivos.

Até pouco tempo atrás, esta liga era empregada inclusive em implantes de caráter permanente, entretanto a adoção de normas internacionais mais rígidas, como a ISO 5832-1 [46], estabelece a faixa de composição química para atendimento à norma e com isso diminuir os efeitos adversos no organismo. A norma também estabelece relação mínima de cromo e molibdênio, sendo a relação é expressa por:

$$C = 3,3 \cdot W_{Mo} + W_{Cr} \text{ (Equação 1)}$$

Onde:

W_{Mo} representa o teor de molibdênio, como porcentagem em massa;

W_{Cr} representa o teor de cromo, como porcentagem em massa.

O valor C da Equação 1 não deve ser menor que 26. Tomando-se os valores médios de cromo e molibdênio do AISI 316L (17% de Cr e 2,2 % de Mo), observa-se que o valor obtido (24,26) não atende à exigência das normas atuais para a fabricação de implantes cirúrgicos. Com o objetivo de atender às normas e melhorar as propriedades mecânicas, uma nova classe de aços inoxidáveis austeníticos foi desenvolvida e padronizada pela ISO 5832-9 [47,48]. O alto teor de nitrogênio do aço explica a superior resistência à corrosão, quando comparado com a tradicional liga 316L. Apesar desta modificação, ainda há a tendência de liberação de íons metálicos, especialmente de níquel e cromo [43]. O níquel tem sido reportado como sendo o elemento mais relevante sob a ótica de toxicidade, suscetibilidade à infecção bacteriológica e efeitos carcinogênicos, mesmo não havendo evidência clara de relação entre os implantes e desenvolvimento de câncer [49]. Para reduzir este efeito, aços com teor de níquel reduzido têm sido desenvolvidos, como o Bohler P558. Porém este material somente está disponível no Brasil por meio de importação.

2.2.2 Propriedades mecânicas

Ainda que a estrutura fundamental das próteses de quadril e joelho não tenha sofrido modificações importantes ao longo dos anos, novas configurações têm sido propostas. Além disso, o uso destes dispositivos tem se expandido, sendo que estes estão sendo colocados, inclusive, em pacientes cada vez mais ativos, de forma que falhas mecânicas, como por exemplo, da “haste” de uma prótese de quadril (componente femoral), têm ocorrido com crescente frequência desde o começo dos anos 70. Embora 90% das articulações artificiais implantadas têm sobrevivido por mais de dez anos, ainda existe a necessidade de aperfeiçoamento [49]. Além do aspecto social, em que o paciente deseja obter o maior benefício possível da articulação restaurada (maior vida útil), ainda deve-se considerar os aspectos financeiros para ambos paciente e seguro de saúde. Assim, devido ao

grande número de articulações artificiais sendo implantadas (300.000 articulações de quadril são colocadas todos os anos em todo o mundo) e ao alto custo envolvido, existe uma forte e contínua demanda para a evolução tecnológica de implantes ortopédicos que durem mais do que 20 anos no corpo humano [49].

Na evolução das próteses e implantes cirúrgicos ao longo dos anos, novos *designs* e materiais têm sido considerados. Assim, é indispensável que as novas propostas sejam avaliadas quanto ao seu aspecto de funcionalidade dentro do corpo humano. Na substituição eficiente de ossos e articulações, os implantes ortopédicos devem possuir uma série de propriedades específicas, tais como boa resistência à tração e excelente resistência à fadiga, alta resistência à corrosão e ao desgaste, bem como biocompatibilidade [50], como mostrado na Tabela 1.

Entre as principais propriedades mecânicas, o módulo de elasticidade e a resistência à fadiga recebem uma atenção especial. Ambas propriedades, se não otimizadas, podem levar à falha prematura do implante. No tocante ao módulo de elasticidade, há uma grande diferença entre o módulo dos implantes e o dos tecidos vivos, como mostra o gráfico da Figura 6 [39].

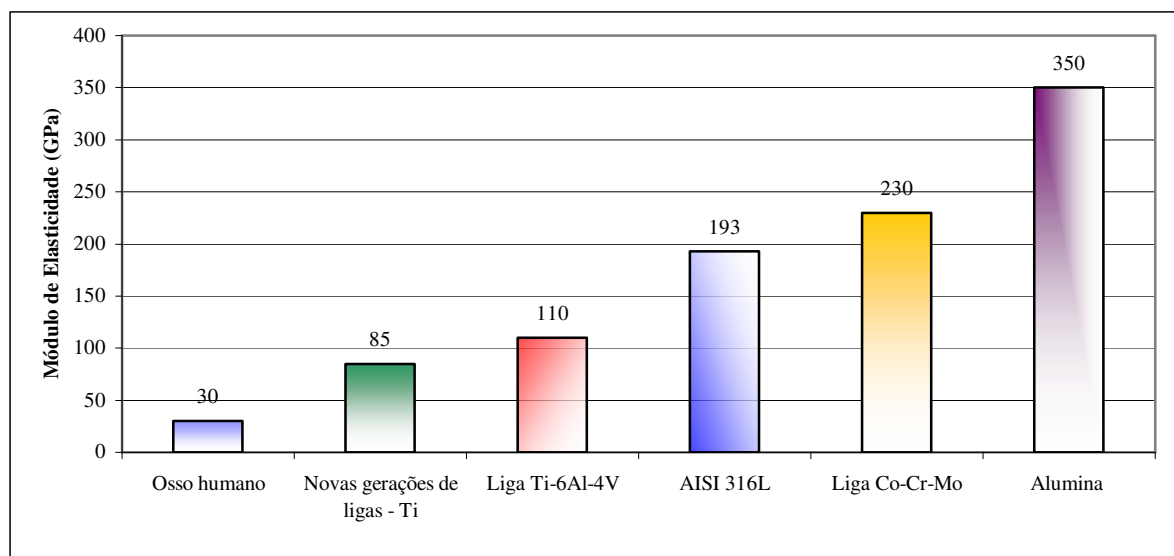


Figura 6 – Gráfico comparativo do módulo de elasticidade entre diversos materiais implantáveis e do osso humano. Valores médios. Adaptado de [39].

A experiência em ensaios de longa duração com artroplastia indicam que a transferência insuficiente de carga dos implantes artificiais para os ossos adjacentes podem resultar em reabsorção óssea adaptativa e tendo como consequência o afrouxamento da prótese [52]. A Lei de Wolff, citada por Long e Rack [39], afirma que o tecido se adapta em função das cargas que o mesmo tem de suportar, o que sugere que o acoplamento do implante com uma estrutura óssea previamente carregada pode resultar em perda de tecido. De fato, tem sido demonstrado que quando os carregamentos de caráter trativo e/ou compressivo ou momento fletor sob as quais o osso está

submetido são reduzidos, ocorre a diminuição da espessura do osso, perda de massa óssea, podendo ainda aumentar os efeitos da osteoporose [53]. Este fenômeno, chamado de reabsorção óssea adaptativa, tem sido relacionado com a diferença em flexibilidade ou rigidez, dependendo em parte do módulo de elasticidade, entre o osso e o material implantado [54]. Dowson [55] indica que, assim como melhores combinações de materiais que atuam nos pares deslizantes de uma articulação artificial completa têm sido registrados, tem-se buscado aproximar o módulo de elasticidade de materiais das próteses com o módulo de elasticidade das juntas orgânicas que se pretende restaurar. Qualquer redução na rigidez do implante, por exemplo, através da substituição das ligas ortopédicas atuais por mais modernas, com menor módulo de elasticidade, é esperada a melhoria na distribuição de tensões nos tecidos ósseos adjacentes, e, portanto minimizaria a reabsorção óssea adaptativa e finalmente prolongaria a vida em serviço do implante.

Por conceito, módulo de elasticidade é a medida da rigidez de um material, e é definida pela razão entre a tensão aplicada e a deformação elástica produzida [56]. Em uma escala atômica, a deformação elástica macroscópica é manifestada como pequenas alterações no espaçamento interatômico e na extensão das ligações interatômicas. Como consequência, a magnitude do módulo de elasticidade representa uma medida da resistência à separação dos átomos adjacentes, isto é, as forças de ligação interatômicas [57]. Além do mais, este módulo é proporcional à inclinação da curva força interatômica-separação interatômica na posição de equilíbrio. Os valores do módulo de elasticidade para materiais cerâmicos são maiores que para os metais, enquanto que para polímeros são menores. As diferenças são decorrência direta dos diferentes tipos de ligações atômicas nesses tipos de materiais. Nos aços inoxidáveis, o módulo de elasticidade varia pouco, tendo valores da mesma ordem de grandeza [58]. No aço inoxidável austenítico, ele pode ser considerado constante, em 193 GPa [58].

O *design* do implante também é determinante para a redução da reabsorção óssea adaptativa. A configuração geométrica, não transferindo a tensão de forma bem distribuída sobre os tecidos ósseos adjacentes também pode resultar em instabilidade pela perda de massa óssea, favorecendo a fadiga. Assim, os dois aspectos, módulo de elasticidade e *design*, devem ser analisados quanto o objeto de estudo é reabsorção óssea adaptativa.

O estudo da fadiga dos implantes também merece atenção especial, pois vários casos tem sido reportados na literatura [59, 60, 61, 62]. Na artroplastia total de joelho, o um dos componentes sujeitos a falha por fadiga é a bandeja tibial. Para a fratura por fadiga, um mecanismo de falha possível seria quando não houvesse suficiente suporte da parte inferior da bandeja tibial pelo osso, especialmente quando a haste intramedular está bem fixada, aumentando a carga sobre o lado em

balanço [63]. Este mecanismo pode ocorrer em várias situações, como a perda de massa óssea tibial devido à presença de severa deformidade [64], ou como resultado de reabsorção óssea adaptativa em resposta à prótese [63]. A presença de uma camada de tecido fibroso entre o osso e o cimento também pode produzir o inadequado ancoramento da bandeja tibial [65]. Outros fatores clínicos podem influenciar, como o mal alinhamento axial da prótese, o carregamento excessivo devido ao alto peso do paciente ou alto nível de atividade física, podendo-se ainda citar a deficiente fixação do implante [59, 60, 65]. Além disso, na fadiga deve-se considerar também os aspectos metalúrgicos e de projeto do implante.

2.3- Resistência à fadiga

A palavra fadiga tem origem na expressão Latina *fatigare*, a qual significa exaurir, esgotar. Ainda que o termo fadiga esteja, normalmente, associado ao esgotamento físico ou mental, esta palavra tem sido amplamente empregada na terminologia técnica de engenharia para descrever a falha de materiais sob carregamento cíclico. Entende-se como carregamento cíclico, a variação da tensão aplicada sobre uma determinada estrutura ou componente ao longo do tempo. Uma viga metálica, por exemplo, que sustenta a estrutura de um prédio não está, a princípio, sob um regime de carregamento cíclico, visto que não existe flutuação da carga aplicada, isto é, o prédio está estático. Contudo, muitos componentes de engenharia trabalham sob um regime estático de carregamento. Assim, pode-se definir fadiga como sendo o fenômeno responsável por mudanças nas propriedades que podem ocorrer em um material metálico devido à aplicação repetida de tensão ou deformação, ainda que este termo aplique-se especialmente àquelas mudanças que levam ao trincamento e falha do material [65]. As falhas por fadiga podem ocorrer através de diferentes formas. Meras flutuações nas tensões ou deformações externas aplicadas resultam em fadiga mecânica. Carregamento cíclico atuando em associação com alta temperatura causa fadiga-fluência. Quando a temperatura do componente carregado ciclicamente também varia, ocorre a fadiga termomecânica. Cargas periódicas impostas sobre um componente na presença de um meio quimicamente agressivo ou fragilizante leva à corrosão-fadiga. A aplicação repetida de carregamento associada com contato entre materiais por deslizamento e rolamento produz fadiga de contato por deslizamento e fadiga de contato por rolamento, respectivamente. Já a fadiga por “agarramento ou gripamento” (fretting fatigue) ocorre como o resultado de tensões pulsantes aplicadas sobre superfícies que experimentam fricção por deslizamento e movimento oscilatório relativo de pequena amplitude. A maioria (pelo menos 90%) das falhas em componentes de máquinas e estruturas pode ser atribuída a um dos processos de fadiga apresentados acima. Estas falhas, geralmente, ocorrem sob a influência de cargas cíclicas cujos valores de pico (carga

máxima) são considerados muito menores do que aqueles considerados seguros e que foram obtidos a partir de análise de fratura estática.

As cargas solicitantes cíclicas são geralmente classificadas em três categorias, isto é, carga estática, cujo valor permanece constante ao longo do tempo ou apresenta variação tão lenta que o efeito de massa pode ser considerado desprezível (Figura 7-I); carga repetida, cujo valor varia periodicamente, entre um máximo e zero (Figura 7-II); carga alternante (ou cíclica pura), cujo valor varia periodicamente, entre um máximo positivo e um negativo, simétrico em relação ao eixo do tempo (Figura 7-III). O caso geral de carga oscilante pode ser estudada com a combinação dos casos I e III de carga (Figura 7-IV) e é chamada de carga flutuante.

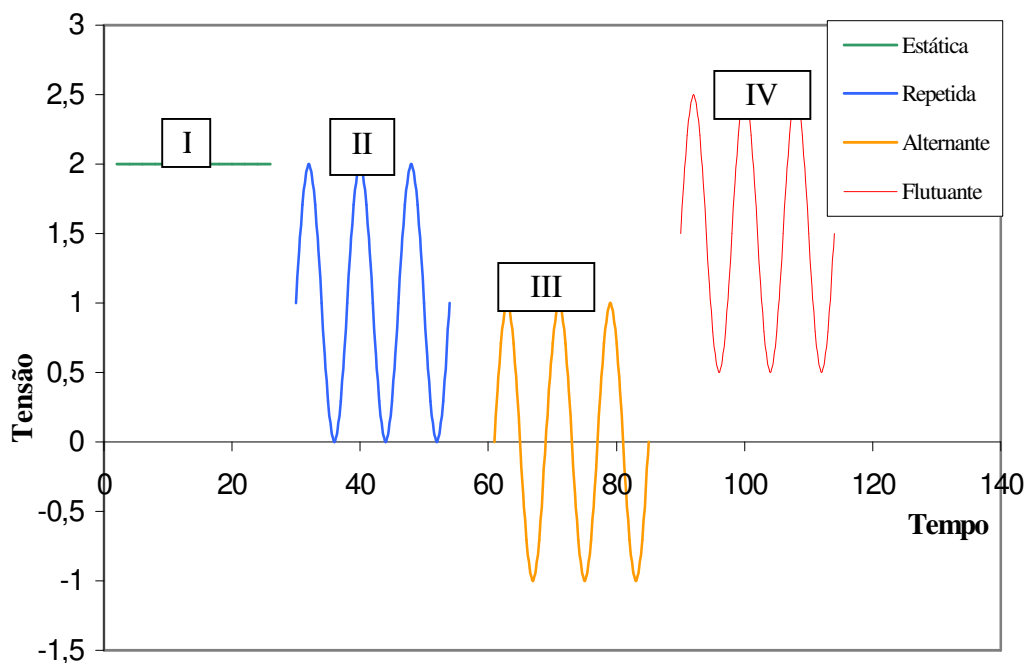


Figura 7 – Tipos característicos de carregamento.

A falha por fadiga, segundo Schijve [67], pode ser dividida em duas fases, como mostra a Figura 8. A primeira fase consiste no tempo até a iniciação da trinca, seguida pelo período (segunda fase) de crescimento da trinca até a falha total do componente.

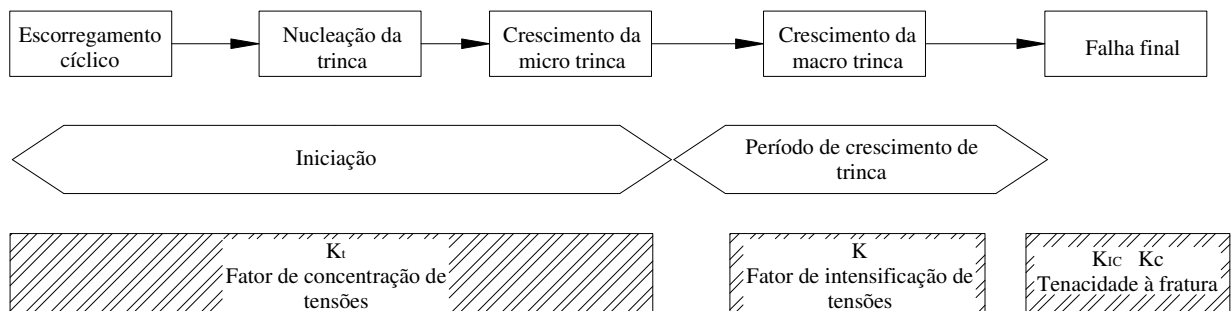


Figura 8 – Diferentes fases da fadiga e os fatores relevantes. O período de crescimento é válido somente para a mecânica da fratura linear elástica. Adaptado de [67].

A fase de iniciação consiste do escorregamento cíclico dos planos, seguida pela nucleação da trinca e posterior crescimento da micro trinca. Na fase de iniciação, três aspectos são fundamentais: a superfície do material, a irreversibilidade do escorregamento cíclico, e os efeitos do ambiente na iniciação da microtrinca [67].

As microtrincas, normalmente iniciam-se na superfície do material, também em corpos de prova sem entalhe com tensões nominais homoganeamente distribuídas sob ação de carregamento cíclico. A restrição no escorregamento cíclico é menor do que no interior do material porque a superfície é livre em um lado da mesma. Assim, são geradas intrusões e extrusões (vales e picos), mostrados na Figura 9. Os vales agem como micro-entalhes e o efeito de concentração de tensão no fundo dos vales promove o escorregamento adicional e a nucleação da trinca de fadiga [66].

A irreversibilidade do escorregamento pode ser explicada como sendo causada pelo encruamento cíclico, implicando que nem todas as discordâncias retornam a sua posição inicial [64]. O outro aspecto, a interação com o ambiente, é relacionada com a exposição de material do plano, sem a proteção de uma camada passivada, também mostrado na Figura 9. A exposição, relacionada com a formação de planos de escorregamento, pode romper o filme de óxido protetor durante o processo de fadiga. O efeito combinado dos processos mecânicos e químicos é de extrema importância no mecanismo de iniciação (nucleação) de trinca de fadiga. A incapacidade de repassivação rápida causa uma ruptura eletroquímica das camadas superficiais. Este efeito expõe, imediatamente, regiões não protegidas aos efeitos da corrosão, tendo um impacto direto na resistência à fadiga.

O efeito combinado dos processos mecânicos e químicos é de extrema importância no mecanismo de iniciação (nucleação) de trinca de fadiga. A incapacidade de repassivação rápida causa uma ruptura eletroquímica das camadas superficiais. É mostrado, esquematicamente na Figura 9, como a formação de planos de escorregamento pode romper o filme de óxido protetor durante o processo de fadiga. Este efeito expõe, imediatamente, regiões não protegidas aos efeitos da corrosão, tendo um impacto direto na resistência à fadiga.

A formação dos planos de escorregamento pode ser observada em vários tipos de metais, sendo particularmente visíveis nos cúbicos de face centrada, pois um maior número de planos de deslizamento podem ser acionados. Os cristais cúbicos de face centrada são característicos do aço inoxidável austenítico. Quando estes cristais, no estado recozido, são sujeitos a deformações cíclicas sob ação de carregamentos reversos, um rápido endurecimento é observado mesmo nos ciclos iniciais. Com a continuação da deformação cíclica, a taxa de endurecimento

progressivamente diminui e um estado estável de deformação é atingido [66]. Este estado estável é conhecido como saturação, e significa que a variação da tensão cisalhante crítica resolvida com a deformação cisalhante resolvida não é alterada pela execução de novos ciclos de carga.

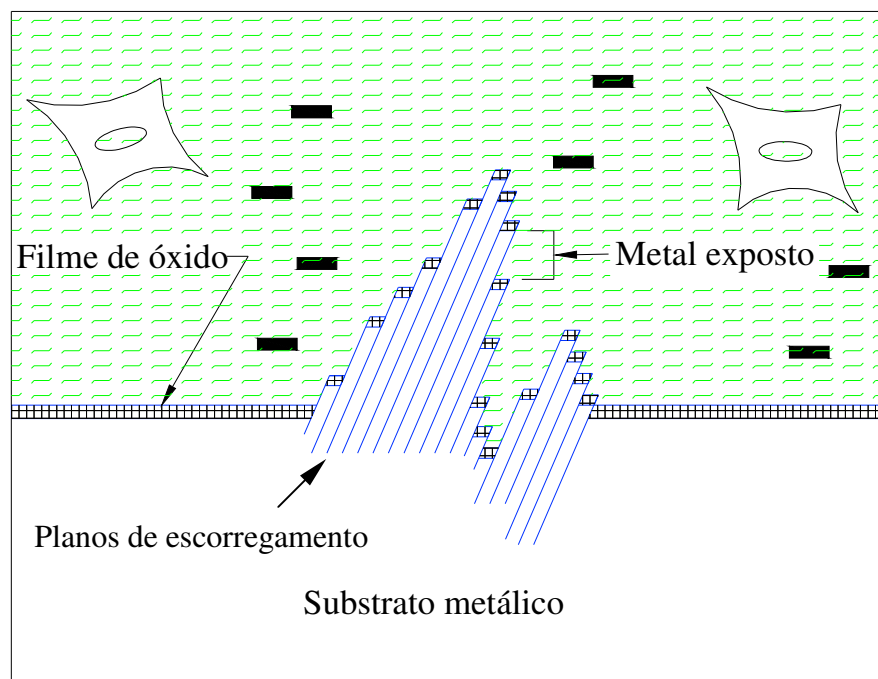


Figura 9 – Ilustração esquemática da formação de planos de escorregamento em um ambiente contendo líquido corporal simulado durante o processo de fadiga. Adaptado de [67].

É estabelecido que deformações plásticas são necessárias para propiciar a falha por fadiga em materiais dúcteis [66]. Sob condições típicas de carregamento cíclico envolvendo baixos valores de deformações impostas, a deformação plástica cisalhante resolvida é somente uma fração da amplitude total de deformação, em função do escorregamento reversível.

Experimentos de fadiga sob condições de amplitudes fixas de deformação plástica cisalhante apontam para a existência de tensões de saturação após o endurecimento por trabalho mecânico. Plotando o pico de tensão cisalhante resolvida na saturação, como função da deformação plástica cisalhante resolvida, obtém-se a curva tensão-deformação cíclica. O gráfico da Figura 10 mostra três regiões, chamadas de A, B e C, as quais exibem endurecimento por deformação distinto. Com pouca amplitude de deformação plástica, marcada como região A, endurecimento por trabalho ocorre durante o carregamento cíclico. A região A é seguida por um platô na curva tensão deformação-cíclica (região B). Este regime, onde a tensão de saturação é independente da deformação plástica, se estende até o ponto BC. Um aumento na deformação plástica cisalhante resulta no aumento da tensão de saturação.

Na região A, o endurecimento por trabalho mostrado na Figura 10 é quase totalmente devido à acumulação de discordâncias. Microscopicamente, a saturação corresponde a um estado onde ocorre um equilíbrio dinâmico entre um grupo de discordâncias em cunha e a matriz percorrida com discordâncias em hélice. Sob estas condições, em que pequenas marcas de escorregamento são observadas nas superfícies livres; uma amostra poderia suportar um infinito número de ciclos de fadiga porque a deformação plástica cíclica não provoca dano degenerativo progressivo.

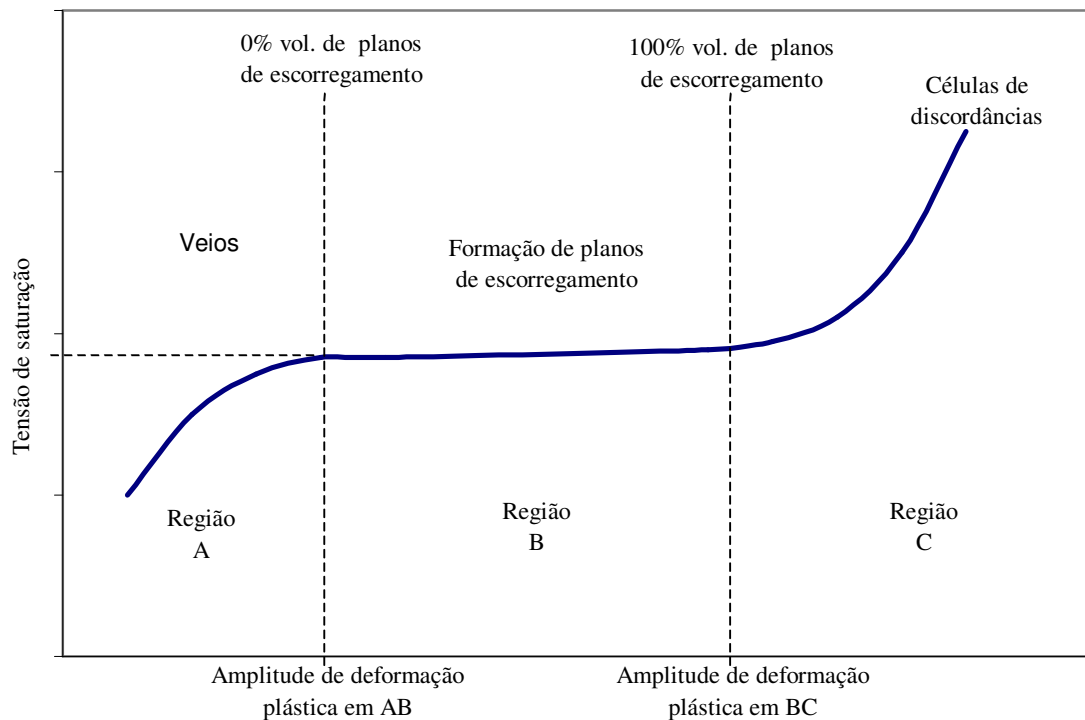


Figura 10 – Regiões de endurecimento por deformação. Adaptado de [66].

Uma das mais visíveis características na deformação cíclica é a localização de escorregamento ao longo de planos. Este processo é nucleado a amplitudes de deformação correspondendo ao início da região B do gráfico da Figura 10, e é intensificado a níveis maiores de deformação plástica. Segundo Suresh [66], a falha por fadiga inicia como trincas muito pequenas ao longo destas bandas onde o escorregamento é particularmente intenso. Estas linhas de escorregamento são chamadas de planos de escorregamento. Este planos reaparecem nos mesmos locais, mesmo após a remoção por eletropolimento de uma fina camada contendo estes planos.

A fim de compreender o mecanismo de falha por fadiga de biomateriais será essencial ter algum entendimento da subestrutura superficial dos biomateriais. A Figura 11 mostra a representação esquemática da seção transversal da superfície de um biomaterial metálico deformado, imerso em um meio fisiológico. Pela figura, podem-se observar as três camadas distintas, identificadas como (1) a camada de adsorção molecular, (2) o filme passivo de óxido e (3)

a camada deformada. Como estas camadas interagem com o meio fisiológico durante o processo de fadiga-desgaste, estas são de fundamental importância no comportamento do biomaterial e no desempenho em fadiga a longo termo do implante cirúrgico.

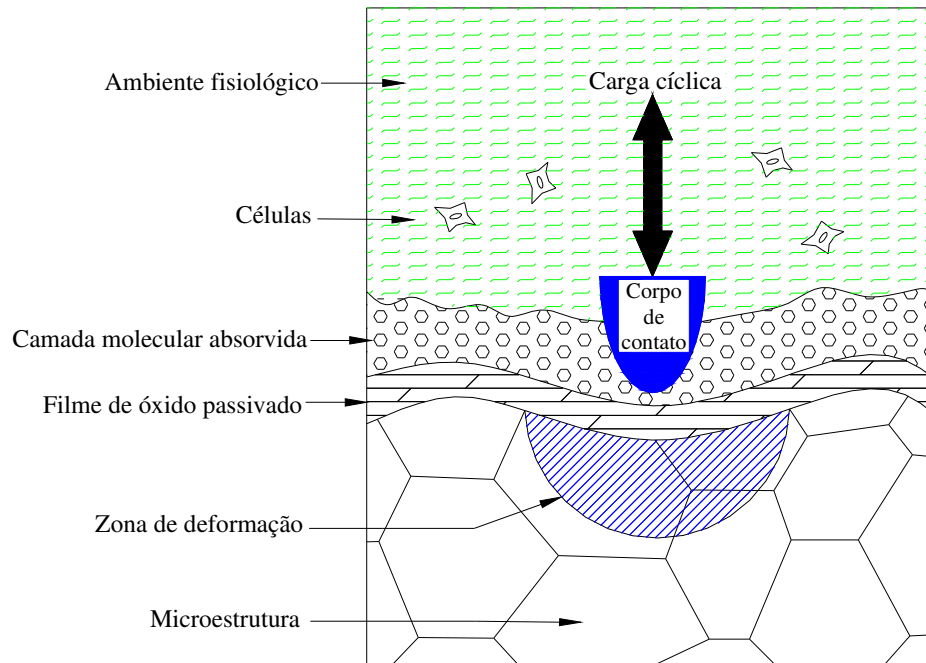


Figura 11 – Ilustração esquemática da seção transversal da superfície de um biomaterial metálico deformado, mostrando as complexas interações entre a superfície do material e o meio fisiológico. Adaptado de [67].

A Figura 12 mostra, esquematicamente, os vários tipos de danos superficiais e sub-superficiais que são exibidos pelos diferentes materiais sob carregamento de um indentador esférico. O comportamento tipo I é típico de materiais metálicos que apresentam alta tenacidade à fratura e alta ductilidade. A zona plástica com o acúmulo de material ao redor do indentador é óbvia. O comportamento tipo II é típico de um material frágil com alta resistência ao escoamento, mas baixa tenacidade à fratura (como é o caso de algumas biocerâmicas). A zona danificada abaixo do indentador é, basicamente, elástica e trincas tipo cone se formam perto do perímetro do indentador. O comportamento tipo III é quase-frágil e é típico de materiais com moderada tenacidade e resistência ao escoamento. Micro-trincamento é frequentemente observado na zona danificada. Muitos materiais de restauração dentária exibem este tipo de comportamento sob repetido carregamento de impacto [67].

Finalmente, é interessante salientar que a maioria das atividades tecido hospedeiro/implante ocorre nas camadas superficiais e sub-superficiais [68], as quais podem levar à formação de um “sandwich” aquoso de componentes biológicos, de forma que uma boa ligação entre o tecido adjacente e o biomaterial se estabeleça. É desta forma que o tecido hospedeiro interage com o

implante e se não existe biocompatibilidade, uma avalanche de reações bioquímicas ocorre. Contudo, a camada molecular adsorvida é dependente da camada inferior passiva de óxido, a qual protege o material base da corrosão. Se a camada deformada tem um campo de tensões altamente compressivo (por exemplo, no caso de aços inoxidáveis forjados), a possibilidade de nucleação de trincas é reduzida e a resistência à fadiga então do material é aumentada. Assim, é imediata a percepção de que o processo de remoção destas camadas (por desgaste) pode interferir severamente no comportamento em fadiga dos biomateriais.

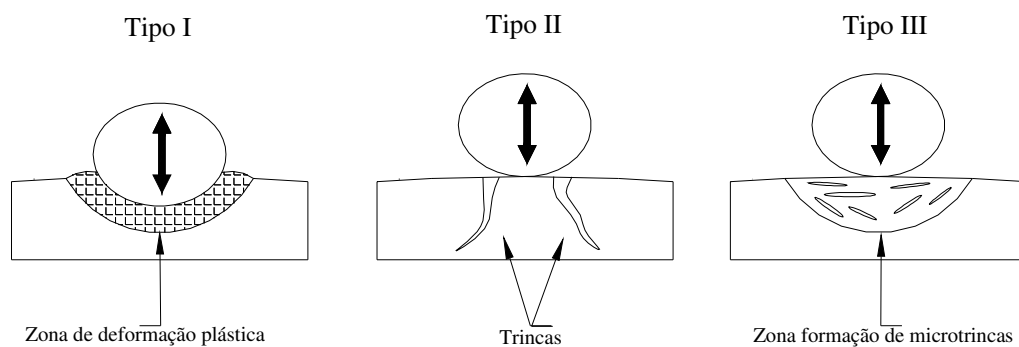


Figura 12 – Ilustração esquemática dos vários tipos de prejuízos superficiais e sub-superficiais que surgem devido ao carregamento de um indentedor esférico. Adaptado de [63].

Existem, basicamente, três métodos de avaliação da resistência à fadiga de biomateriais, sendo eles, a construção de curvas S/N (tensão *versus* número de ciclos para a falha), aplicação da mecânica da fratura e a simulação com carregamento multiaxial (simuladores). Os dois primeiros métodos citados são usados, inicialmente, para testar o processo de produção e são úteis para a avaliação de novas configurações geométricas, bem como para a seleção de materiais que serão submetidos a condições de carregamento de alto ciclo, tais como em implantes ortopédicos [68]. A simulação com carregamento multiaxial é considerada como sendo uma avaliação *in vitro* para determinar o desempenho em fadiga para condições próximas àquelas encontradas dentro do corpo humano (*in vivo*) [67]. Os dois primeiros métodos são menos custosos, enquanto que o terceiro é mais dispendioso, visto que simuladores apropriados devem ser utilizados.

Pelo ensaio de uma série de corpos de prova com cargas repetidas de valor máximo decrescente, verifica-se que o número de ciclos necessários para a ruptura aumenta rapidamente. A curva limite inferior do campo de dispersão dos resultados obtidos é a curva de Wöhler ou S-N. Em aços ao carbono, observa-se a existência de um patamar abaixo do qual a peça não rompe mais, independente do número de ciclos. Este valor de tensão é denominado limite de fadiga. Nem todos os materiais apresentam um limite de fadiga específico, de forma que se convencionou, por exemplo como limite de fadiga o valor de tensão máxima no qual não se observa ruptura em 10^7 ciclos. Para

tensões acima do limite de fadiga, pode-se determinar a resistência à fadiga do material, a qual é definida em função de um número pré-estabelecido de ciclos para a falha.

É interessante notar a importância da “rota” de produção utilizada na fabricação do implante metálico. O tratamento de forjamento, por exemplo, o qual pode introduzir tensões residuais compressivas, bem como produz estruturas refinadas, pode ter um efeito direto sobre o desempenho em fadiga do implante cirúrgico. O aço inoxidável austenítico AISI 316L forjado, bem como as ligas cobalto-cromo forjadas apresentam comportamento em fadiga superior aos componentes fundidos (a estrutura bruta de fusão é mais vulnerável aos efeitos do processo de fadiga). O uso de “Hot Isostatic Pressing” (HIP), o qual produz microestruturas finas tem um efeito pronunciado sobre a resistência à fadiga. A Figura 13 mostra a resistência à fadiga (ao ar) de algumas ligas metálicas usadas como materiais para implantes cirúrgicos, obtidas a partir de diferentes processos de produção, usando o método das curvas S/N.

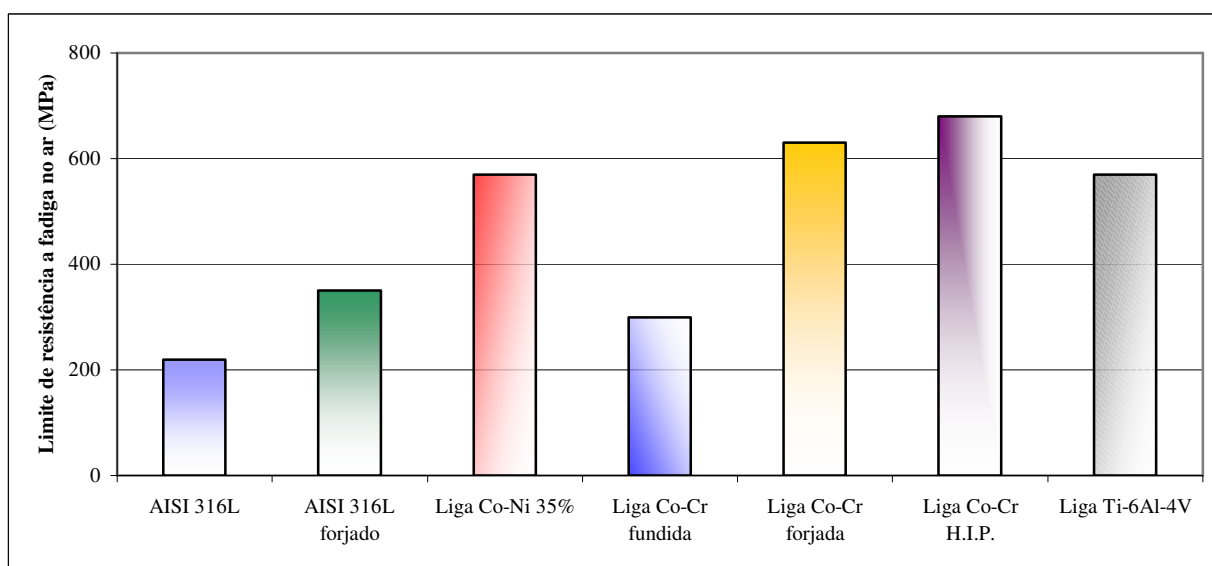


Figura 13 - Resistência à fadiga ao ar de algumas ligas usadas como implantes cirúrgicos. Adaptado de [67].

A resistência dos ossos da perna e braço está na faixa de 100-200MPa, do crânio é 97MPa e da coluna vertebral está na faixa de 1-10MPa. Pela Figura 13, percebe-se que a maioria das ligas usadas na fabricação de próteses e implantes (especialmente as ligas HIPed cobalto-cromo e titânio) tem resistência à fadiga superior a 500MPa (ao ar), sendo assim adequadas para a fabricação destes dispositivos ortopédicos [67].

2.3.1 Rugosidade Superficial e Iniciação da Trinca de Fadiga

A origem da fadiga em metais é normalmente associado aos mecanismos propostos por Wood [69]. A premissa básica do postulado de Wood é que a deformação cíclica repetida do material leva

a diferentes quantidades de planos de escorregamento em diferentes ângulos. A irreversibilidade dos deslocamentos cisalhantes entre os planos de escorregamento acaba resultando na rugosidade da superfície do material, como mostrado na Figura 14.

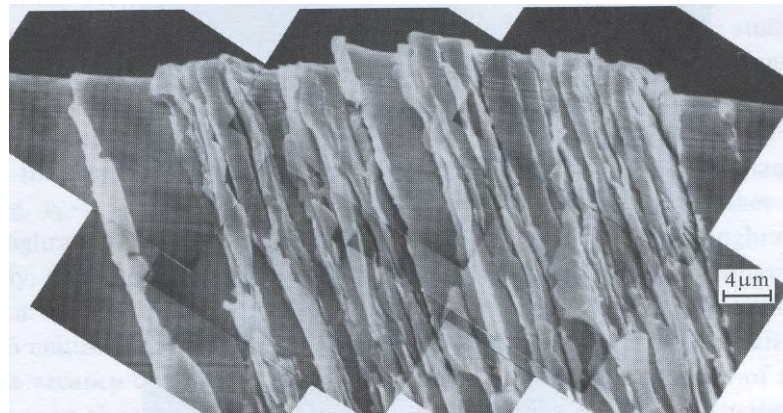


Figura 14 – Planos de escorregamento na superfície metálica [66].

A interface entre os planos de escorregamento e a matriz metálica é uma região de descontinuidade, na qual há grandes gradientes de densidade e distribuição de discordâncias. Assim, pode-se esperar que esta interface sirva como sítios preferenciais para nucleação de trincas.

A Figura 15 mostra uma trinca de fadiga nucleada ao longo da direção do plano de escorregamento de cobre, submetido à fadiga sob amplitude constante. Observações interferométricas revelaram nesta amostra que deformações dentro dos planos de escorregamento são altamente heterogêneas e localizadas na interface da matriz com os planos [66]. Estes resultados indicam que a nucleação da trinca de fadiga é fortemente induzida pela rugosidade da superfície. A quantidade das trincas de fadiga aumenta linearmente com o número de ciclos e deformações aplicadas.

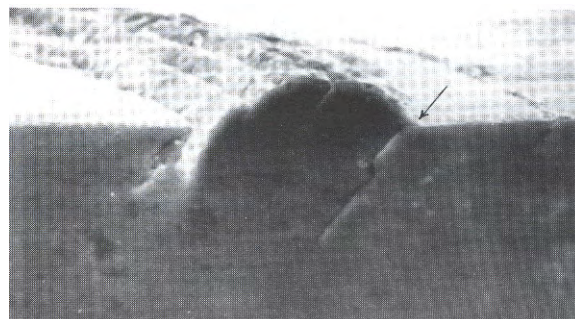


Figura 15 – Nucleação de trinca no plano de escorregamento, identificada pela seta [66].

Em materiais monocristalinos dúcteis, os planos de escorregamento podem se estender por toda a seção transversal, enquanto que em materiais policristalinos os planos de escorregamento se formam mesmo nos interiores dos grãos. É, portanto, interessante observar se o efeito rugosidade da

superfície criada pela presença de intrusões é a única responsável pela nucleação da trinca ou se há outros fenômenos internos que também são significativos. Em materiais policristalinos, os planos de escorregamento formados no interior dos grãos produzem escorregamentos que são confinados a este grão individual. Uma grande transferência de material criando uma topografia rugosa é então possível nos grãos superficiais, mas não no interior porque há restrição da matriz vizinha.

2.3.2 Abordagens no Estudo de Fadiga

As abordagens clássicas no estudo do fenômeno de fadiga envolvem a caracterização da vida total em fadiga em termos de amplitude de tensões cíclicas (curva S-N) e amplitude de deformação (plástica ou total). Nestas abordagens, o número de ciclos de tensão ou de deformação necessários para induzir a falha por fadiga em amostras isentas de defeitos prévios é estimada em laboratório sob condições controladas. A vida em fadiga resultante incorpora o número de ciclos de fadiga para iniciar uma trinca e propagar a mesma até que a falha catastrófica ocorra. Várias técnicas estão disponíveis para quantificar os efeitos das tensões médias, concentradores de tensão, ambiente, tensões multiaxiais e flutuações na amplitude de tensões para prever a vida total de um componente. Uma vez que o tempo para nucleação de uma trinca compreende a maior parte da vida de uma peça, os métodos clássicos de amplitude de tensão e amplitude de deformação representam, em muitos casos, o planejamento contra a iniciação das trincas de fadiga. Sob a ação de altos ciclos, uma situação de fadiga sob baixas tensões, o material se deforma elasticamente. O número de ciclos ou tempo para a falha total é contabilizado em termos de amplitude de tensões. Entretanto, as tensões associadas a fadiga de baixo ciclo são geralmente altas o bastante para provocar apreciável deformação plástica antes da falha completa. Sob estas circunstâncias, a vida em fadiga é caracterizada em termos de amplitude de deformação.

Uma outra abordagem pode ser feita sob a filosofia do defeito tolerável em uma dada estrutura. A premissa básica nesta abordagem é que todos os componentes de engenharia apresentam falhas e defeitos. O tamanho de um defeito pré-existente é geralmente determinado pelas técnicas de ensaios não-destrutivos. A vida em fadiga é definida como o número de ciclos ou tempo para propagar uma trinca a partir de um tamanho inicial até um tamanho crítico. A escolha do tamanho crítico da trinca pode ser feita em termos de tenacidade à fratura do material, a carga limite para o componente estrutural e a mudança permissível nas características do componente, como a estanqueidade de um vaso de pressão, por exemplo. A estimativa da vida em fadiga de um componente com esta abordagem envolve a aplicação das leis de mecânica da fratura.

Em implantes ortopédicos metálicos, as abordagens clássicas são mais adequadas, pois a presença de um defeito, mesmo que com dimensões toleráveis que não influem na funcionalidade

do componente, pode resultar em reações bioquímicas adversas. Além disso, as normas atuais de implantes estabelecem o critério de vida em fadiga como sendo o número de ciclos necessário para a nucleação de uma trinca visível.

2.3.3 Fatores de Influência

Apesar da abordagem de deformações cíclicas parecer mais adequado no estudo de fadiga, visto que o fenômeno de formação dos planos de escorregamento é, em essência, um fenômeno de deformação, a abordagem das tensões cíclicas é mais fácil de controlar. Assim, sob esta ótica, vários fatores influenciam na vida em fadiga de componentes. Segundo Suresh [66], podem-se considerar os seguintes fatores:

- A tensão média aplicada;
- O dano cumulativo;
- Os efeitos dos tratamentos de superfície;
- Concentração de tensões;
- O ambiente.

Em muitas aplicações a tensão média aplicada em um ciclo de fadiga não é zero. O valor zero corresponderia a meio ciclo de tração e ao seu complemento de compressão. Em implantes ortopédicos, o carregamento imposto em marcha não possui reversão total, sendo a tensão média superior a zero. A tensão média é caracterizada em termos de razão de carregamento, $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, onde σ_{\min} é a tensão mínima aplicada em um ciclo e σ_{\max} é a tensão máxima no ciclo. Com esta definição tem-se: em $R = -1$ o carregamento é completamente reverso, em $R = 0$ o carregamento é repetido e em $R = 1$ o carregamento é estático. Plotando-se uma curva de amplitude de tensão como função do número de ciclos para a falha, a curva S-N resultante é fortemente influenciada pelo nível de tensão média aplicada. Com um maior nível de tensão média aplicada, ocorre a queda na amplitude de tensão para o mesmo número de ciclos [66].

Os princípios da caracterização da fadiga sob a abordagem de tensões na vida total do componente somente é relevante se a amplitude do carregamento em fadiga é constante. Na realidade, entretanto, os componentes de engenharia são invariavelmente submetidos a uma variação na amplitude das tensões cíclicas, nas tensões médias e frequências de carregamento.

Um critério simples para a previsão do dano por fadiga causado por um conjunto de tensões com amplitude constante, em uma seqüência de carregamento consistindo de vários blocos de diferentes amplitudes de tensão, é fornecido pela regra cumulativa de danos de Palmgren-Miner [70]. Implícitas nesta regra linear de dano estão as hipóteses:

- O número de ciclos de tensão imposto a um componente, expresso como um percentual do número total de ciclos de tensões da mesma amplitude necessária para provocar a falha, dando a fração do dano;
- A ordem nas quais os conjuntos (blocos) de diferentes amplitudes são impostas não afeta a vida em fadiga;
- A falha ocorre quando a soma linear de danos de cada nível de carregamento atinge um determinado valor crítico.

Entretanto, em alguns casos, a regra de Palmgren-Miner pode não fornecer resultados precisos [69]. Por exemplo, a regra prevê um grande dano de fadiga decorrente de uma grande amplitude de tensões. Entretanto, é reconhecido que cargas acima do limite de escoamento em entalhes tendem a reduzir o dano em fadiga devido a presença de tensões residuais compressivas.

A superfície livre de um componente é uma região comum para a nucleação da trinca em fadiga. Então, a maneira na qual a superfície é preparada durante a fabricação do componente é um fator decisivo na iniciação de trincas por fadiga.

Há uma variedade de tratamentos de superfície, tais como cementação, nitretação, têmpera por indução e *shot-peening*, que são aplicados para fornecer alta resistência, resistência ao desgaste ou resistência à corrosão localmente em regiões próximas a superfície do material. Além disso, as operações de retificação/esmerilhamento, polimento e fresamento provocam diferentes graus de rugosidade. Os vales na superfície rugosa servem como concentradores de tensão, os quais produzem diferentes níveis de resistência à nucleação de trincas de fadiga. Assim como a rugosidade das superfícies, as tensões residuais que são induzidas por processos de tratamento de superfície tem um importante efeito na vida em fadiga. As tensões residuais são geradas em um componente como consequência de tratamentos térmicos, mecânicos ou químicos, podendo ser:

- Trabalho mecânico, que provoca a deformação plástica não-uniforme, tendo-se possibilidade de ser usado para fornecer uma favorável distribuição de tensões residuais. O *shot-peening* das superfícies, fabricação de roscas por rolamento e a autofretagem de tubos são alguns exemplos. Padrões de tensões residuais deletérios também

podem ocorrer, como, por exemplo, o desenvolvimento de tensões residuais trativas na trefilação;

- Variações locais de volume associadas à precipitação, reações químicas ou transformações de fases induzem a formação de tensões residuais em um componente. Por exemplo, o endurecimento superficial por nitretação produz tensões residuais compressivas na zona de difusão;
- Cada técnica de fabricação, como retificação, fresamento, laminação e soldagem produz o seu próprio padrão de tensões residuais característico.
- Mesmo na falta de mudança de fases, a expansão ou contração térmica não uniforme produz tensões residuais. Um exemplo do desenvolvimento de tensões residuais de origem térmica podem ser observados em situações de rápido resfriamento e em fadiga térmica.

O aparecimento de tensões residuais devido às situações citadas anteriormente, quando sobrepostas às tensões de fadiga, alteram o nível médio do ciclo de fadiga e a vida em fadiga. Em geral, as tensões residuais afetam o comportamento em fadiga dos materiais da mesma forma que a aplicação de tensões mecânicas se sobrepõe na amplitude cíclica de tensões. Então, as tensões residuais são favoráveis se compressivas e prejudiciais se trativas, sendo este efeito mais pronunciado em materiais de alta resistência. O efeito benefício das tensões residuais introduzidas por tratamentos de superfície torna-se menos significativo em grandes tensões aplicadas (fadiga de baixo ciclo), porque a grande amplitude das tensões cíclicas pode relaxar as tensões residuais, especialmente em materiais com baixa dureza.

A iniciação de trincas de fadiga em concentradores de tensão é um tópico de interesse especial em uma ampla variedade de aplicações de engenharia. Como concentrador de tensão se entende todo elemento geométrico de um componente, como por exemplo, um raio de concordância, um furo, que provoca uma alteração no padrão de tensões aplicadas, provocando, em geral, um aumento localizado das tensões, em relação às tensões nominais aplicadas. O concentrador de tensões é normalmente associado a um fator K_t , sendo este definido pela razão da tensão local máxima pela tensão nominal. Sob condições de fadiga, o fator de concentração de tensões é substituído pelo fator de concentração de tensões em fadiga, K_f , sendo definido pela Equação 2:

$$K_f = \frac{\text{Limite de fadiga de um corpo de prova sem entalhe}}{\text{Limite de fadiga de um corpo de prova com entalhe}} \quad \text{Equação 2}$$

Em geral, a experiência em fadiga sugere que os entalhes sofrem menor efeito de concentração de tensões do que prevê a teoria elástica, de forma que $K_f < K_t$. O grau de concordância entre as estimativas teóricas das concentrações de tensão e os reais efeitos são normalmente medidos pelo chamado índice de sensibilidade ao entalhe (q), o qual é definido pela Equação 3:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad \text{Equação 3}$$

O parâmetro “ q ” varia de zero, para a ausência de efeito de entalhe, até a unidade, para o completo efeito previsto pela teoria de elasticidade. O fator K_t é função somente da geometria do componente e do modo de carregamento, sendo disponível na literatura [71]. Entretanto, o fator K_f é determinado a partir de medições experimentais ou empíricas.

A abordagem da vida em tensão é empregada em fadiga de alto ciclo a frente de concentradores de tensão pela apropriada modificação do limite de fadiga de corpos de prova sem entalhes. Isto envolve dividir a amplitude de tensão de toda a vida em fadiga pelo fator K_f (o que normalmente leva a resultados conservativos). Entretanto, isto normalmente não é adequado em situações onde ocorre deformação plástica no elemento concentrador de tensões.

Se um componente sujeito a um carregamento cíclico é exposto a um meio quimicamente agressivo em serviço, o ataque preferencial do ambiente em pontos específicos na superfície do material pode fornecer sítios de nucleação para trincas de fadiga. Estes sítios são geralmente “pits” de corrosão localizados na superfície onde:

- Bandas de escorregamento ou intrusões são criadas na superfície;
- Contornos de grão interceptam a superfície;
- A camada de óxido protetor na superfície é parcialmente rompida, expondo o substrato metálico ao ataque químico;
- Inclusões, tais como as de MnS, afloram na superfície;
- Uma das fases da matriz metálica de uma liga multifásica é corroída preferencialmente.

Os pites de corrosão são normalmente menores que um milímetro em profundidade, servindo como micro-entalhes, elevando o nível de concentração de tensão pontual. Além disso, o nível de pH no interior do pite pode ser mais ácido do que na superfície, causando uma possível alta na taxa de crescimento de trincas. Os resultados experimentais obtidos em aços austeníticos tem

estabelecido que a formação de pites de corrosão em superfícies lisas de corpos de prova provocam uma significativa redução da resistência à fadiga.

Entre as várias formas de fadiga, o fenômeno de corrosão associado aos carregamentos cíclicos é de importância particular no desempenho de implantes ortopédicos. O termo corrosão-fadiga, normalmente é associado a ambientes aquosos, apesar de poder estar relacionado com qualquer meio que provoque a modificação do comportamento em fadiga.

Em situações envolvendo a formação de um filme de óxido passivado na nova superfície criada, a reação na trinca a qual influencia a dissolução é controlada por três fatores:

1. A taxa de ruptura do óxido;
2. A taxa de renovação da solução (ambiente);
3. A taxa de passivação.

Sob condições de carregamento cíclico, o bombeamento de líquidos em um dado ambiente, facilita o processo de corrosão na ponta da trinca. Assim, também a frequência e a forma da onda de carregamento também influenciam o crescimento da trinca

Os modelos de iniciação de trincas de fadiga em meios aquosos normalmente são baseados nos seguintes mecanismos:

1. A concentração de tensões nos pites de corrosão serve como sítio de nucleação de trincas;
2. A irreversibilidade da etapa de escorregamento é aumentada devido a oxidação dos planos de escorregamento;
3. Ocorrência de ataque eletroquímico preferencial em regiões onde a deformação plástica está localizada, com as regiões menos deformadas servindo de cátodo;
4. Redução da energia de superfície da liga como consequência da adsorção das espécies do ambiente, e aumento das taxas de crescimento de trinca.

As taxas de ataque ambiental e sua influência na vida em fadiga são decorrentes da ação eletroquímica do meio assim como das condições de carregamento mecânico. Assim, conclusões universais não podem ser derivadas dos mecanismos de corrosão fadiga.

2.3.3.1 Fadiga em compressão

A análise das trincas de fadiga são geralmente baseadas na premissa de que todas as tensões cíclicas compressivas ou carregamentos compressivos se sobrepõem periodicamente ou aleatoriamente às tensões trativas, não modificando significativamente a iniciação e crescimento de trincas de fadiga. Esta noção considera a hipótese de que as trincas permanecem fechadas durante o ciclo de carregamento compressivo. Há, entretanto, grande informação disponível na literatura na qual é estabelecido que um campo de tensões compressivas tem um efeito significativo na nucleação e propagação das trincas de fadiga em materiais dúcteis e frágeis. Negligenciar a influência dos ciclos de tensão compressivos em fadiga pode levar a uma estimativa não conservativa da vida do componente.

A nucleação e o crescimento de trincas de fadiga sob a influência de tensões cíclicas compressivas impostas é um problema de importância prática em muitos campos de engenharia podendo-se citar os trens de pouso de aeronaves e a região da raiz da asa (que pode ser modelada como uma viga em balanço, com flexão aplicada, gerando tensões compressivas e trativas), regiões sub-superficiais de superfícies sujeitas ao “shot-peening”, e mesmo falhas de hastes femorais em implantes de quadril são citados na literatura [66], onde pequenas trincas de fadiga, iniciando-se no contorno de defeitos e impurezas são observadas.

É reconhecido que a aplicação de tensões uniaxiais compressivas em amostras entalhadas de materiais metálicos provocam a nucleação e o crescimento de trincas ao longo do plano do entalhe, na direção normal ao campo de tensões compressivas. As trincas se propagam progressivamente em uma baixa taxa até que ocorre a interrupção no crescimento, como mostra o gráfico da Figura 16. A Figura 17 mostra um exemplo de trinca iniciada a frente de um concentrador de tensões sob a ação de tensões compressivas. Apesar do fenômeno de crescimento de trincas não catastrófico nos concentradores de tensão ser aparentemente similar ao comportamento de trincas “não-propagantes” sob tensões trativas, os mecanismos dos dois processos são diferentes.

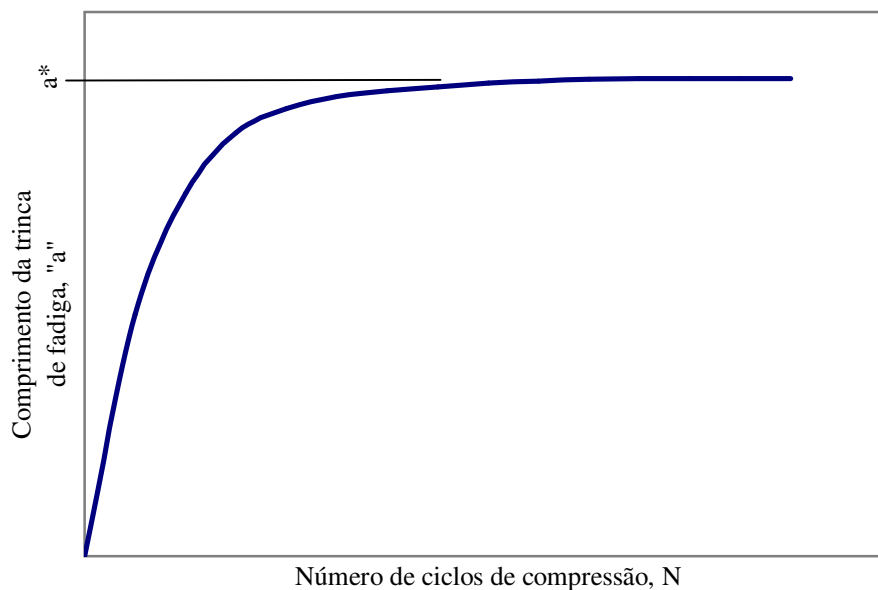


Figura 16 – Taxa de crescimento de trincas para ciclos em compressão. Adaptado de [66].

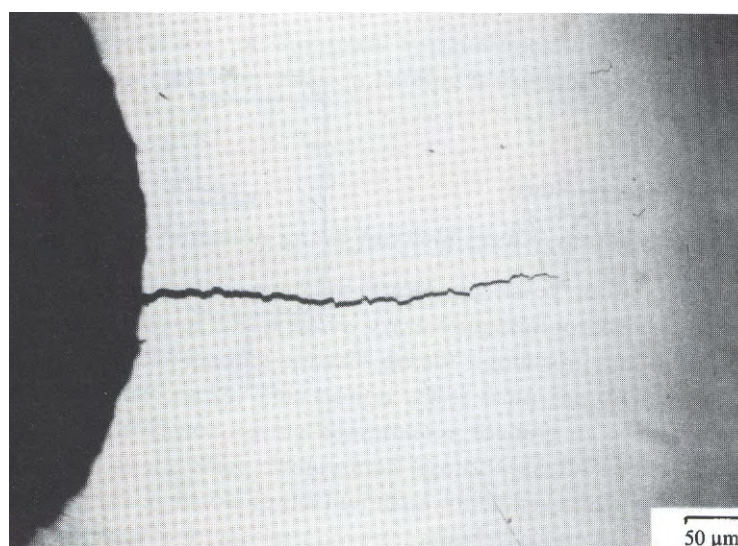


Figura 17 – Trinca iniciada a frente de um concentrador de tensões [66].

As observações de iniciação de trincas em materiais metálicos entalhados sob tensões compressivas foi reportado primeiramente em 1960. O mecanismo pelo qual a trinca em fadiga inicia e avança em direções normais a compressão imposta é relacionado com a formação de uma zona plástica a frente do entalhe após o descarregamento das tensões compressivas. Em fadiga com carregamentos repetidos de tração, há o desenvolvimento de um fluxo reverso a frente da trinca trativa dentro da qual tensões residuais comparáveis em magnitude de compressão existem. Se for considerado o caso de um entalhe com um ângulo de ponta bastante agudo, sujeito a um carregamento compressivo repetido, pode ser observado que o fluxo reverso induzido dentro da zona plástica à frente do entalhe, gerado após o descarregamento das tensões compressivas, gera uma zona de tesões residuais trativas a frente do entalhe, conforme mostra a Figura 18 [66].

Tensões residuais são induzidas a frente do entalhe durante o descarregamento do campo de tensões compressivas porque não há fechamento do mesmo (o mesmo não ocorre em trincas longas, já que o fechamento pode não gerar tensões residuais). Uma vez a trinca emanando de um entalhe, as faces da trinca tendem a permanecer parcialmente ou totalmente em contato durante alguma parte do carregamento cíclico. Medidas experimentais do fechamento de trincas [66] revelam que como o comprimento da trinca em fadiga diminui, a fração do ciclo de carregamento na qual a trinca permanece aberta diminui. Este aumento no fechamento provoca a parada do crescimento de trinca a uma distância “ a^* ”, mostrado no gráfico da Figura 16. A distância total de crescimento de trinca a frente do entalhe é uma função complexa de variáveis como o tamanho da zona de tensões residuais criada durante o primeiro ciclo, o estado de tensões, a amplitude de carregamento, a geometria do concentrador de tensões, e a rugosidade microscópica das faces da trinca e do material. A distância “ a^* ” é dependente da taxa de exaustão das tensões residuais trativas e da taxa de aumento do fechamento da trinca com o seu comprimento.

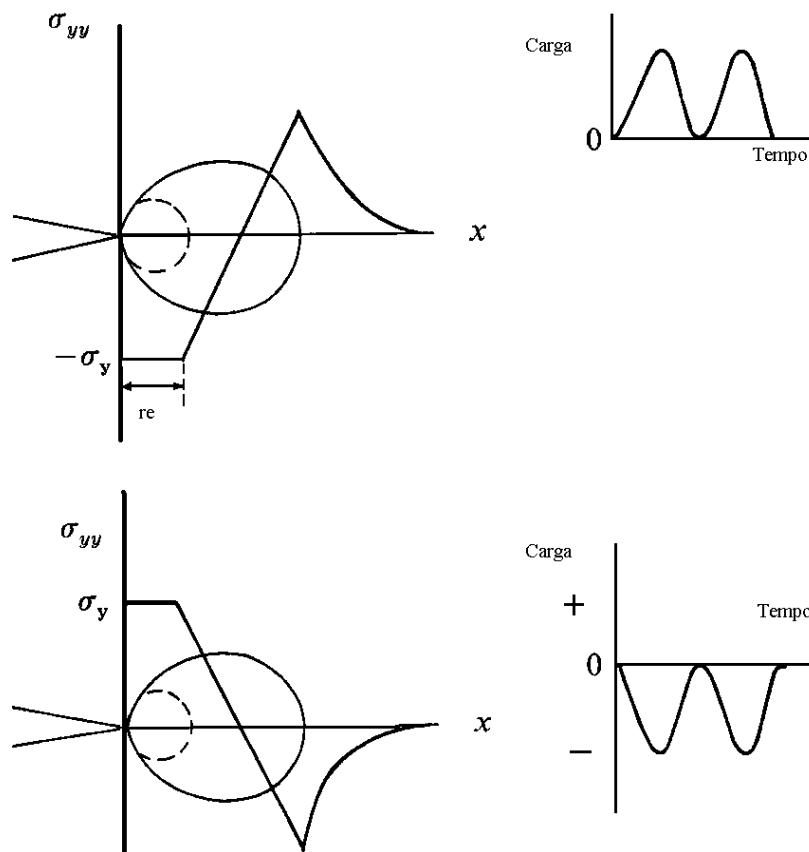


Figura 18 – Tensões na ponta da trinca, sob carregamento trativo (acima) e carregamento compressivo (abaixo). Adaptado de [66].

Como o avanço de trincas sob a ação de carregamentos compressivos é governado pelos processos de tensões trativas locais, a influência da microestrutura no comportamento de crescimento de trincas é similar ao observado nos carregamentos trativos.

2.4- Técnicas de elementos finitos

A redução das tensões atuantes em um componente tende a aumentar a vida em fadiga do mesmo. Na análise de tensões, podem-se empregar duas abordagens:

1. Aplicação dos métodos analíticos clássicos. Este método permite o cálculo da resposta exata dos deslocamentos, deformações e tensões na estrutura em todos os seus pontos. Entretanto, as soluções somente são conhecidas em alguns casos;
2. Aplicação do procedimento aproximado, aplicado em caráter geral, independente da forma da estrutura e da condição de carregamento, dentro da precisão aceitável de um problema de engenharia. Este procedimento aplica o método dos elementos finitos, entre outros.

O método de elementos finitos é adequado para a aplicação em estruturas complexas [72], considerando a região de solução do problema é dividida em pequenos elementos interligados entre si. A região em estudo é modelada ou aproximada por um conjunto de elementos discretos pré-definidos. Uma vez que estes elementos podem ser colocados juntos em um número incontável de diferentes configurações, pode-se modelar formas geométricas bastante complexas. Além disso, possibilita a flexibilidade na aplicação de cargas e condições de contorno nos mais diferentes cenários, tornando o método amplamente utilizado.

O processo de análise por elementos finitos é esquematizado na Figura 19[73].

De acordo com Huebner [74], o método de elementos finitos pode ser resumido essencialmente em 3 etapas: pré-processamento, solução e pós-processamento.

O pré-processamento consiste na fase onde se prepara o problema abordado. Modela-se o fenômeno, introduzem-se condições iniciais e de contorno, carregamentos, escolhem-se os elementos e propriedades dos materiais e são feitas simplificações que venham a facilitar a análise sem influir negativamente nos resultados. Esta etapa divide-se em:

1. Discretização do modelo: o modelo é subdividido em um número conveniente de elementos finitos, os quais podem ser triângulos ou quadriláteros para problemas em duas dimensões e tetraedros e hexaedros para três dimensões. Os elementos possuem nós, os quais podem ser internos ou externos, isto é, pertencem ao interior do elemento ou estão localizados nas arestas do mesmo. Assume-se que estes elementos são

interligados entre si por nós localizados no contorno dos mesmos (os deslocamentos destes nós são geralmente as incógnitas básicas do problema).

2. Seleção das funções de interpolação: de acordo com o tipo de elemento escolhido na primeira etapa, existem funções de interpolação ou deslocamento classicamente aceitas. As funções assumidas representam aproximadamente a distribuição real ou exata dos deslocamentos. Geralmente, a forma adotada para a função de interpolação é polinomial, pela simplicidade de manipulação matemática. Existem 3 fatores inter-relacionados que influenciam a seleção da função de interpolação: escolha do tipo e grau da função, o tipo das variáveis do campo que descrevem o modelo (normalmente, os deslocamentos dos nós e suas derivadas) e finalmente, o modelo deve satisfazer certos requisitos que garantam que o resultado numérico se aproxime da solução correta.

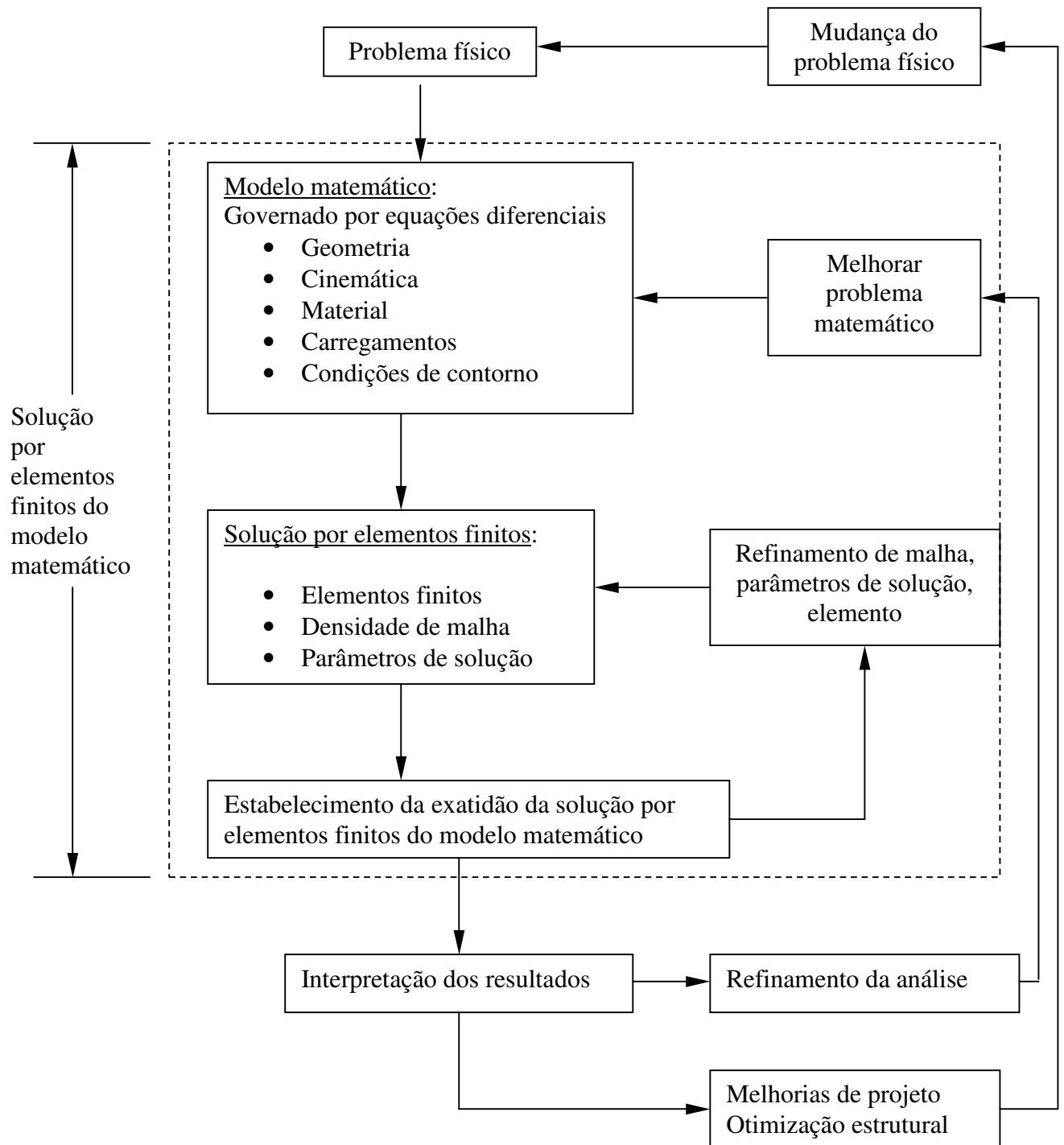


Figura 19 – Processo de análise de elementos finitos de um componente. Adaptado de [73].

A etapa de solução (solver) depende da configuração do modelo da etapa anterior. A solução baseia-se em um algoritmo numérico que objetiva solucionar eficientemente uma equação diferencial com todas as restrições impostas na etapa de pré-processamento. Esta etapa subdivide-se em:

- Obtenção da matriz de rigidez elementar: A matriz de rigidez é constituída pelos coeficientes das equações de equilíbrio derivadas das propriedades geométricas e do material de um elemento e pode ser obtida pelo uso do princípio de mínima

energia potencial. A rigidez relaciona os deslocamentos nodais às forças aplicadas nos nós. A relação de equilíbrio entre a matriz de rigidez $[k]$, o vetor de força nodal $\{F\}$ e o vetor de deslocamento nodal $\{u\}$ é expressa como um conjunto de equações algébricas lineares simultâneas, $\{F\} = [k]\{u\}$. A matriz de rigidez para o elemento depende da função de interpolação, da geometria do elemento e das propriedades locais do material selecionado na etapa anterior.

- Montagem das equações algébricas para todo o domínio: Inclui a montagem da matriz de rigidez global para todo o modelo a partir das matrizes de rigidez elementares e do vetor força global a partir dos vetores de força auxiliares. A base para um método de montagem é a exigência de interconexões nodais. Os deslocamentos em um nó devem ser os mesmos para todos os elementos adjacentes.
- Soluções de deslocamentos desconhecidos: As equações algébricas montadas no passo anterior são resolvidas para os deslocamentos desconhecidos. Em problemas lineares, está é uma aplicação relativamente direta das técnicas de álgebra matricial. Entretanto, para problemas não lineares, as soluções desejadas são obtidas por uma seqüência de passos, cada qual envolvendo a modificação da matriz de rigidez e/ou do vetor força.
- Cálculo das deformações e tensões elementares a partir dos deslocamentos nodais: Em certos casos (deformação de corpos elásticos), os deslocamentos nodais são as variáveis em estudo para a solução. Muitas vezes, entretanto, outras quantidades derivadas das variáveis desconhecidas, como tensões e deformações, devem ser calculadas. Em geral, deformação e tensão são proporcionais às derivadas dos deslocamentos.

O pós-processamento é a última etapa do método. Consiste na obtenção da resposta do problema, podendo o resultado ser expresso na forma gráfica ou numérica. Na forma gráfica, uma série de franjas com tons diferentes indicam as variações do parâmetro estudado, que podem ser a deslocamento no componente, as tensões e deformações específicas.

3- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1- Materiais

Com base nas normas aplicáveis, um modelo de bandeja tibial, fabricada por uma empresa nacional em aço inoxidável, tipo modular, tamanho pequeno, foi estudada. Foram abordados os aspectos metalúrgicos, de resistência mecânica, de fadiga e de fractografia, aliando-se a análise por elementos finitos, para a identificação do principal mecanismo de falha nas condições de ensaio.

3.1.1 Caracterização metalúrgica

Inicialmente, foram empregadas duas ligas metálicas para a fabricação dos implantes: a liga AISI 316L e a liga ASTM F138. A caracterização metalúrgica das bandejas tibiais foi realizada considerando a composição química, análise metalográfica da estrutura, microdureza, acabamento superficial e propriedades mecânicas. Exceto a microdureza e o acabamento superficial, os outros aspectos são citados na norma NBR ISO 5832 Parte 1. A análise metalográfica, segundo esta norma, deve verificar o teor de inclusões, o tamanho de grão, e a ausência de ferrita delta. Já quanto à análise química, são estabelecidos os elementos químicos que devem ser controlados, e com relação às propriedades mecânicas, são estabelecidos a faixa do limite de escoamento convencional, limite de resistência e alongamento percentual após a fratura para atender os requisitos da norma.

3.1.1.1 Análise química

A análise química foi feita em um espectrômetro de emissão ótica Spectrolab, avaliando-se os elementos carbono, silício, manganês, fósforo, enxofre, cromo, molibdênio, níquel, alumínio, cobalto, cobre, nióbio, titânio, vanádio, tungstênio, chumbo, estanho e boro. Foram realizadas três análises, verificando-se a média e o desvio padrão. A seguir, comparou-se com os valores estabelecidos na NBR ISO 5832-1, item 3.2, produzindo-se uma classificação de acordo com as duas composições pertinentes (D e E). Foi também avaliado o parâmetro C, com base nos valores médios encontrados. O parâmetro C é definido pela equação 1:

$$C=3,3.W_{Mo}+W_{Cr}, \quad \text{Equação 1}$$

onde W_{Mo} e W_{Cr} representam o percentual em massa de molibdênio e cromo, respectivamente. A composição química da liga utilizada não deve apresentar o valor “C” inferior a 26. Este parâmetro representa a resistência equivalente à corrosão por pites, e valores baixos indicam a suscetibilidade a esta forma de corrosão, reduzindo significativamente a biocompatibilidade.

3.1.1.2 Análise metalográfica

A verificação do teor de inclusões foi realizada com base na norma de referência ISO 4967. Assim, primeiramente, foi identificada a seção longitudinal da barra original. Executou-se um corte com disco abrasivo, como mostra a Figura 20, e após a adequada preparação com uma seqüência de lixas e polimento com alumina, a amostra foi atacada com água régia (50% de HCl e 50% de HNO₃) e observada a olho nú. Após a confirmação visual da orientação da estrutura, como mostra a Figura 21 a outra metade da amostra foi submetida à preparação para o exame microestrutural. A preparação consistiu no desbaste com uma lixa cinta grana 80, seguindo-se pelo lixamento manual progressivo até a lixa grana 1000. Após, a amostra foi polida em dois estágios, isto é, um polimento de desbaste com alumina com grão de 3 µm seguido por limpeza com álcool e polimento de acabamento, com pasta de diamante com grão de 1 µm. A amostra foi então levada ao microscópio óptico Union Versamet II, onde, com magnificação de 100x e sem ataque, foi observado todo o campo da amostra. A classificação das inclusões foi realizada pelo método comparativo, baseando-se em aspectos morfológicos das inclusões. As inclusões foram analisadas segundo os critérios de tipo, série e nível. O tipo da inclusão está relacionado com a composição química desta, podendo ser de quatro tipos principais: tipo sulfeto (A), alumina (B), silicato (C) e óxido globular (D). A série representa a espessura, podendo a inclusão ser fina ou grossa, enquanto que o nível representa a quantidade presente no campo visual.



Figura 20 – Corte executado na amostra.

Para a avaliação da microestrutura e do tamanho de grão austenítico, a amostra foi atacada pelo reativo composto [75] por 10 ml de HNO₃, 10 ml de ácido acético, 15 ml de HCl e 2 gotas de glicerol, revelando as fases da liga metálica. Após a identificação das fases presentes, o tamanho de grão foi avaliado pelo método comparativo, com 100x de magnificação, através de uma grade padrão, tomando-se cuidado para não contabilizar as maclas e ponderando-se o fato de nem todos os contornos de grão serem revelados pelo reativo, razão pela qual não foi empregada a análise de

imagens nesta etapa. Os tamanhos de grão são classificados de acordo com a numeração de 1 (maior grão) até 16 (menor grão). A medição do tamanho de grão é similar ao método da ASTM E-112, e em função disto a grade pôde ser utilizada. Pelo fato dos grãos apresentarem-se equiaxiais, a avaliação do tamanho de grão pode ser realizada na seção longitudinal.

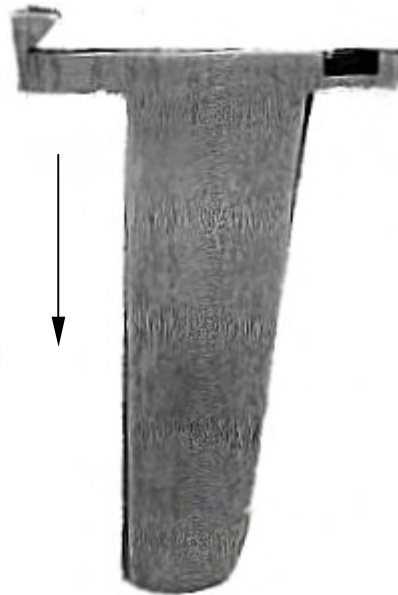


Figura 21 – Linhas de fluxo, indicando a orientação da estrutura, representada pela seta.

A identificação da ferrita delta foi realizada em seguida, quantificando-se visualmente. A ferrita delta caracteriza-se por ser uma fase clara, com aproximadamente o mesmo tom da austenita. Entretanto, o aspecto morfológico dos grãos é completamente diferente. Enquanto a austenita apresenta os grãos relativamente poligonais, a ferrita delta se apresenta como uma fase dispersa na matriz metálica, com grãos alongados e sem caráter poligonal. A presença de ferrita delta reduz a resistência à corrosão, pela ação de formação de par galvânico com a austenita. A NBR ISO 5832-1 não tolera a presença de ferrita delta na matriz metálica.

3.1.1.3 Microdureza

A medição de microdureza foi executada na seção preparada metalograficamente. Após a calibração do equipamento, foram feitas 5 indentações em pontos aleatórios, pelo método Vickers, com carga de 100 gf, utilizando um tempo de aplicação de carga de 15 segundos. A temperatura de ensaio foi de 23°C e o equipamento empregado foi o microdurômetro Carl Zeiss MHP-160.

3.1.1.4 Acabamento superficial

A avaliação do acabamento superficial foi realizada através da medição de rugosidade. A rugosidade da bandeja tibial foi avaliada por um rugosímetro Mitutoyo SurfTest, na escala Ra, em μm .

A identificação das superfícies a serem avaliadas foi realizada através de inspeção visual das bandejas. Claramente, foi possível identificar marcas de usinagem em uma região próxima parte de concordância com a haste. Esta área foi considerada relevante por ser próxima da falha produzida por fadiga. Também foi possível identificar marcas de usinagem em outras regiões próximas à interface entre a haste e a face plana inferior da bandeja. Contudo, para algumas destas regiões a rugosidade não foi avaliada, visto que eram inacessíveis a sonda do rugosímetro. As outras partes da bandeja não mostraram variações significativas de rugosidade. As regiões em que a rugosidade foi avaliada são mostradas na Figura 22.

Em seguida, as amostras foram mantidas por 24 horas em um ambiente com $20\pm 1^\circ\text{C}$ e a $50\pm 10\%$ de umidade relativa do ar. Posteriormente, executou-se uma criteriosa limpeza com álcool e algodão em toda a superfície.

A rugosidade foi medida na escala Ra, em μm , com um cut-off de 0,08 mm. O comprimento avaliado na região 2 e 3 (Figura 22) foi cerca de 20 mm e na região 1 (Figura 22) cerca de 2 mm. A redução do comprimento avaliado na região 1 é devida a geometria da haste, que impede o deslocamento da sonda. Foi anotado o valor imediatamente após a estabilização da leitura, no ponto médio entre as amplitudes, com o damper acionado.

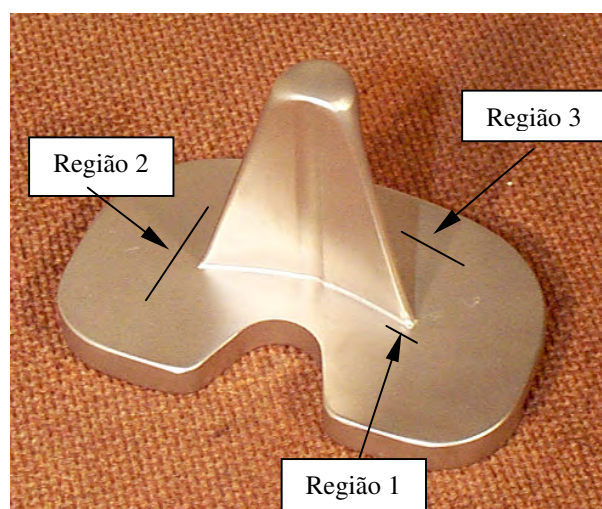


Figura 22 – Representação das regiões onde foi avaliada a rugosidade.

3.1.1.5 Ensaios de mecânicos

Foram executados dois tipos de ensaios mecânicos, isto é, o ensaio de tração convencional e compressão. O ensaio de tração foi executado segundo a metodologia apresentada na NBR ISO 6892 [76]. Foram fabricados três corpos de prova de uma barra do mesmo aço utilizado na fabricação das bandejas. A parte útil dos corpos de prova apresentou diâmetro de 8 mm e comprimento de 40 mm. O ensaio foi realizado a 23°C, em uma máquina universal de ensaios Wolpert Testa 100 kN. Primeiramente, os três corpos de prova foram identificados, medidos e marcados com azul de metileno, para a determinação do alongamento. Em seguida, foram posicionados na máquina de ensaio e tracionados de forma lenta e gradual, com a taxa de carregamento de no máximo 10 MPa/s, até a ruptura. Concomitantemente ao ensaio, foi plotado um gráfico de força versus deslocamento. Após a ruptura de cada corpo de prova, os dados foram manipulados de forma a se obterem as curvas de tensão versus deformação específica. Para se obter o valor de tensão no gráfico, dividiu-se a força em cada ponto pela área inicial do corpo de prova, tendo-se desta forma uma curva de engenharia para cada ensaio. A deformação específica é obtida pela divisão do deslocamento em cada ponto pelo comprimento inicial (40 mm). O limite de escoamento foi determinado pelo método de off-set, estipulado em 0,2 % de deformação específica não elástica. Dos três ensaios, é apresentado um gráfico de comportamento médio, assim como os resultados de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual.

O ensaio de compressão foi executado com o objetivo de determinar o início do escoamento perante este tipo de sollicitação, já que, por ser modelada como uma viga em balanço, a bandeja tibial deve ser submetida a tensões compressivas na sua parte inferior. Assim, três corpos de prova foram submetidos ao carregamento compressivo até o limite de carga do equipamento (100 kN). Os corpos de prova, de forma análoga ao ensaio de tração, foram extraídos uma barra do mesmo material utilizado na fabricação das bandejas. Primeiramente, os corpos de prova foram identificados e medidos, sendo a seguir comprimidos de forma lenta e gradual, com uma taxa máxima de 10 MPa/s. Um gráfico de força versus deslocamento foi plotado para cada ensaio e os dados foram manipulados de forma a se ter um gráfico de tensão versus deformação específica. Também é mostrado um gráfico de comportamento médio, assim como o limite de escoamento para este tipo de sollicitação.

3.2- Determinação da resistência à fadiga (normas).

A avaliação de resistência a fadiga de bandejas tibiais é citada nas normas ISO [77], ASTM [78] e no guia do FDA [79]. O guia do FDA (Food and Drug Administration) é um documento abrangente, informando os requisitos para a comercialização de produtos para a artroplastia de

joelho. Entre os requisitos, encontra-se a determinação da vida em fadiga das bandejas tibiais, citando-se como método de ensaio a ASTM F1800 [78]. Ambas normas ISO e ASTM são similares, não indicando a carga necessária para estabelecer o limite de fadiga. Assim, optou-se por utilizar a norma ISO 14879-1 [77] para a realização do ensaio de fadiga. Nesta norma, a amostra é fixada em balanço e uma carga senoidal é aplicada sobre uma área determinada da bandeja. Em geral, são realizados ensaios com várias cargas, com o objetivo de determinar o número de ciclos com que as bandejas apresentam a primeira trinca visível. A avaliação de resistência à fadiga foi realizada na seguinte seqüência:

- 1) Identificação dos requisitos da norma ISO 14879-1;
- 2) Construção dos dispositivos de fixação e carregamento;
- 3) Identificação das amostras;
- 4) Ensaio de fadiga.

A parte 1 da ISO 14879-1 – “Determination of Endurance Properties of Knee Tibial Trays” especifica o método de teste para a determinação da vida em fadiga, sob condições laboratoriais, de bandejas tibiais usadas em articulações artificiais completas de joelho. Nesta norma, o corpo de prova é posicionado em um dispositivo e fixado em um cômulo, enquanto o outro fica em balanço. Uma carga cíclica é aplicada no cômulo em balanço através de um espaçador de polietileno de ultra-alto peso molecular. A carga cíclica é aplicada até o corpo de prova apresentar a falha ou o número de ciclos desejados ser alcançado. O corpo de prova é examinado então com o objetivo de identificar as falhas devido ao carregamento.

A norma especifica 4 aparatos físicos de ensaio, listados e descritos a seguir:

- 1) Máquina de ensaio, com as seguintes características:
 - a. Capacidade de aplicar um carregamento senoidal, ou na ausência deste, carregamento em forma de onda suave e sem picos;
 - b. Erro na carga máxima aplicada de não maior que $\pm 2\%$;
 - c. Instrumentação adequada para manter os valores de carga mínima e máxima na bandeja tibial com precisão de $\pm 2\%$ e interromper o ensaio se as cargas forem maiores que $\pm 2\%$;

- d. Instrumentação para registrar o número de ciclos de carga aplicado.
- 2) Forma de fixação do corpo de prova, que permita:
 - a. Manter o corpo de prova fixado em cantilever;
 - b. Fixar a superfície inferior e ou superior do corpo de prova além da linha medial;
 - c. A bandeja ser apoiada na linha central, não importando a presença ou não de haste intramedular;
 - d. Que a carga aplicada seja perpendicular a superfície superior da bandeja;
 - 3) Espaçador de polietileno de ultra-alto peso molecular, para ser colocado entre o corpo de prova e o aplicador de carga, com o objetivo de distribuir o carregamento e evitar a fadiga de contato. O espaçador deverá ter diâmetro de $13 \pm 0,5$ mm e espessura de $6 \pm 0,5$ mm. O diâmetro ou forma do espaçador poderá ser modificado para acomodar a forma da bandeja a ser testada, mas os desvios em relação a norma deverão constar no relatório.
 - 4) Aplicador de carga, sendo um pino com extremidade esférica de diâmetro de 32 ± 1 mm, recomendando-se que seja de aço ou liga cobalto-cromo.

O procedimento de ensaio consiste nas seguintes etapas:

- 1) Determinar as dimensões médio-lateral e antero-posterior da bandeja de acordo com a ISO 7207-1/1994;
- 2) Fixar o corpo de prova de acordo com o item 2 anteriormente citado;
- 3) Posicionar o corpo de prova perpendicularmente ao eixo de aplicação de carga;
- 4) Determinar o ponto de aplicação de carga referente a bandejas bicôncavas, onde o ponto de carregamento deverá ser uma linha normal que intercepta o ponto mais profundo da superfície de articulação;
- 5) Medir a distância médio-lateral (d_{ml}) e antero-posterior (d_{ap}) de acordo com a Figura 23;
- 6) Colocar o espaçador entre o corpo de prova e o aplicador de carga (Figura 23 parte superior);

- 7) Com o aplicador esférico posicionado, iniciar o ensaio aplicando a força máxima e a força mínima, na razão de 10:1, em frequência não maior que 10 Hz. O valor de força máxima é arbitrado. Efetuar a inspeção visual com lupas ou a olho nu a cada 500.000 ciclos, sem remover a bandeja da máquina de ensaio.

Continuar o ensaio até um dos eventos seguintes ocorrer:

- A espessura do espaçador for reduzida a 3 mm ou menos (recolocar outro espaçador na ocorrência deste antes de continuar o ensaio);
- A bandeja fraturar;
- Trincas são observadas quando a bandeja é inspecionada;
- 5 milhões de ciclos de duração de teste forem atingidos;
- A máquina de ensaio não conseguir aplicar as cargas especificadas;

No final do ensaio:

- Registrar o número total de ciclos de carregamento no término do ensaio;
- Registrar o motivo de término de ensaio;
- Examinar os corpos de prova usando os métodos solicitados pela parte requerente dos ensaios.

- 1- Linha de centro antero-posterior
- 2- Ponto de aplicação de carga
- 3- Linha de centro médio-lateral
- 4- Aplicador de carga
- 5- Fixação (distante das linhas de centro e na superfície inferior)
- 6- Bandeja tibial
- 7- Espaçador

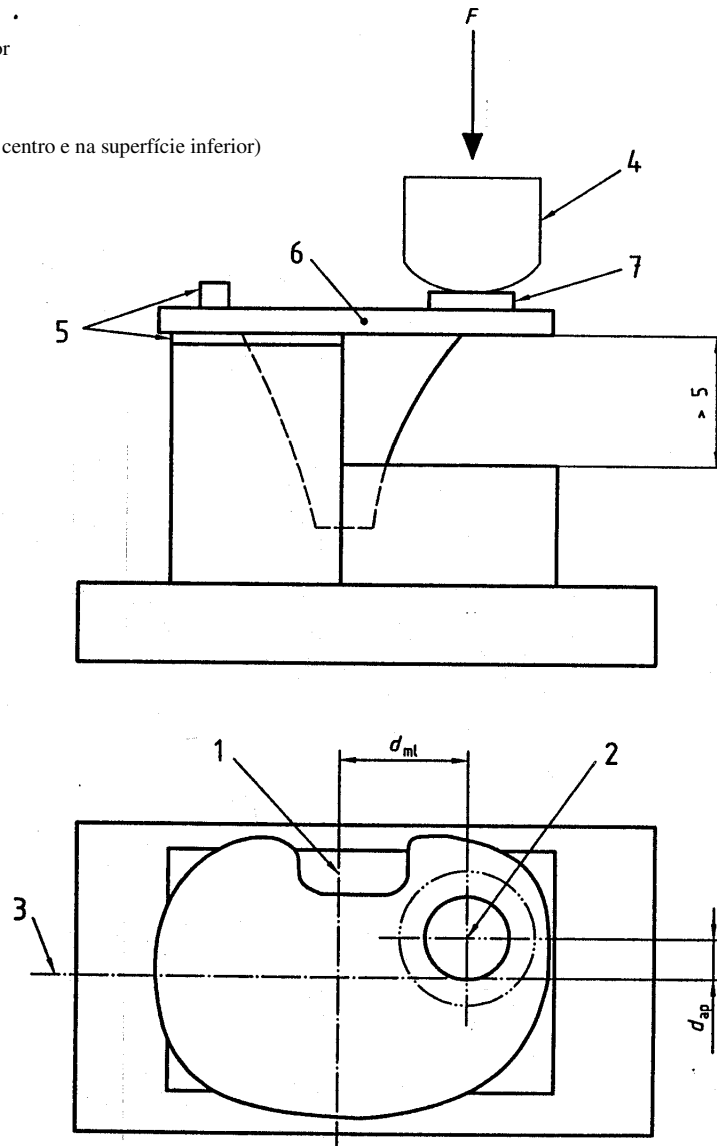


Figura 23 – Diagrama esquemático da fixação de bandejas tibiais com haste intramedular [76].

3.3- Medição das deformações com strain gages

A superfície da prótese foi preparada conforme procedimentos padrões de lixamento, desengraxe e colagem de extensômetros de resistência elétrica. As posições de fixação dos extensômetros são mostradas na Figura 24 e em maior detalhe na Figura 25, a fim de se obter a deformação nas direções Y e Z. Procurou-se aproximar ao máximo a fixação dos extensômetros do raio de concordância da haste intramedular. Entretanto, a região do raio não pôde ser medida em função da deformação que provocaria no strain gage, resultando em erros de medição.

Foram utilizados os seguintes equipamentos para a medição:

- Condicionador de sinais Spider HBM 8 canais;

- Programa Catman 4.0;
- dois extensômetros uniaxiais Kyowa de 2 mm.

Após a colagem dos extensômetros, a bandeja tibial foi fixada no dispositivo de ensaio. Em seguida, os extensômetros foram zerados e a calibração foi feita utilizando um resistor de precisão. Posteriormente a bandeja foi carregada de forma lenta e gradual de 0 até 1000 N, em uma máquina servo-hidráulica MTS Testar IIs, com uma taxa de aquisição de 50 pontos por segundo. Os dados foram gravados e manipulados a fim de se obter a deformação específica em mm/mm.

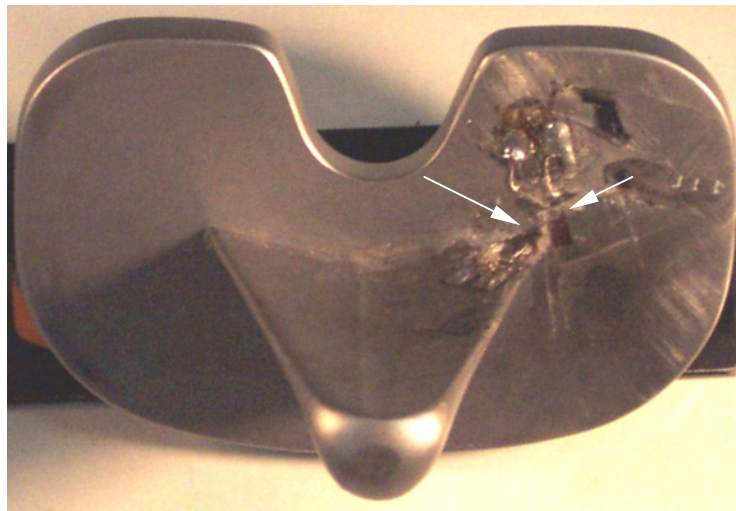


Figura 24 – Pontos de decolagem dos extensômetros, indicados pelas setas.

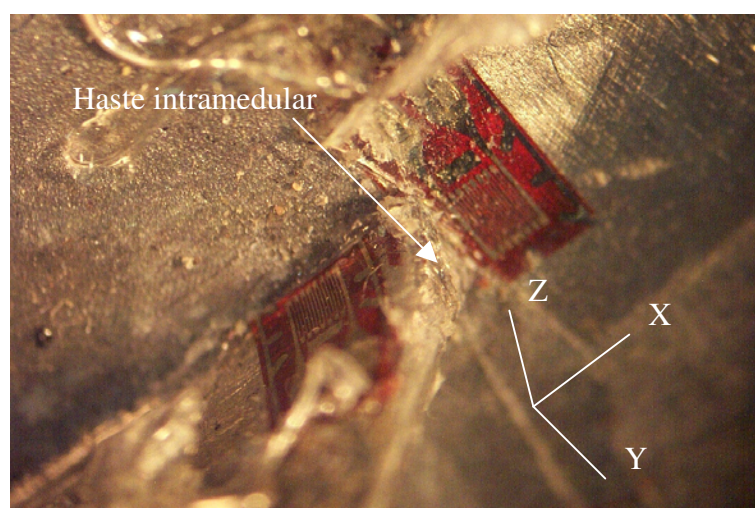


Figura 25 – Detalhe da região de colagem dos extensômetros.

Em uma outra amostra, com os extensômetros colados na mesma posição, o ensaio foi executado com o objetivo de se determinar a carga que provocaria a deformação plástica na

bandeja. Assim, a amostra foi carregada até um valor determinado, sendo em seguida a carga removida. A carga foi aplicada de forma lenta e gradual, com incrementos de 50 N em cada etapa. Um valor diferente de zero nos extensômetros, após o descarregamento indica que houve deformação plástica nas regiões do entorno dos extensômetros, e a carga então é registrada.

3.4- Fractografia

Após o ensaio de fadiga, foi executada a análise das superfícies de fratura para a identificação das possíveis causas de falha em fadiga. Primeiramente, a amostra foi analisada com uma lupa, com aumento de 10 e 20 x, para a identificação do ponto de início da trinca. Em seguida, a trinca foi aberta, tomando-se o cuidado para não danificar as superfícies de fratura. Empregou-se um microscópio eletrônico de varredura Philips XL 20 para a observação da superfície de fratura.

3.5- Análise por elementos finitos.

Antes de iniciar o modelamento, a geometria atual foi avaliada com o auxílio de um paquímetro, goniômetro e gabaritos de raio, com o objetivo de obter as cotas relevantes. O raio de concordância da haste intramedular com a base inferior da bandeja, por ser tratar de um ponto crítico, foi avaliada através da execução de um corte perpendicular ao raio, sendo então, a amostra cuidadosamente preparada até a lixa grana 600. Em seguida foi feita a imagem digital do raio de concordância, em microscópio metalográfico. Posteriormente, a imagem foi inserida dentro do programa Autocad M 2002, onde pela sobreposição de três pontos de um arco sobre o perímetro do raio, obteve-se a cota média deste, sendo esta 0,27 mm. A Figura 26 mostra o raio de concordância.

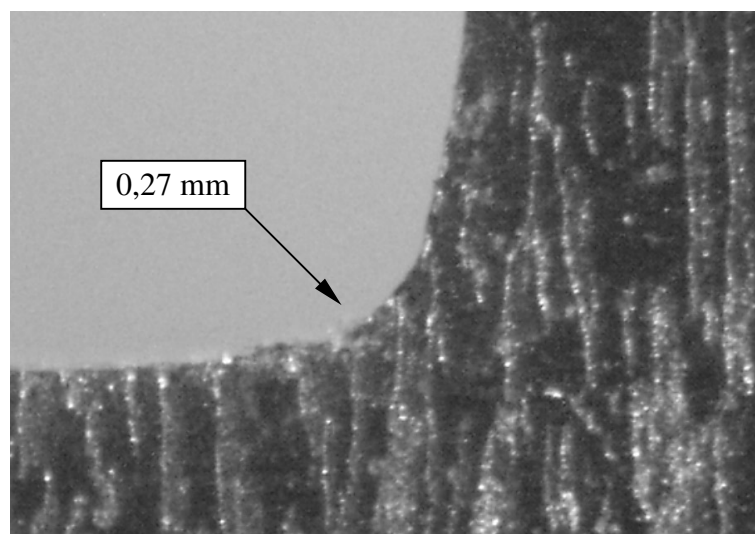


Figura 26 – Medição do raio de concordância da configuração atual.

Com todas as cotas obtidas da geometria do implante atual, passou-se para as simulações, que foram realizadas na seguinte seqüência:

- 1) Criação do modelo da configuração atual em CAD;
- 2) Pré-processamento;
- 3) Solver;
- 4) Pós-Processamento;
- 5) Análise de resultados;
- 6) Criação das propostas de modificações;
- 7) Pré-processamento, solver e pós-processamento das propostas;

A criação dos modelos em CAD (Computer Aided Design) foi realizada no programa Unigraphics NX [80]. Foi criado um modelo sólido a partir das dimensões reais da bandeja fornecida, e onde foi feita toda a simulação. A Figura 27 mostra a geometria do implante, a identificação da haste intramedular, a base inferior e o detalhe de do raio de 0,27 mm.

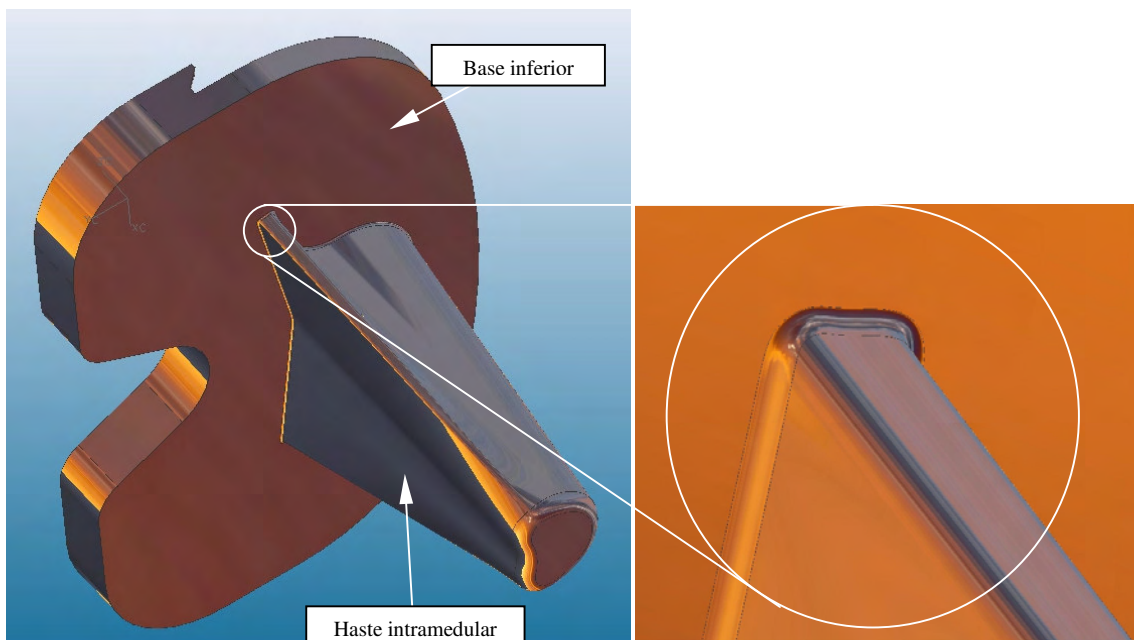


Figura 27 – Implante atual – detalhe do raio de concordância.

A Figura 28 mostra as cotas da haste intramedular.

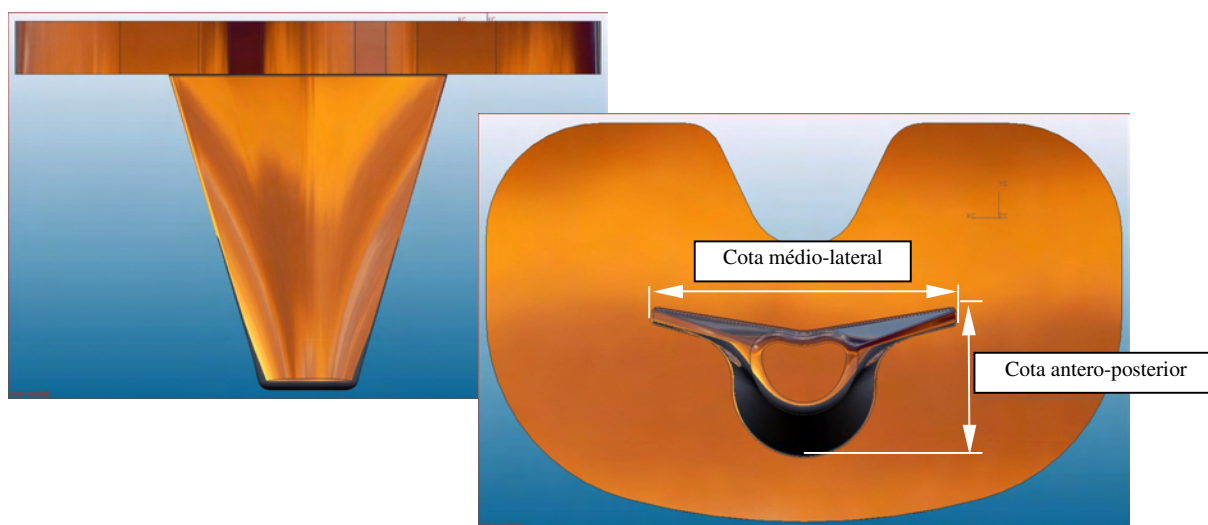


Figura 28 – Cotas médio-lateral e antero-posterior da haste intramedular.

O pré-processamento consiste na seleção das propriedades dos materiais, definição de condições de contorno e de malha que definem o comportamento do modelo sólido.

As propriedades elásticas do material foram extraídas da literatura [58]. O material empregado nas simulações foi o aço inoxidável austenítico ASTM F138. As propriedades estão listadas na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedade do aço ASTM F138 usado nas simulações.

Propriedade	Valor
Módulo de elasticidade (MPa)	193000
Coefficiente de Poisson (adimensional)	0,3

A primeira condição de contorno aplicada a todos os implantes foi o carregamento de 1000 N, distribuído em um círculo de 13,5 mm de diâmetro, cujo centro está localizado nas coordenadas (11,5; 13,8), com a referência como indicada na Figura 29.

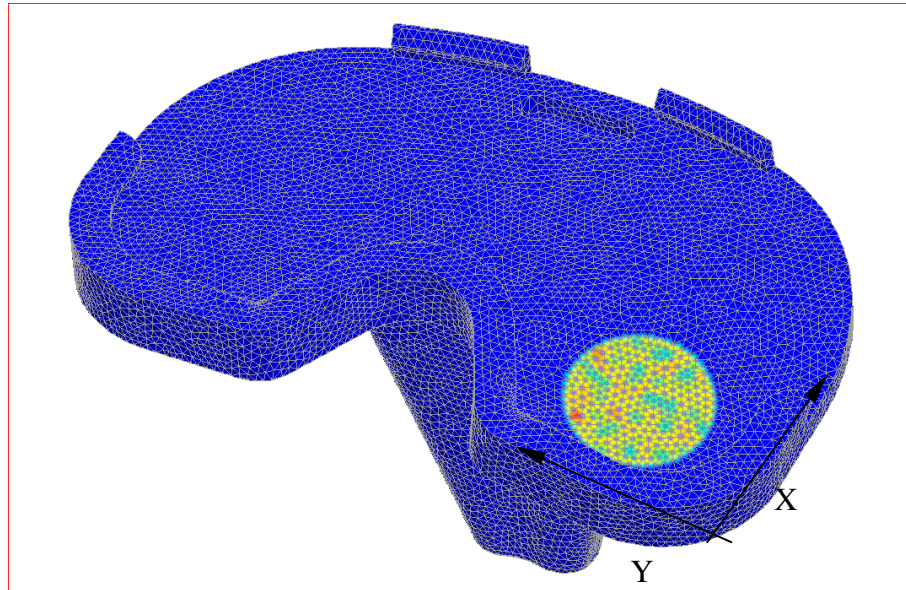


Figura 29 – Posicionamento da carga distribuída nas simulações por elementos finitos.

A segunda condição de contorno aplicada foi a fixação do implante. Na Figura 30 são mostradas em verde duas áreas de fixação total. No dispositivo de ensaio, ocorre a fixação total em um círculo de 24 mm de diâmetro, localizado nas coordenadas 17,5; 25,8, e na orelha superior direita.

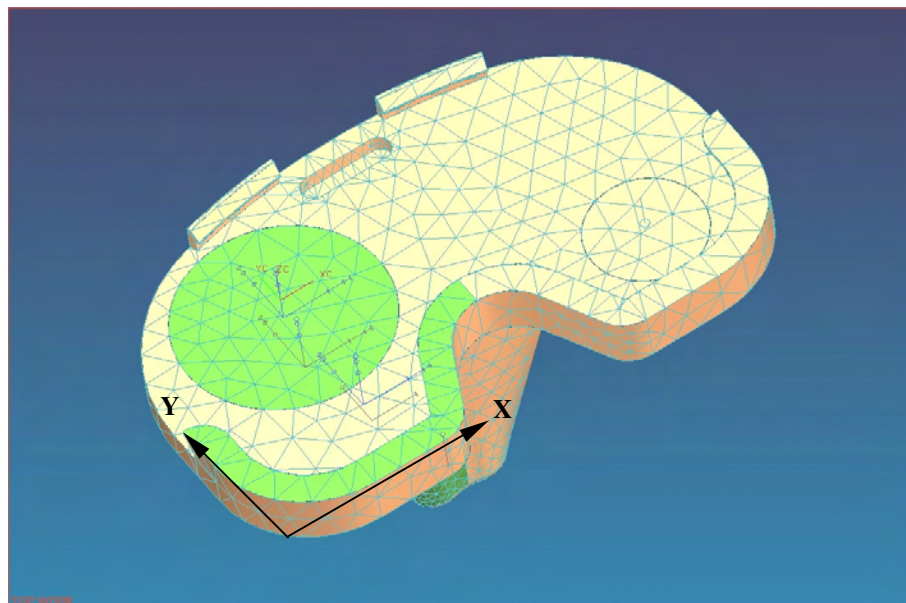


Figura 30 – Fixação total do modelo sólido (áreas verdes).

A fixação total também ocorre na metade direita da base inferior. A fixação de translação ocorre na metade direita da haste intramedular em X e Y, e em Z na extremidade inferior da haste, como é mostrado na Figura 31 em verde.

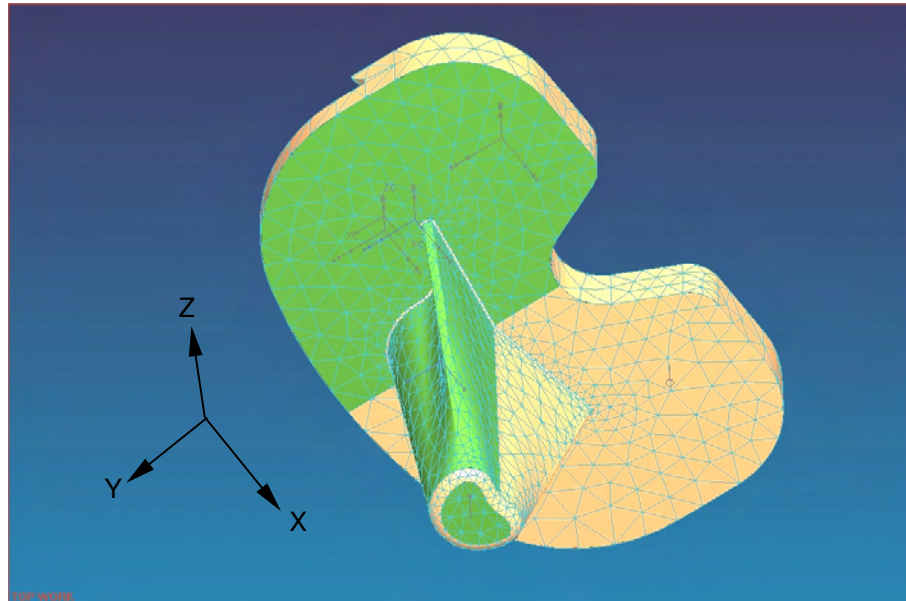


Figura 31 – Fixação da parte inferior do modelo sólido.

Após estarem definidas as propriedades dos materiais, carregamentos e fixação, foi produzida a malha do modelo. Empregou-se na malha elementos tetraédricos com 10 nós, em função da disponibilidade de elementos do pré-processador do programa de elementos finitos Scenario for Structures [81]. Estes elementos são classificados como elementos parabólicos, podendo identificar deslocamentos no interior destes.

Devido à região de interesse ser extremamente pequena, com um raio de apenas 0,27 mm, procurou-se utilizar o menor tamanho de elemento possível até obter-se a convergência de valores, mostrada no gráfico da Figura 32. Iniciou-se o teste de convergência com malha de 3 mm, com refino progressivo. A convergência foi obtida quando a diferença de valores na mesma região foi menor que 3%. Nos resultados de simulação da configuração atual, empregou-se a malha de 0,8 mm com variação automática de tamanho em superfície e volume desta. O número de elementos na malha de 0,8 mm foi de 320.815, e o número de nós de 470.136.

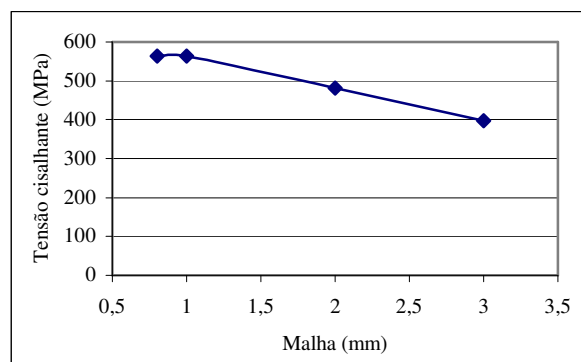


Figura 32 – Convergência de valores em função do tamanho da malha para a configuração atual.

Com o pré-processamento concluído, foram executadas a montagem e resolução da matriz de rigidez . O tempo de processamento foi de 30 minutos em um computador tipo PC com processador Pentium IV, com 3,06 MHz de “clock” e com 2 GB de memória RAM.

O pós-processamento consiste na resposta da simulação, podendo ser observados resultados de deslocamentos, tensões e deformações. Os resultados são mostrados na forma de variações de cor na superfície do modelo. Na escala de cores utilizada, cores tendendo ao vermelho indicam maiores valores de tensão.

Foram observadas as tensões de von Mises, máxima e mínima principal. As tensões de von Mises são as tensões efetivas atuantes, sendo definidas no estado tridimensional por [82]:

$$\sigma_{eff} = \sqrt{\left(\frac{1}{2} \cdot ((XX - YY)^2 + (YY - ZZ)^2 + (ZZ - XX)^2)\right) + 3(XY^2 + YZ^2 + ZX^2)} \quad \text{Equação 4}$$

onde:

XX = Componente de tensão na direção X;

YY = Componente de tensão na direção Y;

ZZ = Componente de tensão na direção Z;

XY = Componente de tensão no plano XY;

YZ = Componente de tensão no plano YZ;

ZX = Componente de tensão no plano ZX.

Primeiramente, foi analisado este tipo de tensão em todo o implante. Em seguida foram analisadas as tensões principais atuantes. A partir destes resultados, foram apresentadas as propostas de modificações geométricas com o objetivo de reduzir as tensões.

4- RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1- Caracterização metalúrgica do material de ensaio

4.1.1 Análise química

Os resultados da análise de composição química podem ser visualizados na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química da liga AISI 316L utilizada.

Elemento	Análise 1	Análise 2	Análise 3	Média (% massa)	Desvio (% massa)
Carbono	0,0178	0,0117	0,0105	0,013	0,004
Sílicio	0,3443	0,3422	0,3443	0,344	0,001
Manganês	1,782	1,79	1,775	1,782	0,008
Fósforo	0,0315	0,033	0,0309	0,032	0,001
Enxofre	0,0235	0,0239	0,0231	0,024	0,000
Cromo	16,89	16,86	16,85	16,867	0,021
Molibdênio	2,039	1,982	2	2,007	0,029
Níquel	11,21	11,23	11,13	11,190	0,053
Alumínio	0,001	0,001	0,001	0,001	0,000
Cobalto	0,1783	0,1886	0,1851	0,184	0,005
Cobre	0,326	0,3383	0,3298	0,331	0,006
Nióbio	0,0199	0,0206	0,0198	0,020	0,000
Titânio	0,0047	0,0048	0,0047	0,005	0,000
Vanádio	0,044	0,0446	0,0437	0,044	0,000
Tungstênio	0,0431	0,0454	0,0452	0,045	0,001
Chumbo	0,002	0,002	0,002	0,002	0,000
Estanho	0,007	0,0081	0,0071	0,007	0,001
Boro	0,0001	0,0002	0,0001	0,0001	0,0001

Comparando-se os valores obtidos na análise química com os valores dos requisitos da NBR ISO 5832-1, observa-se que esta liga, apesar de apresentar composição química dentro dos limites adequados para classificá-la como AISI 316L, os valores de fósforo e enxofre estão acima dos máximos permitidos. Em contrapartida, o cromo, molibdênio e o níquel apresentam valores abaixo do especificado para as ligas de aço inoxidável empregadas em implantes, conforme pode ser observado na Tabela 4.

Tabela 4 – Comparação dos valores médios de composição química da liga AISI 316L com os valores da NBR ISO 5832-1.

	Composição D (% massa)		Composição E (% massa)		AISI 316L (% massa)	Status
	Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo		
Carbono	-	0,03	-	0,03	0,013	Ok
Sílicio	-	1	-	1	0,344	Ok
Manganês	-	2	-	2	1,782	Ok
Fósforo	-	0,025	-	0,025	0,032	Alto
Enxofre	-	0,01	-	0,01	0,024	Alto
Cromo	17	19	17	19	16,867	Baixo
Molibdênio	2,25	3,5	2,35	4,2	2,007	Baixo
Níquel	13	15	14	16	11,190	Baixo
Cobre	-	0,5	-	0,5	0,331	Ok

Os valores indicam que esta liga apresenta não conformidade com os requisitos de composição química. Assim, optou-se pela utilização de outra liga, normatizada pela ASTM F138, já que a NBR ISO não especifica a liga que deve ser utilizada e sim apenas os requisitos. A composição química da liga F138 pode ser visualizada na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores de composição química da liga ASTM F138.

Elemento	Queima 1	Queima 2	Queima 3	Média (% massa)	Desvio (% massa)
Carbono	0,014	0,0144	0,0157	0,015	0,001
Sílicio	0,273	0,27	0,2653	0,269	0,004
Manganês	1,908	1,914	1,912	1,911	0,003
Fósforo	0,0187	0,0194	0,0185	0,019	0,000
Enxofre	0,0034	0,0036	0,0033	0,003	0,000
Cromo	18,01	18,01	18,04	18,020	0,017
Molibdênio	2,721	2,708	2,715	2,715	0,007
Níquel	14,59	14,61	14,57	14,590	0,020
Alumínio	0,0341	0,0335	0,0232	0,030	0,006
Cobalto	0,0558	0,0551	0,0545	0,055	0,001
Cobre	0,0862	0,0805	0,0845	0,084	0,003
Nióbio	0,0137	0,0145	0,0144	0,014	0,000
Titânio	0,0052	0,0053	0,0052	0,005	0,000
Vanádio	0,0718	0,071	0,0721	0,072	0,001
Tungstênio	0,01	0,01	0,01	0,010	0,000
Chumbo	0,002	0,002	0,002	0,002	0,000
Estanho	0,003	0,0035	0,0029	0,003	0,000
Boro	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001	0,0000

Comparando-se os valores de composição química da liga ASTM F138 com os requisitos da norma (Tabela 4), observa-se a conformidade de todos os elementos com as composições D e E especificadas, estando aproximadamente na média da composição D. O parâmetro “C” foi calculado, e é mostrado comparativamente no gráfico da Figura 33.

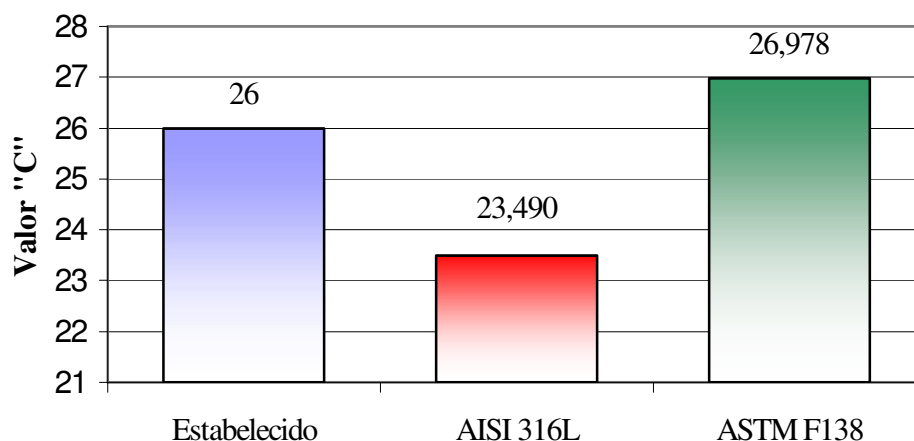


Figura 33 – Comparação do parâmetro “C” estabelecido pela norma com as ligas analisadas.

O parâmetro “C” para a liga AISI 316L é inferior a 26, tornando este tipo de liga não conforme com este requisito, sendo a liga ASTM F138 conforme. Isto significa que a suscetibilidade à corrosão por “*pites*” é superior na liga 316L, tendendo a gerar problemas de biocompatibilidade.

4.1.2 Análise microestrutural

A partir da observação da não conformidade quanto à composição química da liga 316L, optou-se pela realização da análise microestrutural também na liga F138. Assim, os requisitos de teor de inclusões podem ser observados na Tabela 6.

Tabela 6 – Comparação dos teores de inclusão das ligas com o requisito da norma.

Tipo	Estabelecido		AISI 316L		ASTM F138		Status	
	Série Fina	Série Grossa	Série Fina	Série Grossa	Série Fina	Série Grossa	AISI 316L	ASTM F138
A - Sufetos	1,5	1	2	1	-	-	Não conforme	ok
B - Alumina	1,5	1	-	-	-	-	ok	ok
C - Silicatos	1,5	1	-	-	-	-	ok	ok
D – Óxido globular	1,5	1	-	-	<1	-	ok	ok

Pode ser observada na Tabela 6 que o teor de inclusões de sulfeto é ligeiramente superior ao estabelecido para a liga 316L, sendo o F138 um aço com teor de inclusões bem mais baixo, resultado de um processo de fabricação mais elaborado. As comparações entre as duas amostras podem ser observadas nas Figuras 34 e 35.

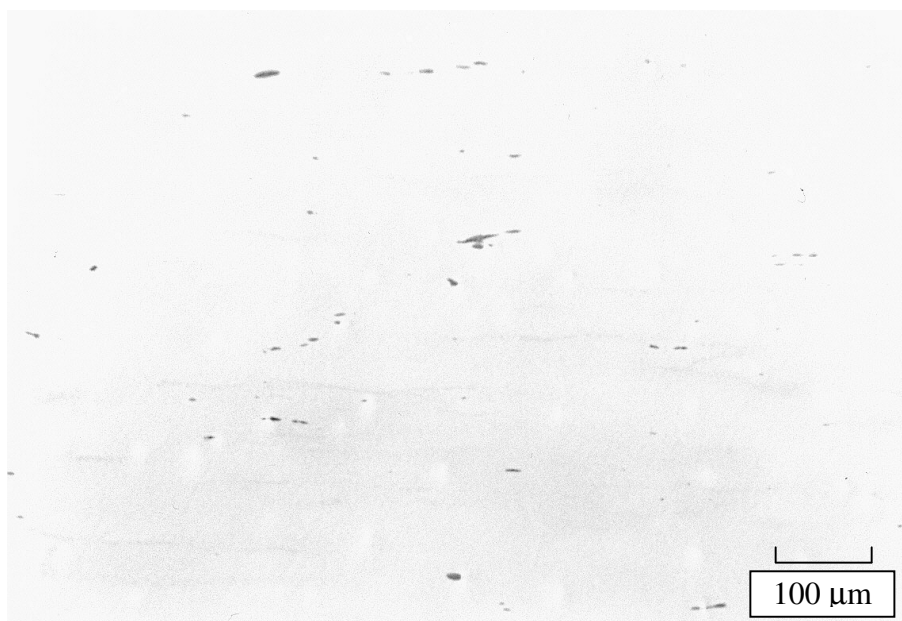


Figura 34 – Micrografia representativa das inclusões de sulfeto na liga AISI 316L.

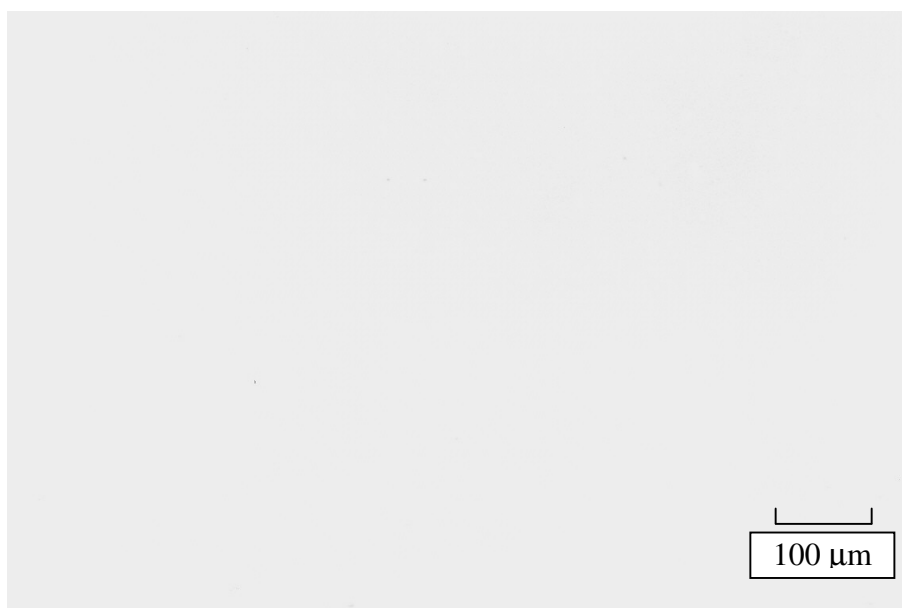


Figura 35 – Micrografia representativa das inclusões na liga ASTM F138.

Após o ataque, a liga 316L apresentou duas fases, isto é, austenita e ferrita delta, sendo esta aproximadamente 10% da área visível, como mostra a Figura 36, e em maior detalhe na Figura 37. A ferrita delta são os grãos com uma ligeira orientação horizontal. O tamanho de grão austenítico verificado foi 7.

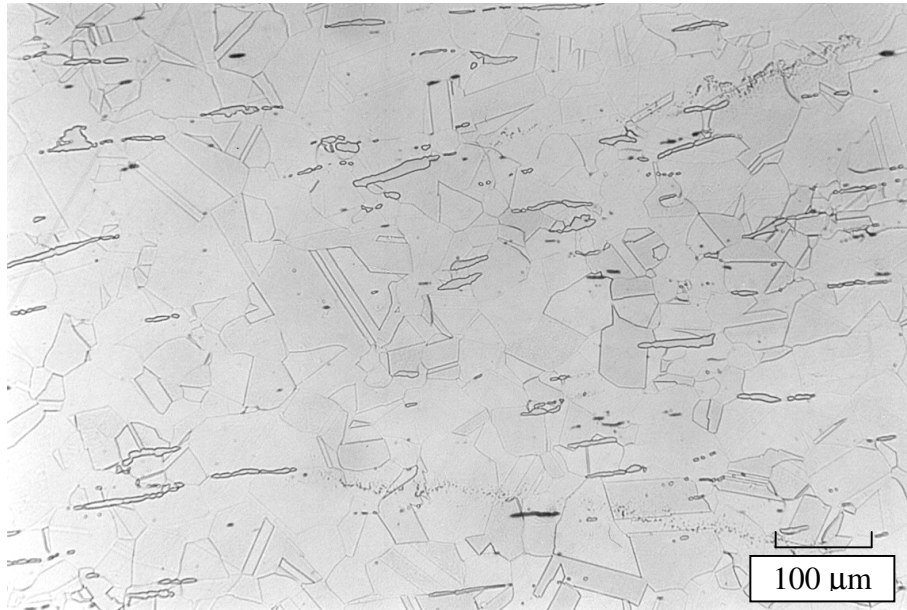


Figura 36 – Microestrutura observada para a liga AISI 316L. Austenita e ferrita delta.

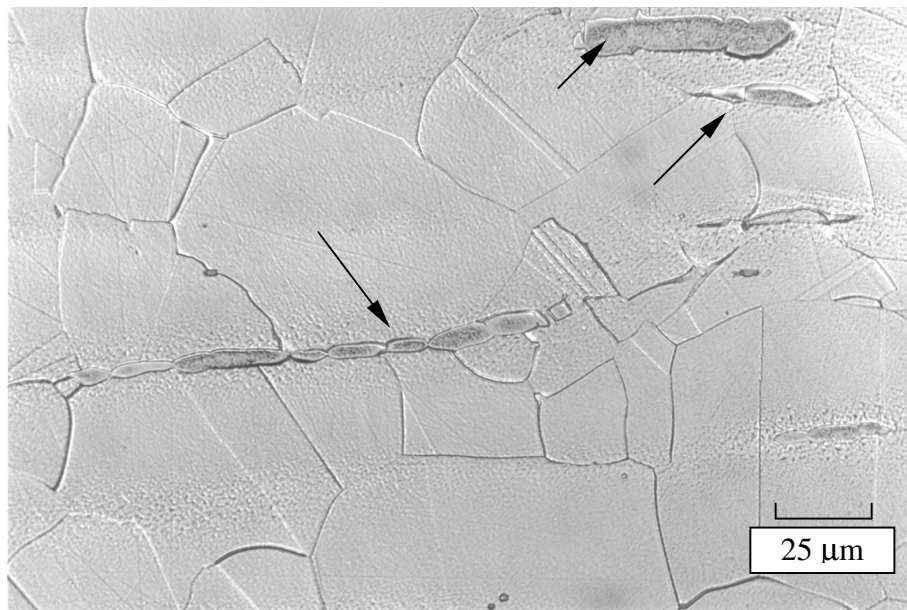


Figura 37 – Microestrutura observada para a liga AISI 316L. Detalhe da austenita e ferrita delta (seta).

A observação metalográfica com ataque na liga F138 não indicou a presença de ferrita delta, sendo a estrutura formada por 100% de austenita, com tamanho de grão 7, como pode ser observado nas Figuras 38 e 39.

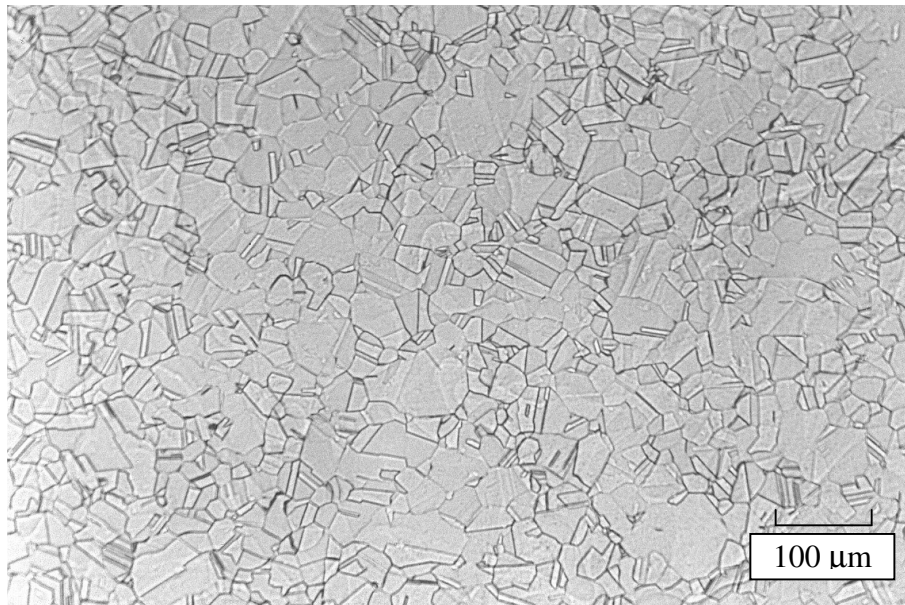


Figura 38 – Microestrutura observada para a liga ASTM F138. Austenita.

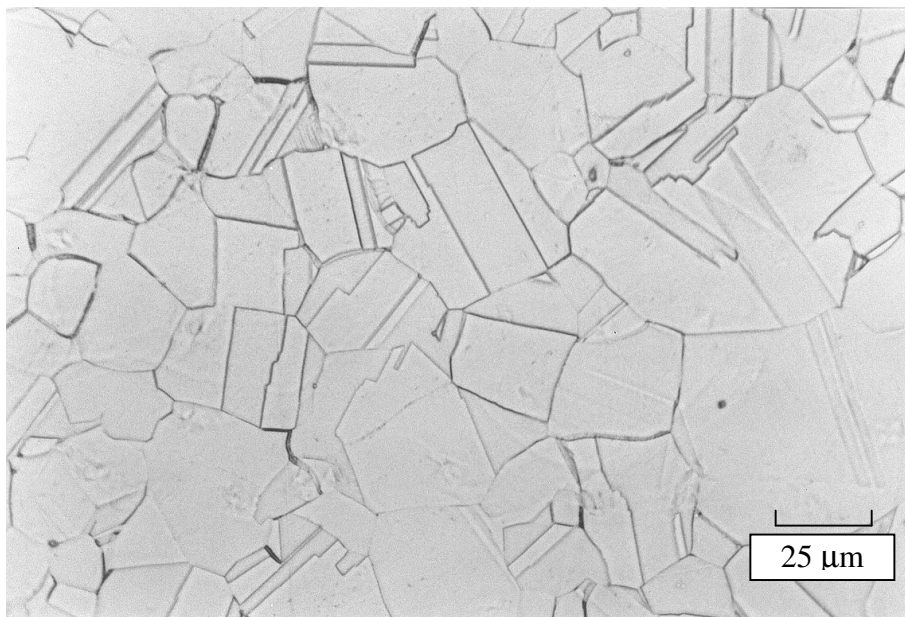


Figura 39 – Microestrutura observada para a liga ASTM F138. Detalhe da austenita.

4.1.3 Microdureza

O resultado da microdureza Vickers pode ser visualizado na Tabela 7. Apesar de apresentarem valores médios muito próximos, o maior desvio-padrão na dureza da liga 316L indica que há uma maior heterogeneidade da microestrutura, devido principalmente a presença de ferrita delta.

Tabela 7 – Resultado da microdureza Vickers.

Medições	AISI 316L	ASTM F138
1	159	164
2	192	174
3	181	167
4	160	158
5	162	166
Média	171	166
Desvio	15	6
Maior valor	192	174
Menor valor	159	158
Amplitude	33	17

4.1.4 Rugosidade

A partir da constatação da não conformidade de requisitos de composição química e microestrutural da liga 316L como aço para implantes cirúrgicos, optou-se por desenvolver o trabalho com a liga alternativa F138, que apresentou conformidade quanto a estes requisitos.

Observando-se os resultados apresentados no gráfico da Figura 40, pode-se identificar a significativa alteração na rugosidade devido ao efeito da usinagem na região 1, com a presença de marcas de fresamento. As outras regiões apresentaram a rugosidade coerente com o jateamento. Pode haver a correlação entre a rugosidade superior na região 1 (próxima a concordância com a haste intramedular), sendo a falha por fadiga potencializada por este efeito. Isto ocorre porque a rugosidade aumenta a concentração de tensões sob o ponto de vista microscópico.

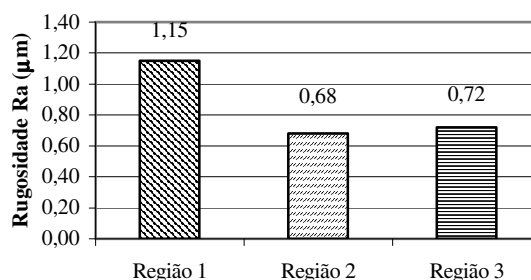


Figura 40 – Resultado da rugosidade. A região 1 é próxima ao raio de concordância com a haste intramedular.

4.1.5 Ensaios mecânicos

4.1.5.1 Ensaio de tração

Os dados de entrada (diâmetro inicial e final, comprimento inicial e final), além das forças e limites calculados podem ser visualizados na Tabela 8, para a liga F138. Os parâmetros de controle (limite de escoamento, resistência e alongamento percentual) apresentaram um desvio bastante baixo, indicando a homogeneidade microestrutural e de composição química deste material.

Tabela 8 – Resultado do ensaio de tração ASTM F138.

	Corpo de prova			Média	Desvio
	1	2	3		
Diâmetro inicial (mm)	7,54	8,16	7,48		
Área inicial (mm ²)	44,65	52,30	43,94		
Comprimento inicial (mm)	40	40	40		
Diâmetro final (mm)	3,2	3,6	3,2		
Área final (mm ²)	8,04	10,18	8,04		
Comprimento final (mm)	59,4	58,84	58,8		
Força máxima (kgf)	2896	3287	2766		
Limite de escoamento (MPa)	308	315	298	307	8,54
Limite de resistência (MPa)	636	617	617	623	11
Alongamento (%)	48,5	47,1	47,0	47,5	0,8
Estricção (%)	82,0	80,5	81,7	81,4	0,8

A curva tensão versus deformação de engenharia, mostrado na Figura 42, indica que a liga apresenta um comportamento tenaz, sem a presença de patamar de escoamento. O gráfico da Figura 42 mostra o detalhe do gráfico da Figura 41, para obter-se, pelo método do off-set, o cálculo do escoamento em 0,2%.

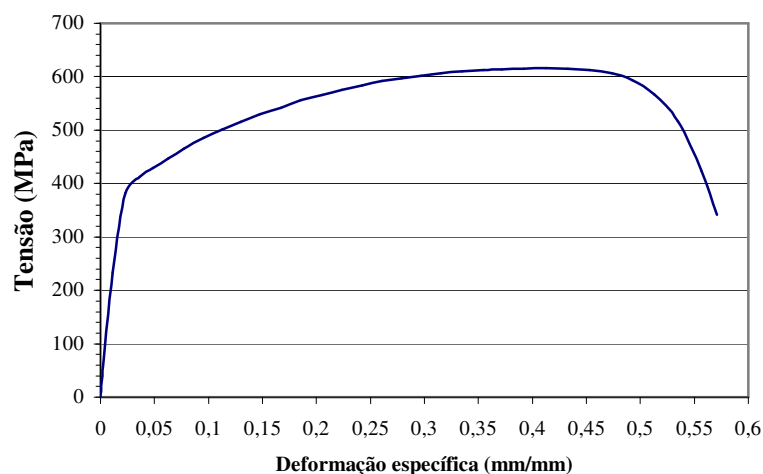


Figura 41 – Curva tensão x deformação à temperatura ambiente para o aço ASTM F138.

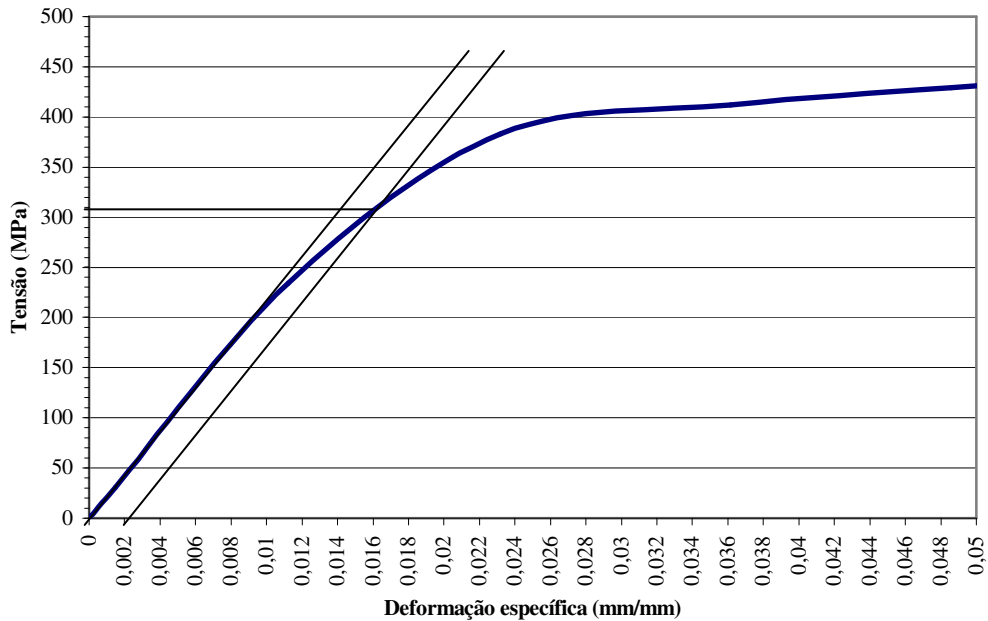


Figura 42 – Detalhe do gráfico da Figura 41. Escoamento 0,2%.

Os requisitos de propriedade mecânica da norma NBR ISO 5832-1, na Tabela 3, podem ser comparados com os valores obtidos nos ensaios de tração, como mostra a Tabela 9. É possível observar a conformidade de requisitos.

Tabela 9 – Comparação dos resultados obtidos com os estabelecidos para o ensaio de tração.

Parâmetro	Estabelecido na norma, para composição D		Obtido	Status
	Mínimo	Máximo		
Limite de resistência à tração (MPa)	490	690	623	Ok
Limite de escoamento (MPa)	190	-	307	Ok
Alongamento (%)	40	-	47,5	Ok

4.1.5.2 Ensaio de compressão

Os resultados do ensaio de compressão são mostrados na Tabela 10. Novamente, um baixo desvio de valores é observado. Nesta tabela, o valor do limite de escoamento é substituído pelo limite de proporcionalidade, que é uma medida mais conservadora do início da deformação plástica, já que a determinação do escoamento em compressão de materiais metálicos não é normatizada pela ABNT. O gráfico da Figura 43 mostra a curva média do ensaio de compressão dos três corpos de prova, enquanto que o gráfico da Figura 44 mostra o detalhe do limite de proporcionalidade, em 320 MPa.

Tabela 10 - Resultados do ensaio de compressão.

	Corpo de prova			Média	Desvio
	1	2	3		
Diâmetro inicial	10,02	10	10		
Área inicial	78,85	78,54	78,54		
Comprimento inicial	20	20	20		
Diâmetro final	11,84	11,78	11,8		
Área final	110,10	108,99	109,36		
Comprimento final	14,7	14,68	14,7		
Força máxima	10000	10000	10000		
Limite de proporcionalidade	330	320	310	320	10,0
Limite de resistência	1244	1249	1249	1247	3
Encurtamento	-26,5	-26,6	-26,5	-26,5	0,1
Aumento de área	-39,6	-38,8	-39,2	-39,2	0,4

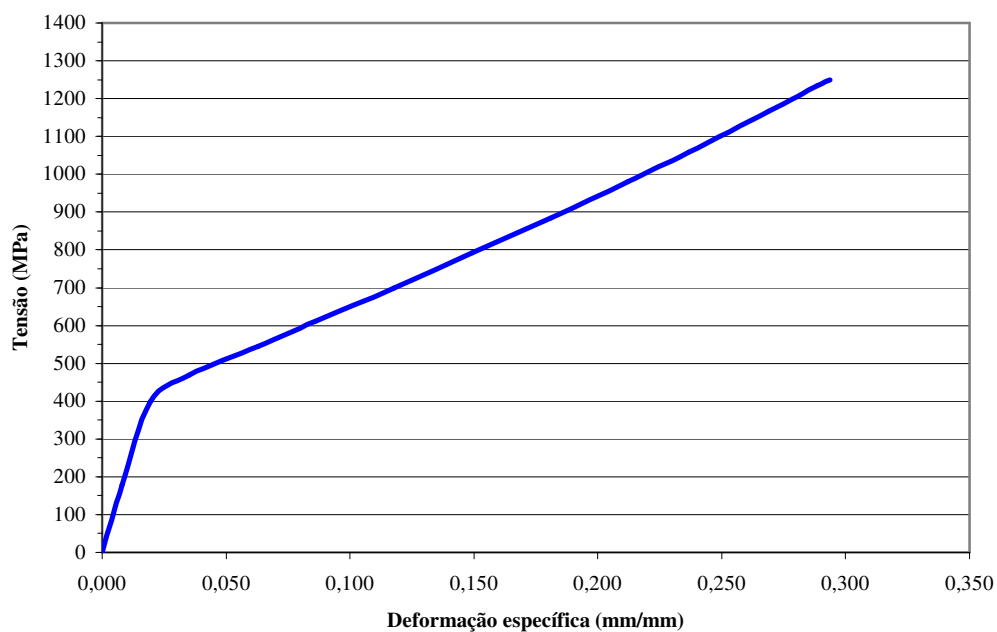


Figura 43 – Ensaio de compressão (valores médios). ASTM F138.

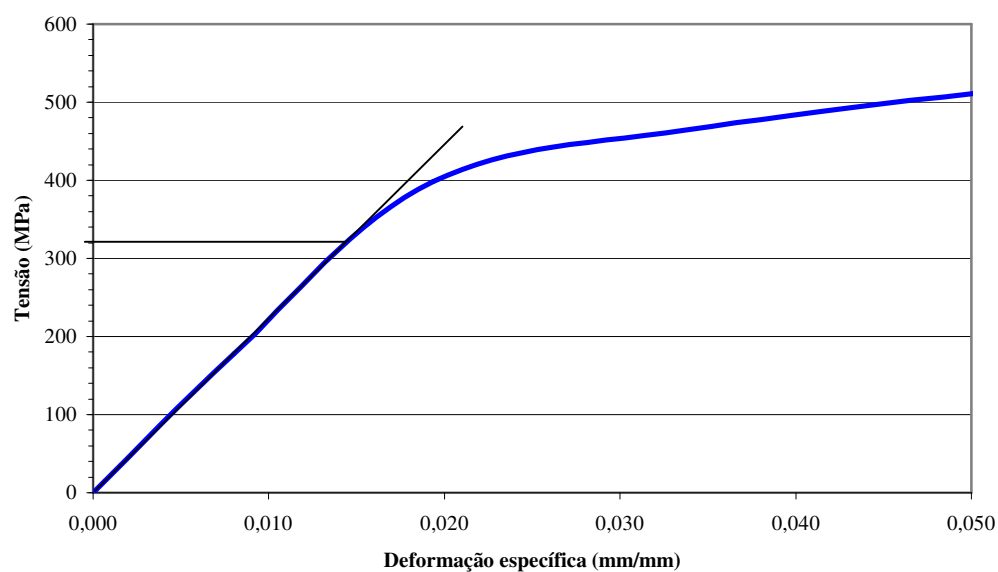


Figura 44 – Detalhe do limite de proporcionalidade. ASTM F138.

4.2- Ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga realizado foi interrompido com cerca de 1.600.000 ciclos, mediante a visualização de uma trinca na região do raio de concordância da haste intramedular com a parte inferior da base.

4.3- Fractografia

A observação do ponto de início da trinca, com auxílio de uma lupa indicou, como mostra a Figura 45a, coerência com a maior tensão na bandeja, como mostra a área vermelha da Figura 45b. A região é o raio de concordância da haste intramedular com a base inferior, sob a parte em cantilever da bandeja. A experiência obtida em trabalhos prévios com esta geometria de implante, ensaiadas sob condições de carregamento em fadiga similares, mostrou que a trinca sempre inicia nesta região, mesmo com a utilização de outros materiais de confecção da bandeja. Isto fornece um indicativo de que a geometria é decisiva, neste caso, para a nucleação de trincas neste ponto.

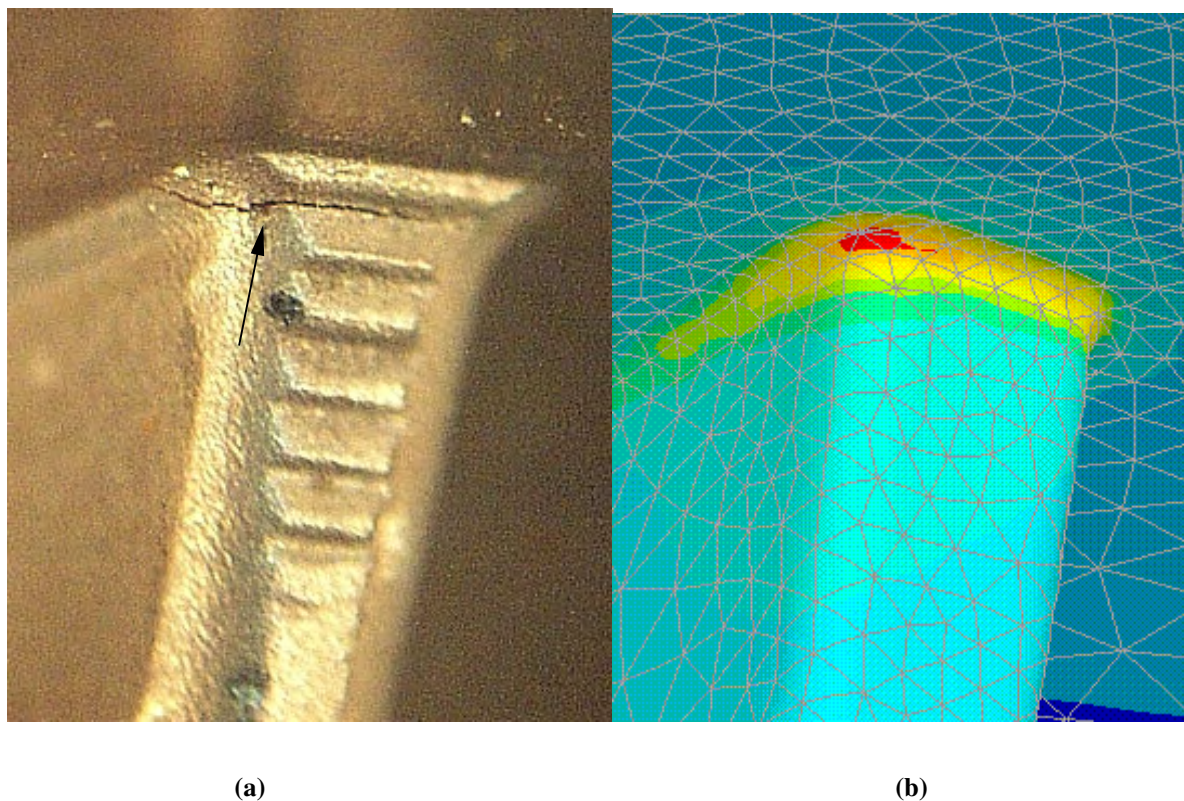


Figura 45 – Ponto de início de fratura, indicado pela seta na Figura (a), e correspondente ao ponto de maior tensão, indicado na Figura (b) em vermelho.

Com a abertura da trinca, a amostra foi levada ao microscópio eletrônico, sendo a fratura mostrada nas Figuras 46 e em maior ampliação na Figura 47. É possível identificar um modo misto de falha, sem a presença de estrias clássicas de fadiga.

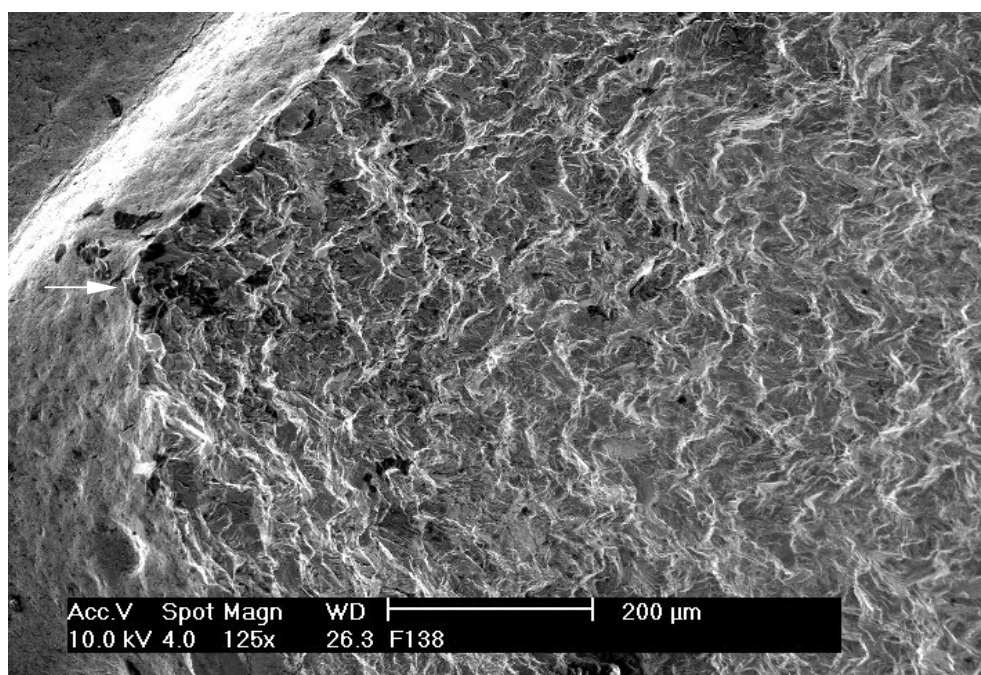


Figura 46 – Microscopia eletrônica na superfície de fratura. O ponto de início da trinca é mostrado pela seta.

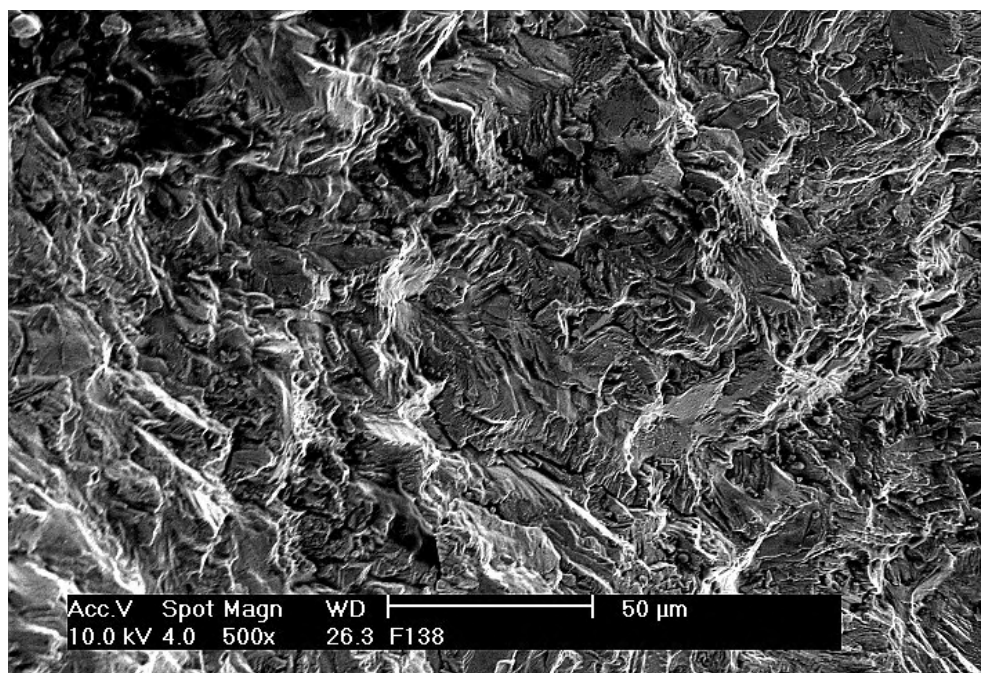


Figura 47 – Maior magnificação da fratura, sem a presença de estrias clássicas de fadiga.

4.4- Medições com extensômetros

O resultado da medição da deformação com extensômetros é mostrado no gráfico da Figura 48. É possível identificar que a deformação na haste (direção ZZ) é muito maior que a deformação na base inferior (direção YY).

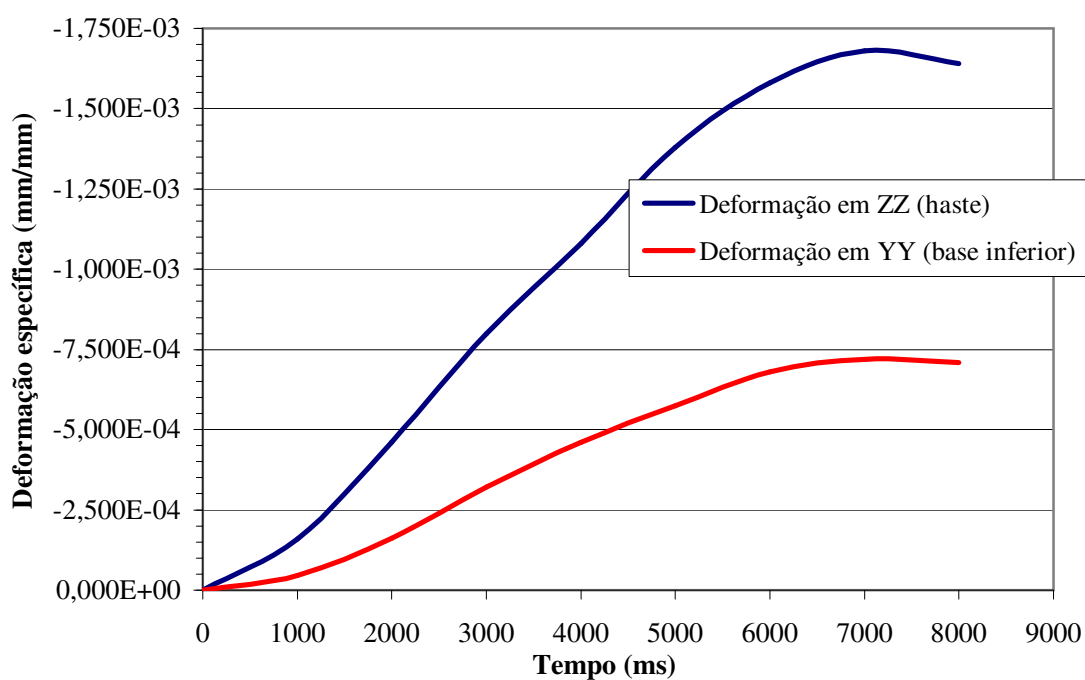


Figura 48 – Gráfico da deformação versus o tempo de aquisição de dados. O ápice das curvas corresponde a 1000 N de carga sobre o implante.

A medição da deformação plástica nos extensômetros através da carga mostrou que o extensômetro da haste (direção ZZ) não retornou ao zero, com 750 N de carga, indicando que a partir deste valor ocorre o escoamento. Assim, a presença de forte deformação plástica com a carga de 1000 N é esperada na região do raio de concordância, já que o escoamento ocorre mesmo para uma região distante e com uma carga inferior. A presença do concentrador de tensões (raio de concordância pequeno) potencializa o efeito da tensão, devendo provocar a deformação plástica extremamente pontual.

4.5- Análise por elementos finitos

A análise por elementos finitos indicou a presença de um pico de tensão de von Mises na região fraturada. Na Figura 49 é mostrada a distribuição de tensões na parte superior do implante. É observado um ponto, em amarelo indicado pelo retângulo, onde a tensão é relativamente alta. Este ponto corresponde a fixação dos dispositivo de ensaio, ou seja, a maior distância livre em relação ao carregamento e conseqüentemente o maior momento fletor sobre a amostra. Na Figura 50 é mostrada esta região em detalhe. A tensão, neste ponto, é da ordem de 716 MPa, o que seria suficiente para causar a ruptura da amostra, já que o limite de resistência é de 623 MPa. Entretanto, deve ser ponderado que a análise por elementos finitos executada é do tipo linear elástica, de forma que as deformações plásticas e as respectivas modificações de tensão podem provocar erros de análise. Este ponto não apresenta a trinca pois a região de maior tensão é na verdade na parte inferior do implante, como mostra a Figura 51. Esta região é coerente com a região de nucleação da trinca observada na fractografia. Neste ponto, as tensões de von Mises observadas indicaram um pico de 1126 MPa, como mostra a Figura 52. Como a tensão de von Mises é uma resultante das tensões em várias direções e planos, procurou-se identificar qual tensão principal é mais significativa. A distribuição da tensão máxima principal é observada na Figura 53, atingindo um pico na região do raio de -222 MPa, ou seja, uma tensão compressiva. A observação da Figura 54 mostra a distribuição da tensão mínima principal, indicando um pico de -1432 MPa, ou seja, é possível afirmar que esta região escoou, devido a altas tensões de caráter compressivo, já que o limite de proporcionalidade é de 320 MPa.

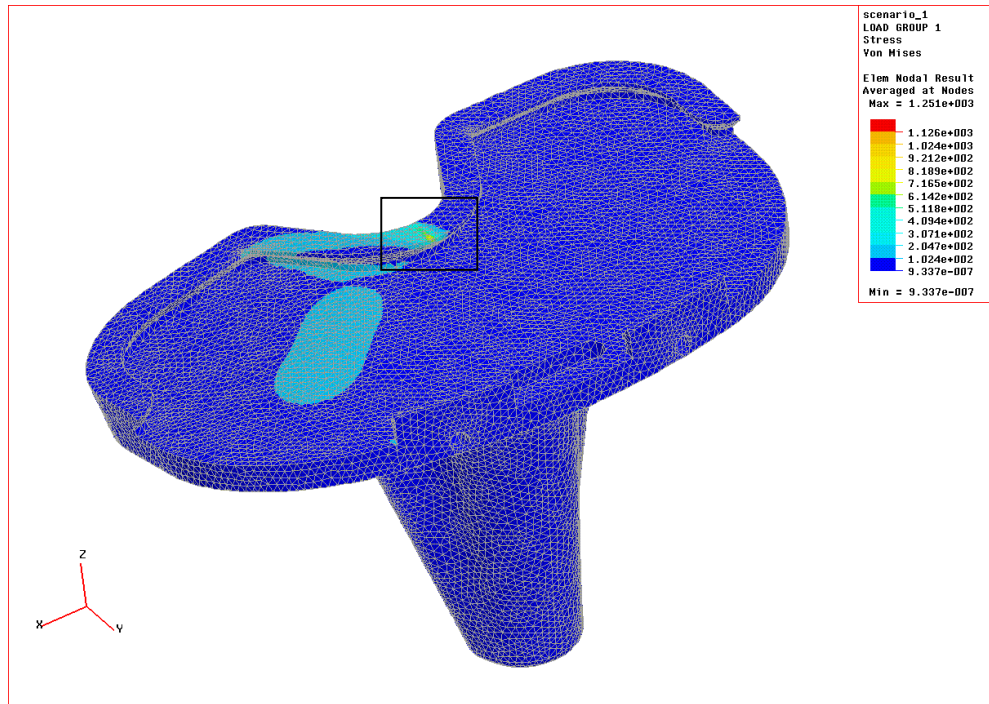


Figura 49 – Configuração atual: parte superior – tensões de von Mises.

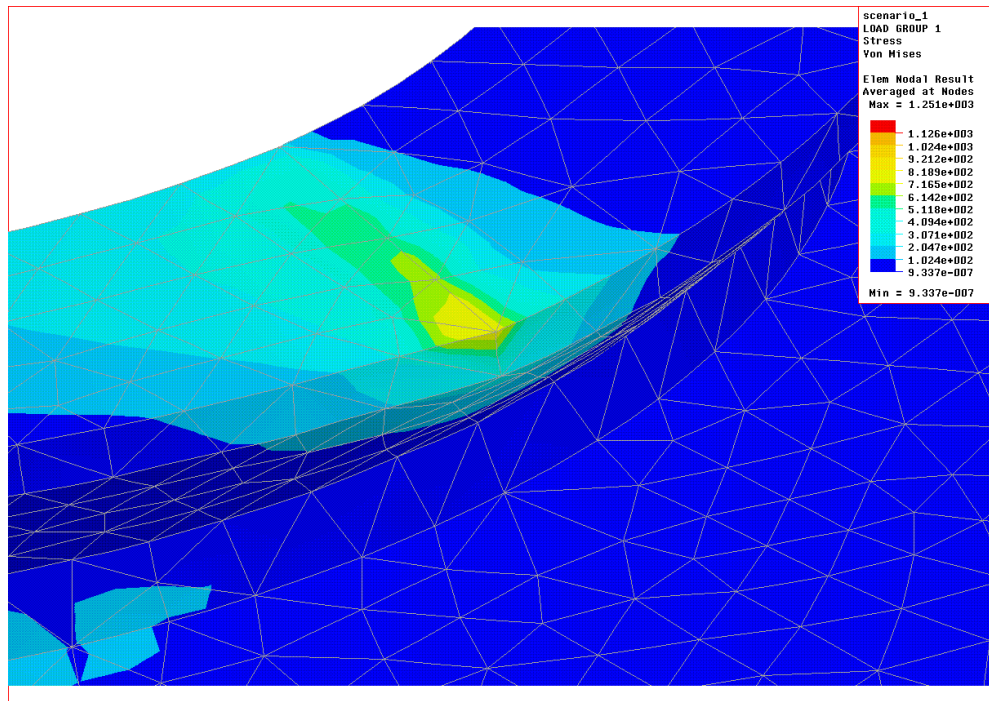


Figura 50 – Detalhe da Figura 49 – tensões de von Mises.

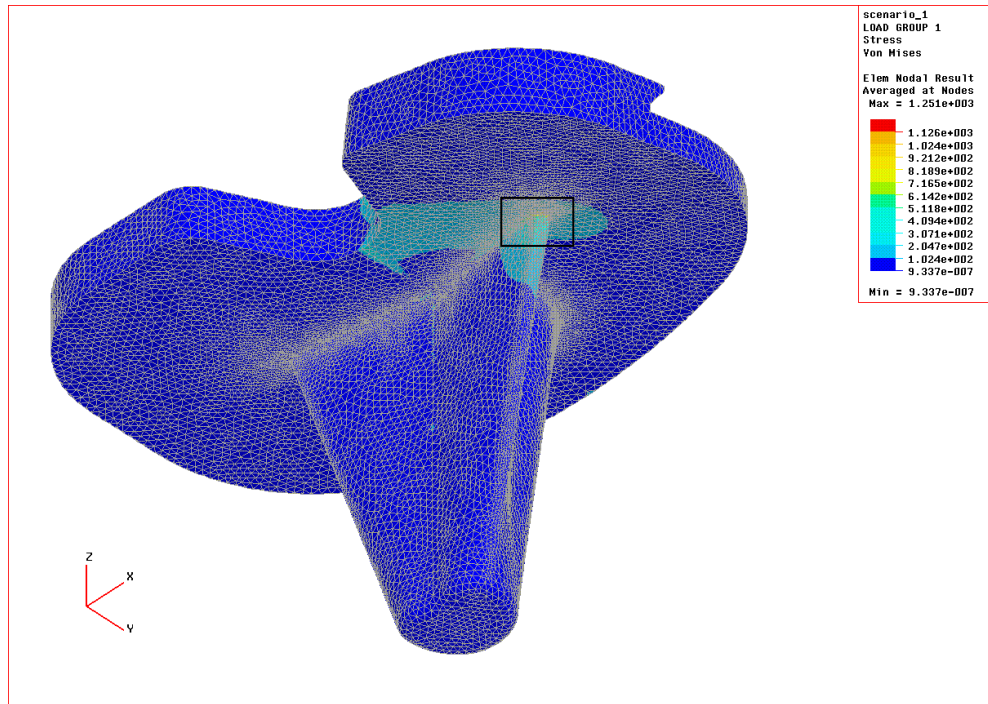


Figura 51 - Configuração atual: parte inferior – tensões de von Mises.

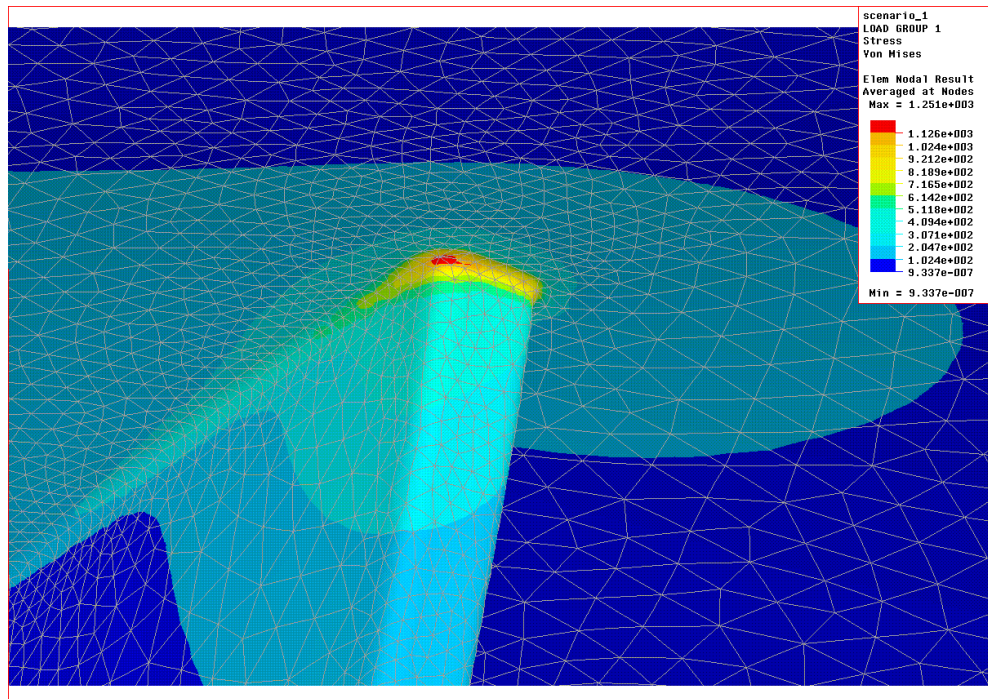


Figura 52 - Detalhe da Figura 51 – tensões de von Mises.

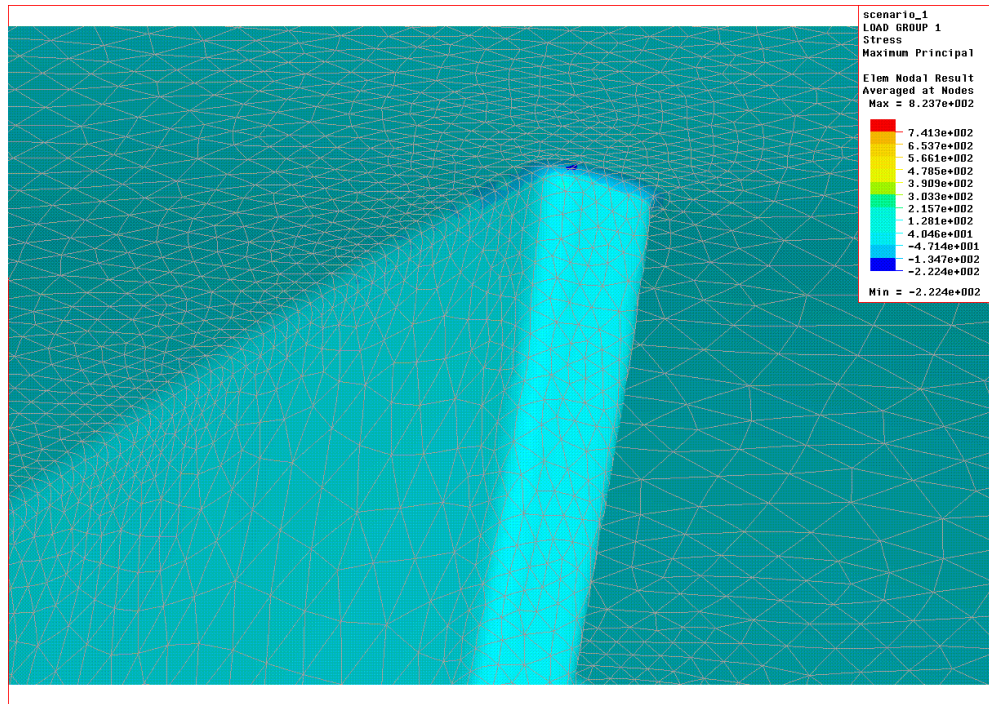


Figura 53 – Configuração atual: raio de concordância com a haste – distribuição da tensão máxima principal.

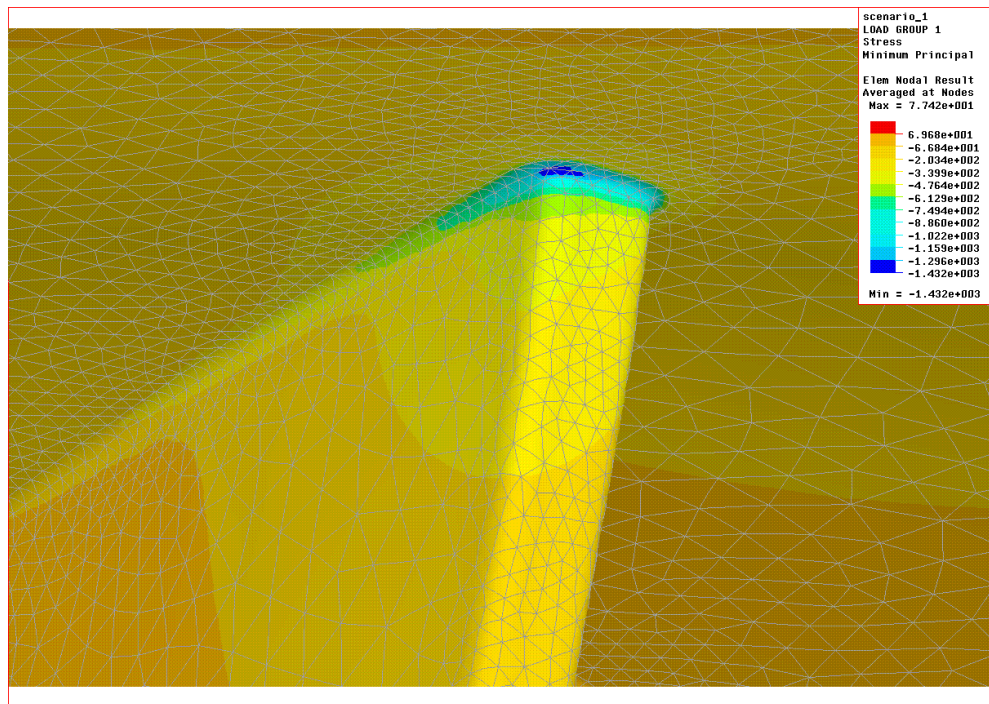


Figura 54 – Configuração atual: raio de concordância com a haste – distribuição da tensão mínima principal.

Também foi observada as deformações no método dos elementos finitos, nas direções ZZ e YY, de forma a comparar os seus valores com os obtidos nos extensômetros. Na Figura 55 é mostrada a distribuição da deformação na direção YY. A região de colagem do extensômetro que indicou esta deformação é mostrada pela seta. A distribuição da deformação, nesta região, é da

ordem de 7×10^{-4} , coerente com a medição com o extensômetro, de aproximadamente $7,2 \times 10^{-4}$. Multiplicando-se este valor de deformação pelo módulo de elasticidade do material, de 193.000 MPa, obtém-se um valor de tensão de 139 MPa, indicando que nesta região não ocorre o escoamento, aplicando-se 1000 N de força.

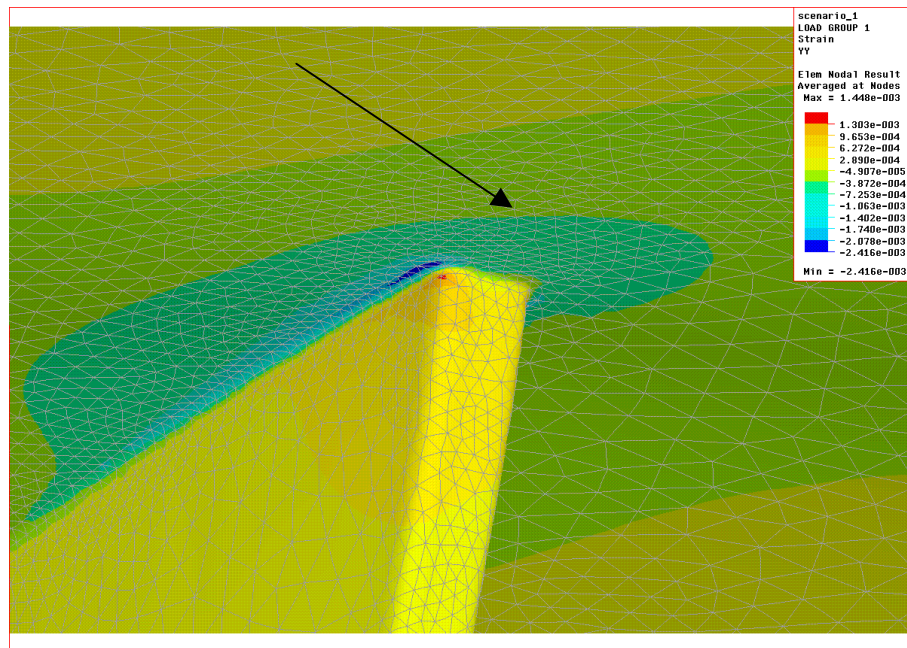


Figura 55 – Deformação específica na direção YY, mostrada pela seta.

Já a análise da distribuição de deformação na direção ZZ, como mostrada na seta da Figura 56, mostra a deformação na região de colagem do extensômetro na faixa de -2×10^{-3} à -6×10^{-4} , mostrando o caráter compressivo nesta região. Nesta mesma região, o extensômetro indicou cerca de $1,7 \times 10^{-3}$, que multiplicado pelo módulo de elasticidade de 193.000 MPa resulta em uma tensão de cerca de 324 MPa. Apesar deste valor indicar que o limite de escoamento foi atingido, não se pode ter certeza da real magnitude da tensão, já que o caráter linear desaparece após o escoamento.

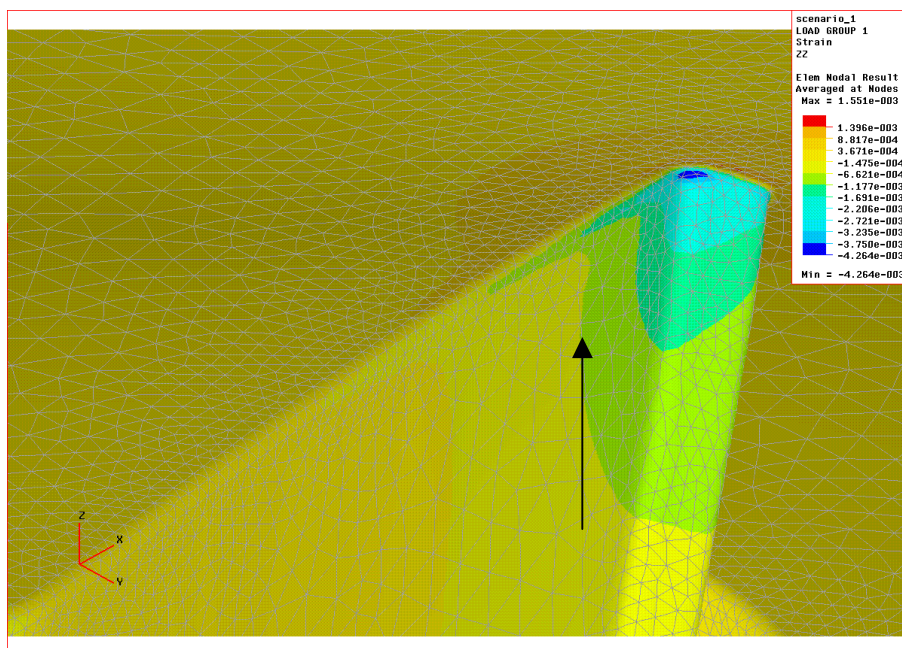


Figura 56 - Deformação específica na direção ZZ, mostrada pela seta.

4.5.1 Modificações de projeto

Após a análise de resultados da simulação da configuração atual, verificou-se a possibilidade de modificações geométricas, buscando-se um ganho de resistência à fadiga, criaram-se 5 configurações de bandejas tibiais, como indicado na Tabela 11. As configurações foram criadas com base na redução das tensões na região de trinca, através da redução do concentrador de tensões. O desenho em sólido das propostas pode ser visualizado nas Figuras 57 à 61.

Tabela 11 – Identificação e descrição das configurações.

Identificação	Descrição
Alfa	Raio de 1,2 mm na junção da haste intramedular com a base inferior
Bravo	Raio de 3 mm na junção da haste intramedular com a base inferior.
Charlie	Raio de 4 mm na junção da haste intramedular com a base inferior
Delta	Raio de 4 mm na junção da haste intramedular com a base inferior e largura médio-lateral da haste de 32 mm.
Echo	Raio de 4 mm na junção da haste intramedular com a base inferior e largura médio-lateral da haste de 32 mm e distância antero-posterior da haste de 16 mm

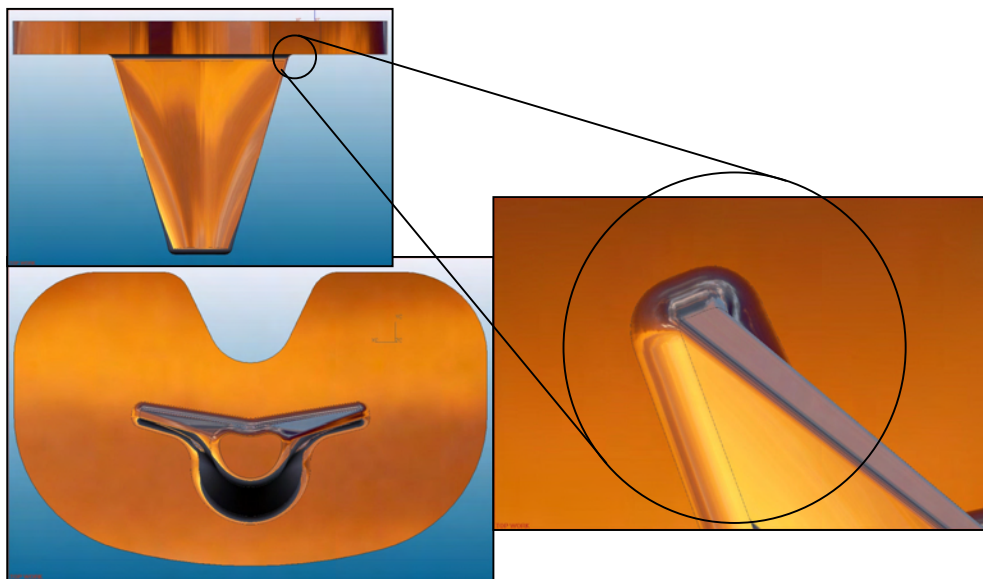


Figura 57 – Configuração Alfa, mostrando o detalhe do raio de concordância de 1,2 mm.

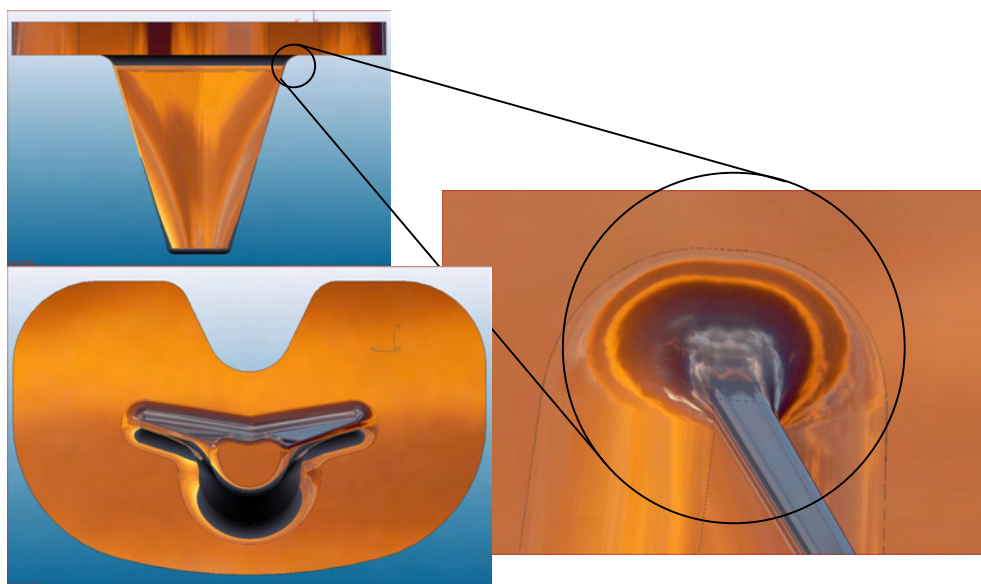


Figura 58 – Configuração Bravo, mostrando o detalhe do raio de concordância de 3 mm.

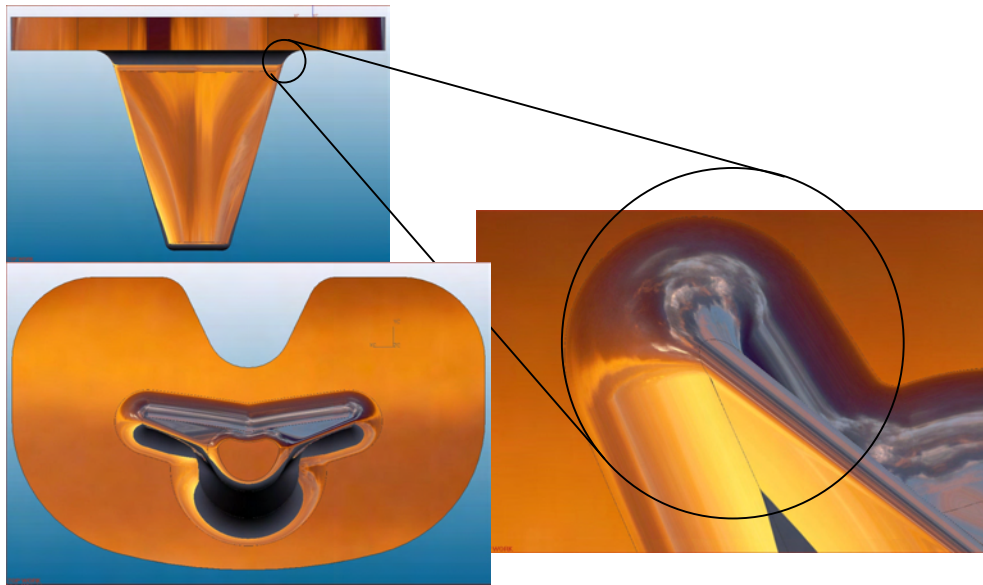


Figura 59 – Configuração Charlie, mostrando o detalhe do raio de concordância de 4 mm.



Figura 60 – Configuração Delta, mostrando o raio de concordância de 4 mm e manutenção da cota médio-lateral em 32 mm.



Figura 61 – Configuração Echo, mostrando o raio de concordância de 4 mm e manutenção da cota médio-lateral em 32 mm e da antero-posterior em 16 mm.

A configuração Alfa apresenta o raio de 1,2 mm. Este raio foi escolhido por ser um dos raios de ponta de ferramenta de corte padrão, facilitando o processo de fabricação dos implantes, sem a necessidade de grande investimento em ferramentaria. As configurações Bravo e Charlie apresentam raios de 3 e 4 mm, respectivamente. Estes implantes necessitam de ferramentas tipo “Ball Nose” para a confecção do raio concordância e também apresentam a particularidade de aumentarem as cotas médio-lateral e antero-posterior da haste intramedular. Este aumento é de cerca de 4 mm para a configuração Bravo e 6 mm para a configuração Charlie, podendo provocar restrições de tamanho ósseo para a instalação. Com vistas a evitar estas restrições, foram criadas as configurações Delta e Echo, que utilizam raio de 4 mm e reduzem as cotas médio-lateral e antero-posterior para os valores originais de 32 e 16 mm, pela redução do *sketch* inferior da haste intramedular. O *sketch* é o perfil de onde parte a orientação para a criação da haste intramedular, como mostrado na Figura 62.

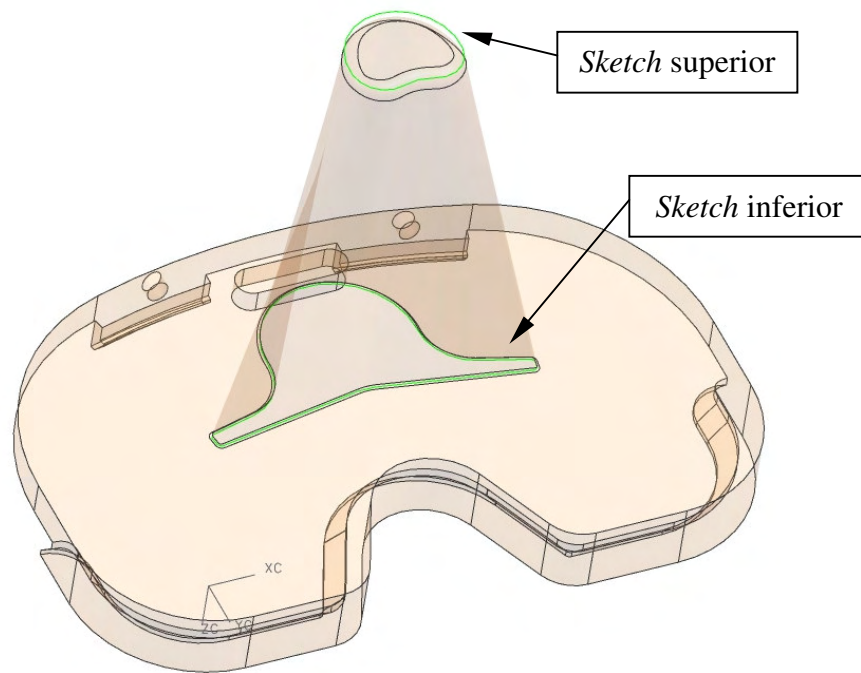


Figura 62 – Representação dos *sketch* (em verde) para a construção da haste intramedular em 3D.

4.5.2 Pré-processamento, solver e pós-processamento das propostas

A seqüência de análise das configurações propostas seguiu essencialmente o mesmo procedimento empregado na análise da configuração atual. As diferenças foram a utilização de uma malha ligeiramente maior, de 1,5 mm, que apresentou a convergência pelos mesmos critérios empregados anteriormente, mostrada na Figura 63. A maior malha reduz o tempo de processamento significativamente. Quanto ao pós-processamento, foram analisadas as tensões de von Mises e mínima principal nos modelos, visto que parecem contribuir significativamente para a propagação de trinca.

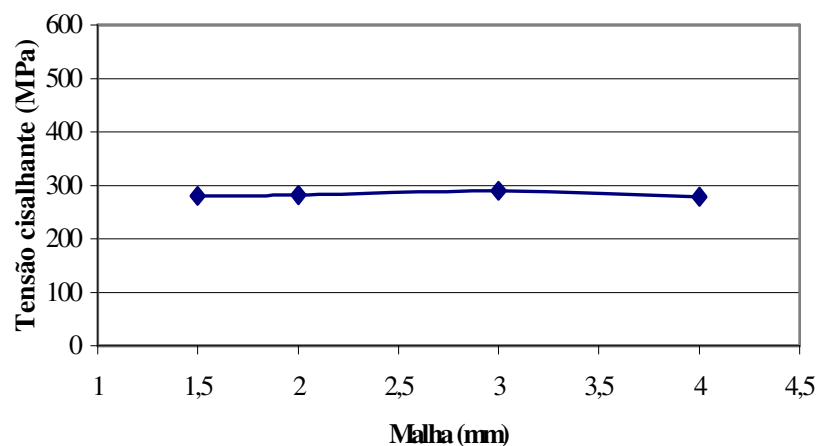


Figura 63 – Teste de convergência na configuração Alfa.

4.5.3 Resultados das tensões nas propostas.

Os resultado do pós-processamento para as configurações, sob a análise de tensões de von Mises e mínima principal, são mostrados nas Figuras 64 à 73. A região das Figuras corresponde à parte em balanço, como mostrado nas Figuras 51 e 52 para a configuração atual.

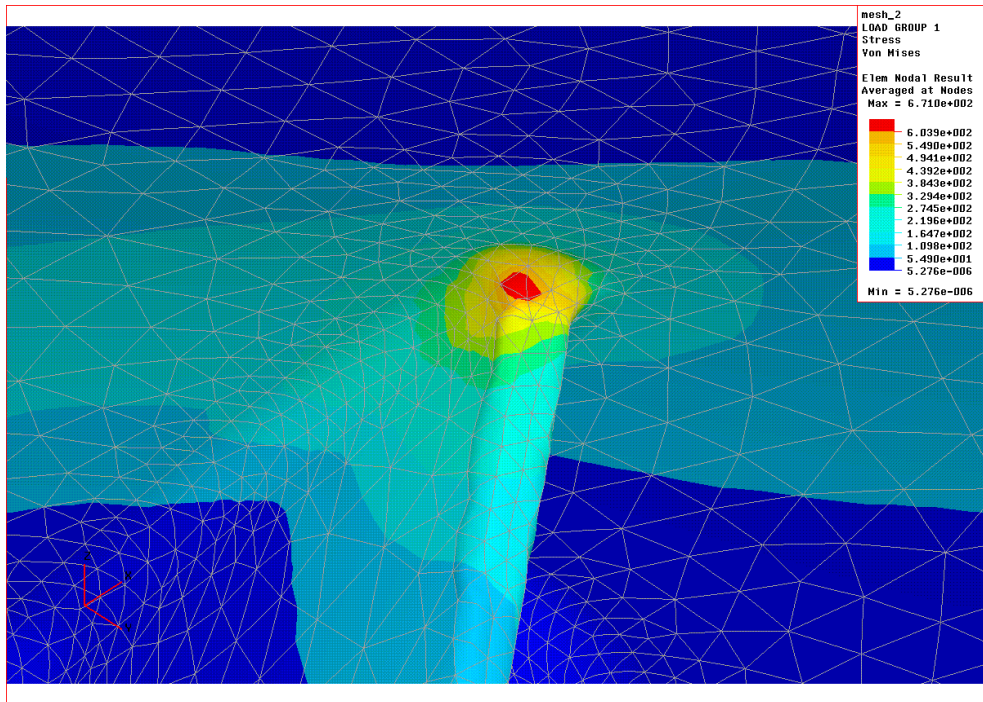


Figura 64 – Configuração Alfa – tensões de von Mises.

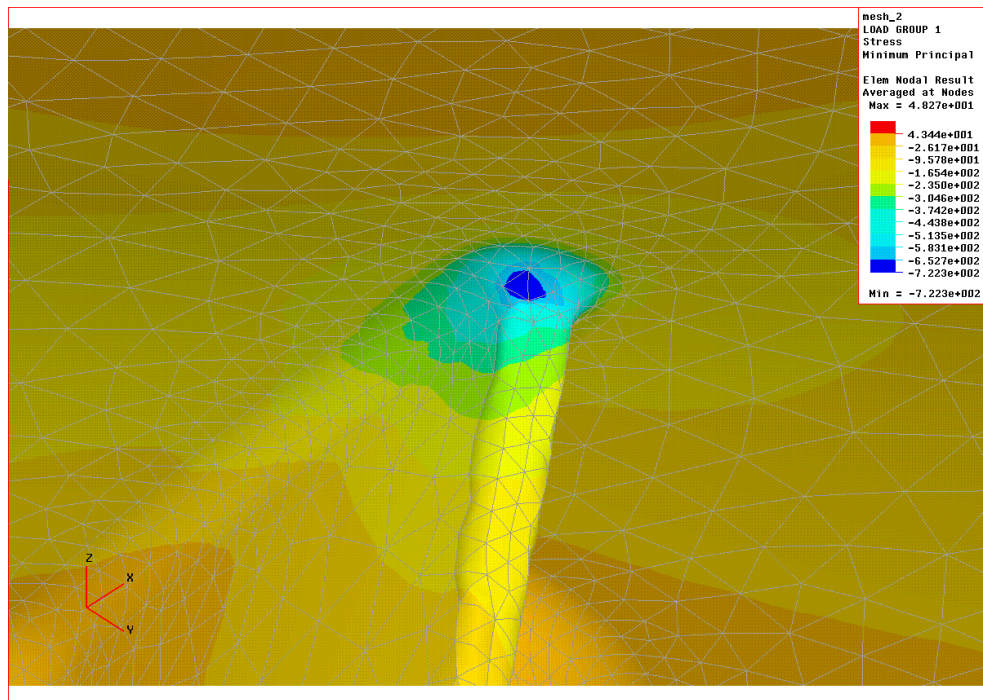


Figura 65 - Configuração Alfa – tensões mínimas principais.

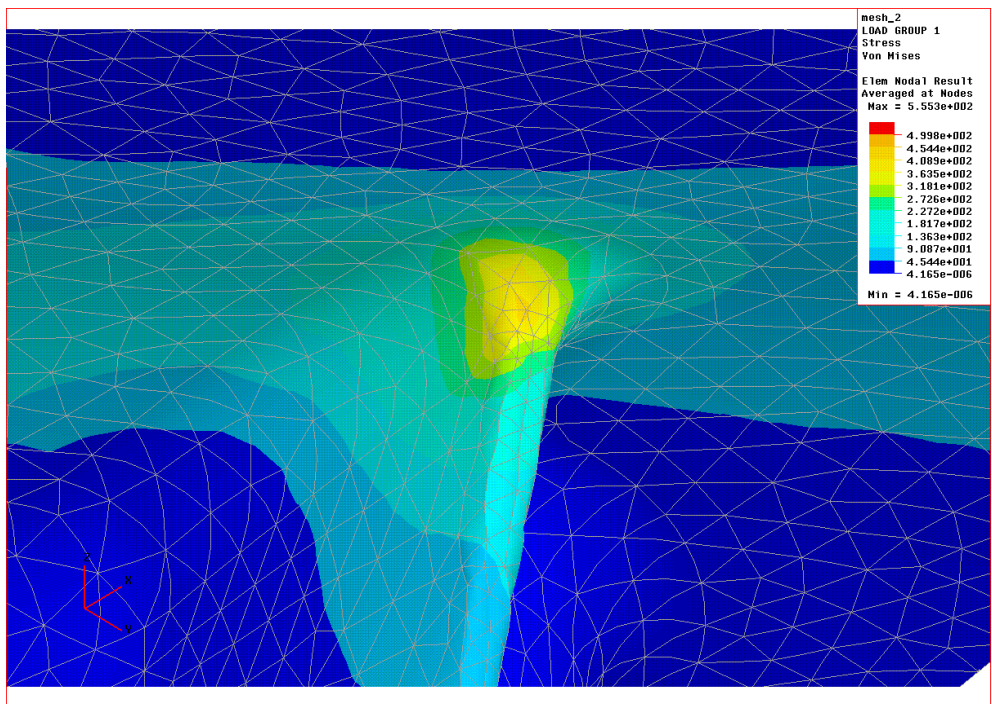


Figura 66 - Configuração Bravo – tensões de von Mises.

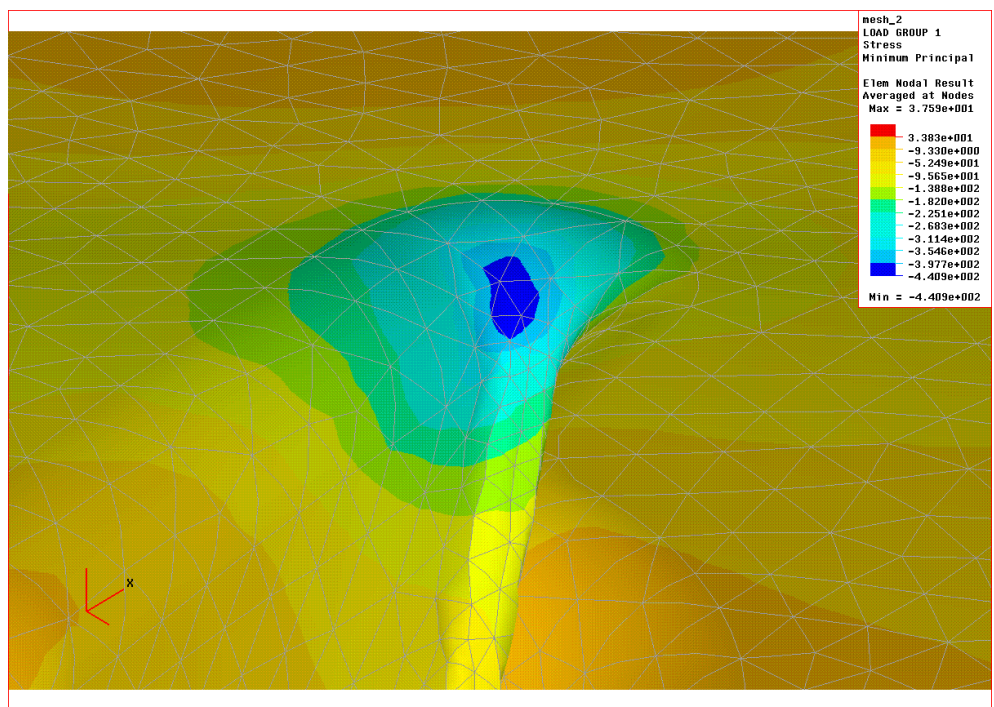


Figura 67 - Configuração Bravo – tensões mínimas principais.

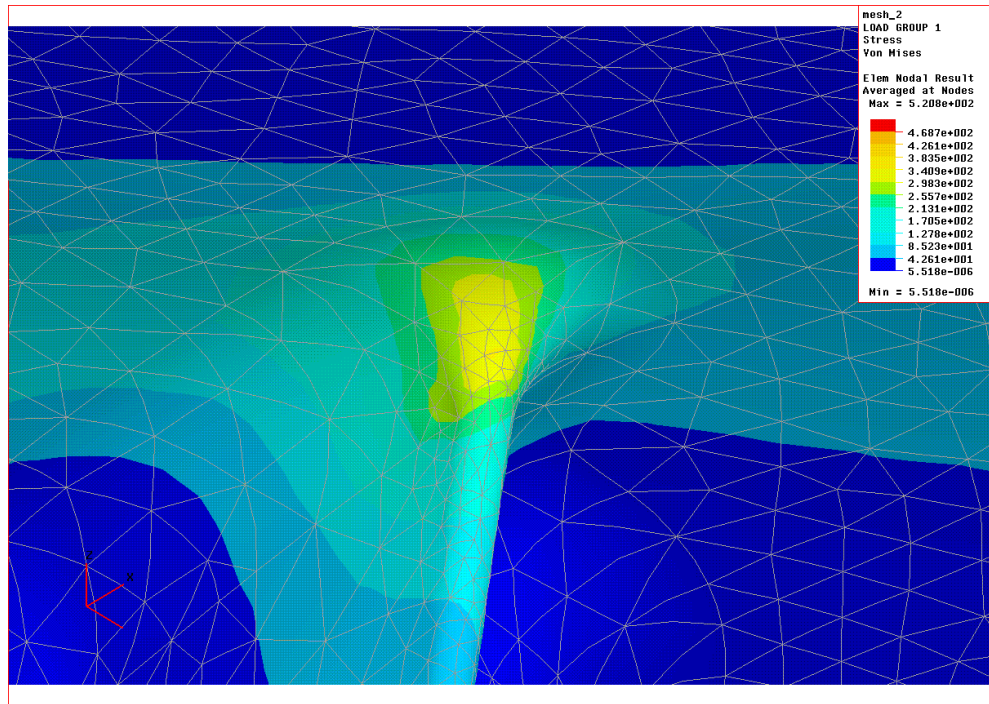


Figura 68 - Configuração Charlie – tensões de von Mises.

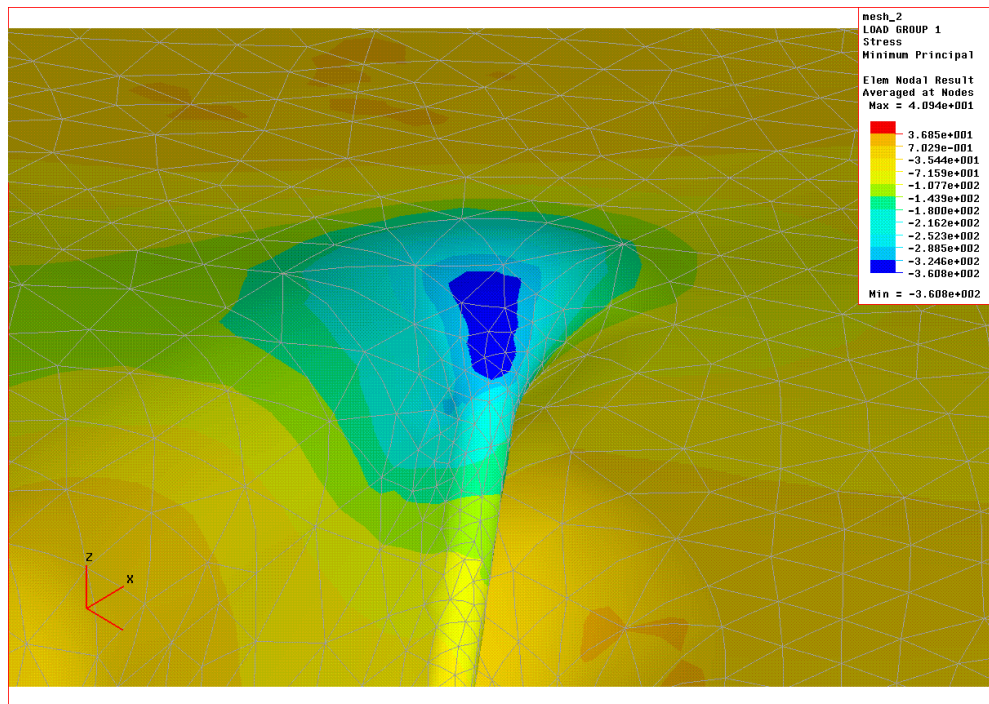


Figura 69 - Configuração Charlie – tensões mínimas principais.

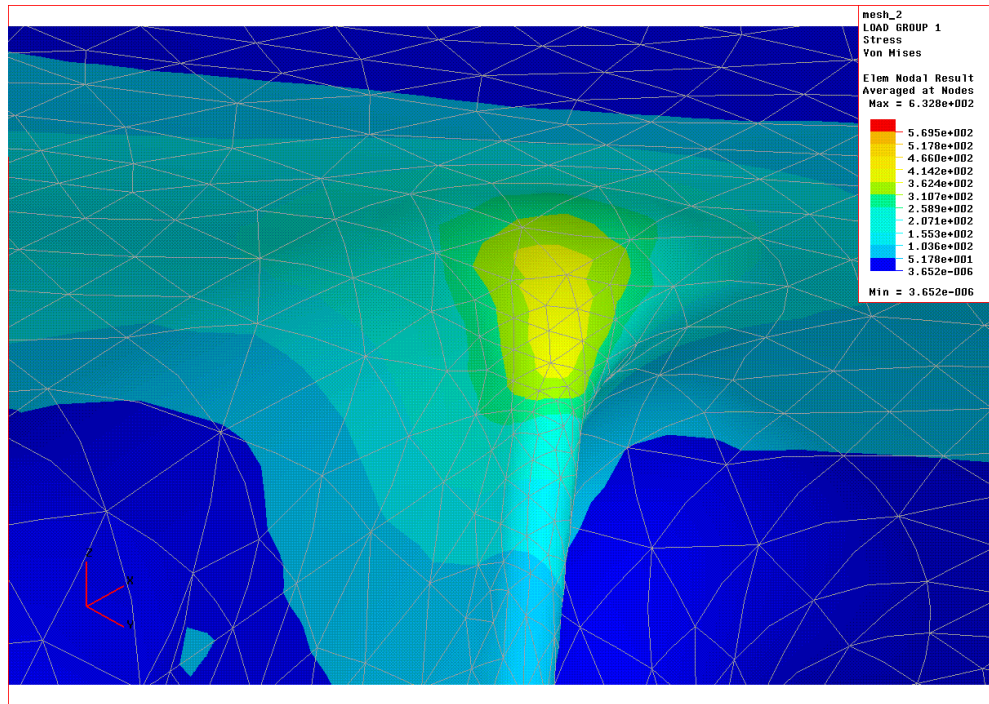


Figura 70 - Configuração Delta – tensões de von Mises.

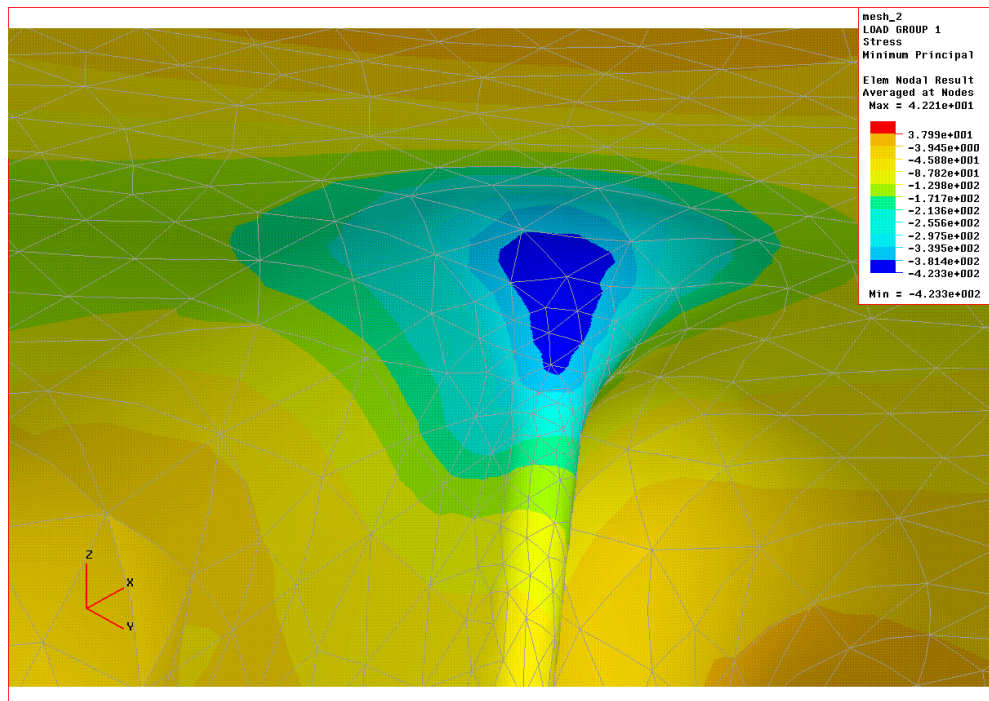


Figura 71 - Configuração Delta – tensões mínimas principais.

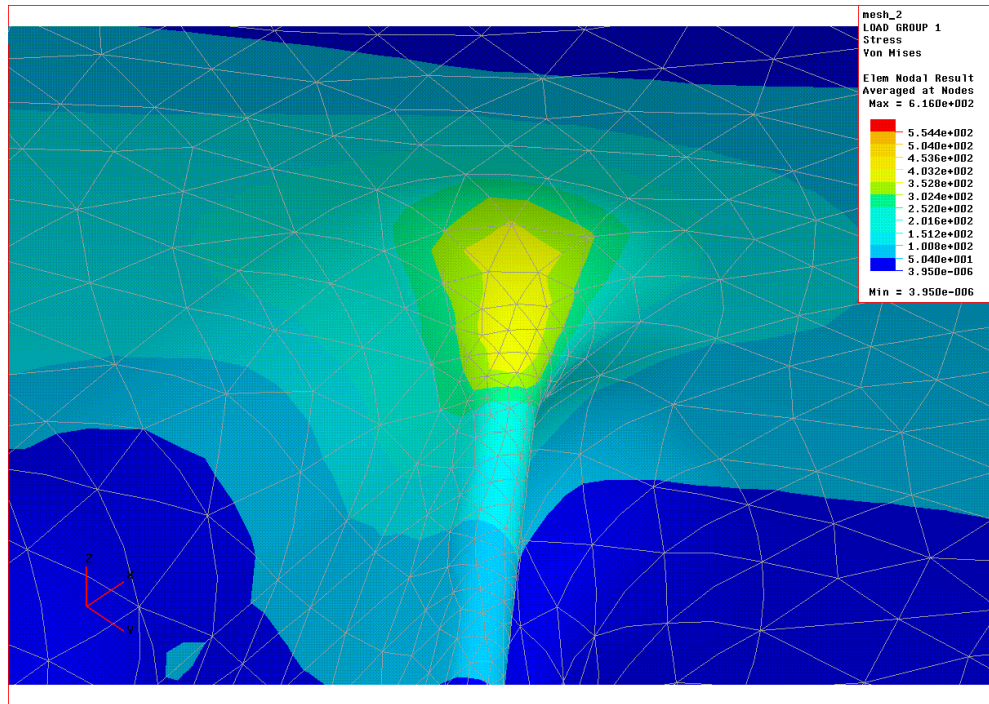


Figura 72 - Configuração Echo – tensões de von Mises.

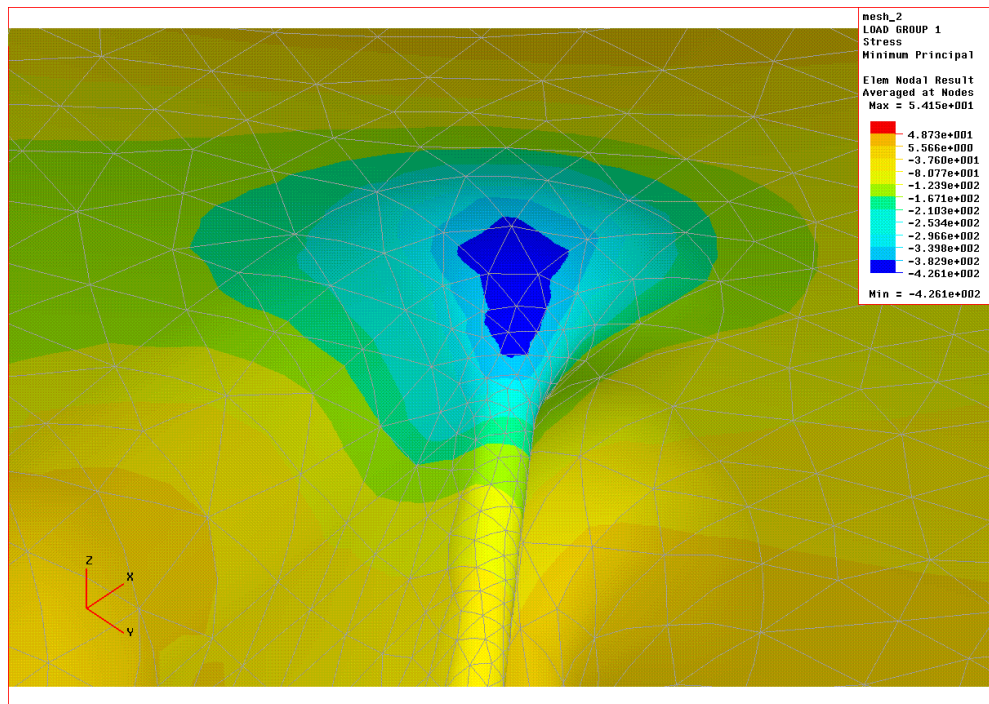


Figura 73 - Configuração Echo – tensões mínimas principais.

Pela análise das Figuras 64 a 73, pode ser observada a redução nas tensões no raio de concordância das configurações criadas. O gráfico da Figura 74 mostra a comparação de valores de todas as configurações e da configuração atual.

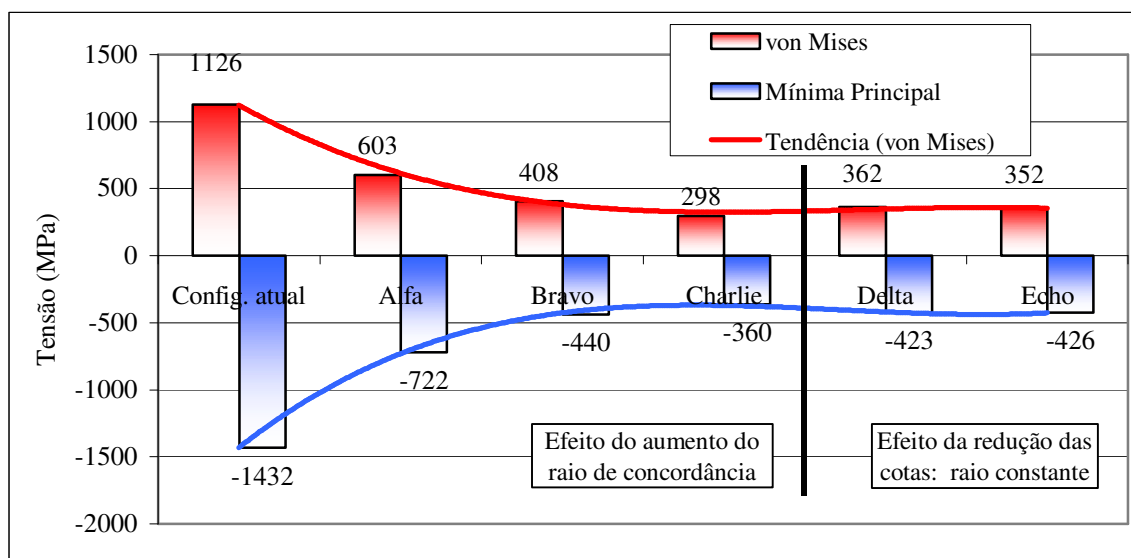


Figura 74 – Comparação de valores de tensão de todas configurações simuladas.

Pode-se observar, pela análise de resultados pela análise das Figuras 64 a 73, que há uma significativa redução de tensões de von Mises e mínima principal na região do raio de concordância para cada uma das propostas. A diminuição do efeito de concentração de tensões, criado pelo aumento do raio de concordância, tenderá a elevar o número de ciclos para a falha, ou aumentar a carga suportada em fadiga.

Entretanto, a nucleação de trincas pela ação de tensões compressivas ocorre com a concomitância de deformação plástica, já que devido a extrema singularidade geométrica do raio de concordância, a tensão excede em muito a o limite de proporcionalidade medida.

O mecanismo de propagação de trincas é explicado por Broek [83] e Suresh [66]. Quando a tensão compressiva excede o limite de escoamento localmente, tensões residuais são produzidas. Isto ocorre porque a deformação plástica não é uniforme, já que a geometria do implante e o carregamento são complexos. Como as tensões residuais devem estar em equilíbrio, haverá tensões residuais trativas para compensar as tensões residuais compressivas. Assim, as tensões compressivas produzem, no descarregamento, tensões residuais trativas. No novo ciclo de compressão, a tensão compressiva efetiva é menor, devido a sobreposição da tensão residual trativa. Este comportamento é mostrado esquematicamente na Figura 75. No novo descarregamento, a tensão residual trativa é superior a tensão compressiva mínima, colocando o material em tração. A sobreposição das duas curvas é mostrada na Figura 76, sendo evidenciado o caráter trativo em uma parte do ciclo. Isto produz, assim, uma tensão residual trativa cíclica, que leva à fratura do material por fadiga. Tudo indica que a razão de carregamento tem uma forte influência, já que se esta for alta, talvez a tensão compressiva mínima seja maior que a tensão residual trativa, mantendo o local sempre em compressão.

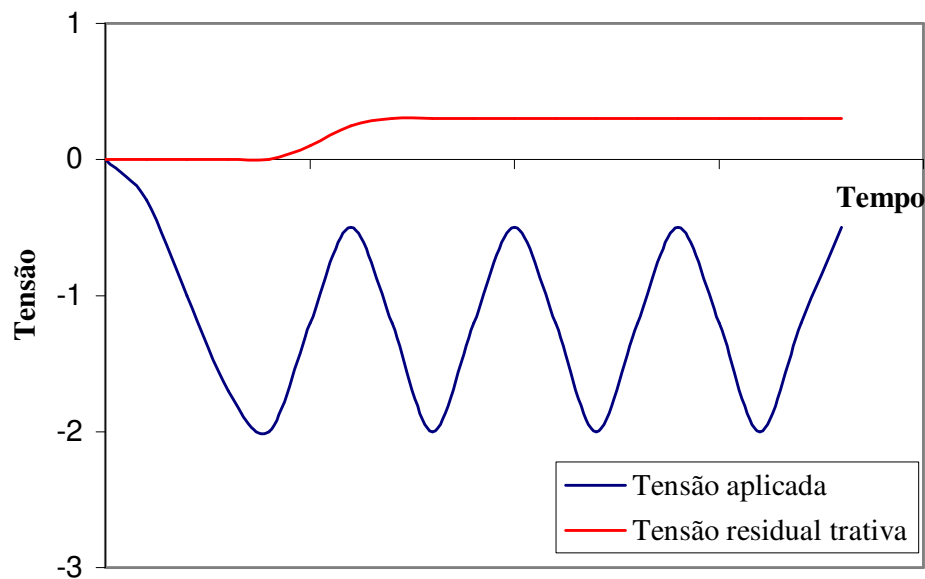


Figura 75 – Representação esquemática da influência da tensão compressiva cíclica (acima do limite de escoamento) nas tensões residuais trativas.

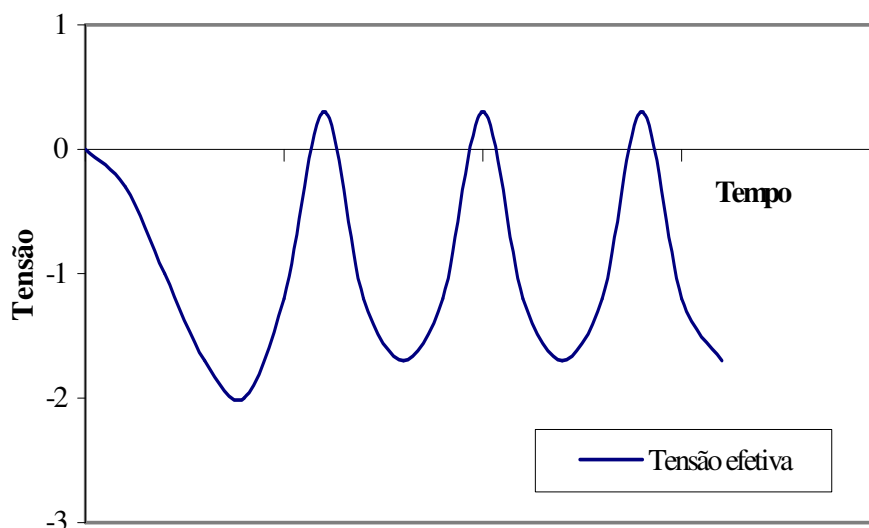


Figura 76 – Resultante da tensão compressiva cíclica e tensão trativa residual.

A medida que a trinca propaga, a tensão compressiva diminui, reduzindo o efeito das tensões residuais trativas. Assim, existe uma tendência a reduzir a velocidade de propagação da trinca.

Se as tensões locais forem reduzidas, a deformação plástica diminuirá, tendendo a diminuir o efeito das tensões residuais trativas e elevando a vida em fadiga, já que as deformações serão menos pronunciadas, diminuindo o efeito dos planos de escorregamento, e retardando a nucleação.

As configurações mais promissoras, tomando-se em conta os quesitos de engenharia, são a Bravo e Charlie, pois além de reduzirem o efeito de concentrador de tensões, aumentam a cota médio-lateral, que fornece uma seção resistente maior para suportar o esforço de flexão na bandeja.

Entretanto, esta característica pode se tornar indesejável do ponto de vista clínico, pois para acomodar estas configurações é necessária a abertura de um canal medular maior, podendo acarretar na diminuição a faixa de tamanhos de ossos para a inserção. Somando-se os fatores de engenharia e clínicos, as configurações Delta e Echo parecem ser as mais adequadas, com tensões da mesma ordem de grandeza da Bravo e Charlie, mas com as cotas médio-lateral e antero-posterior similares a configuração atual. A configuração Alfa, entre todas as configurações, apresenta a maior facilidade de fabricação, apesar da redução de tensão não ser tão grande quanto às outras configurações.

A análise de outras partes dos implantes, para as configurações desenvolvidas, revelou que a tensão máxima de von Mises começa a se deslocar para outros pontos do implante, podendo a falha por fadiga ocorrer nestas regiões. Na escala que aparece a direita das Figuras 66, 68 70 e 72, a tensão em tom vermelho(ou seja, a maior tensão de von Mises) ocorre sempre na região mostrada na Figura 77, sugerindo que a trinca se tenderá a se propagar primeiramente nesta região, ainda que com maior dificuldade do que na configuração atual.

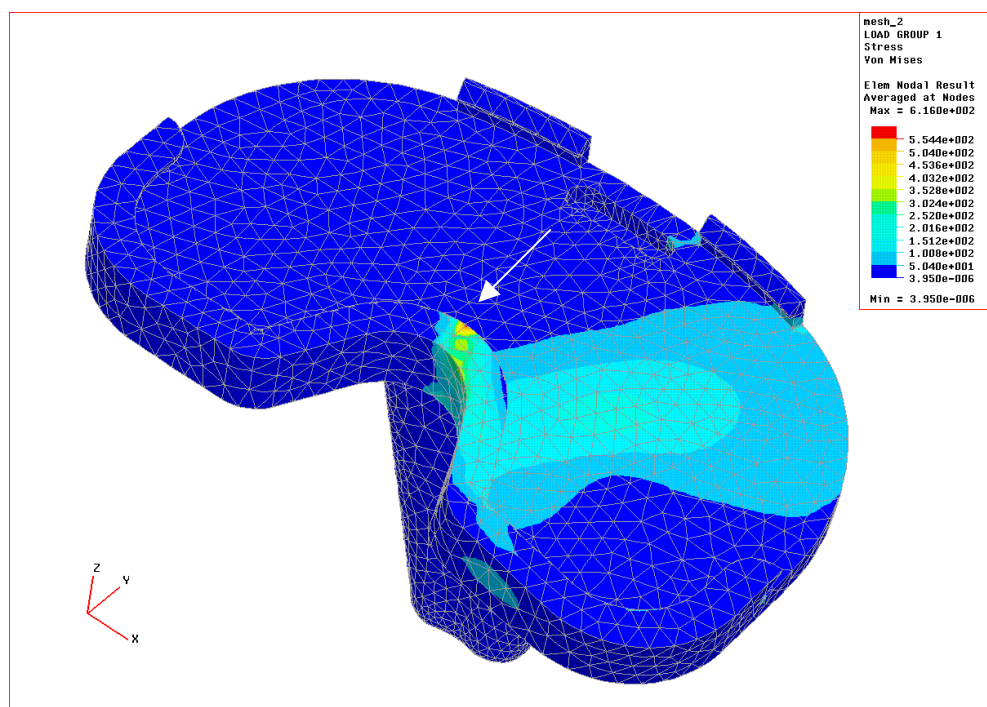


Figura 77 – Região de maior tensão de von Mises nas configurações, mostrada pela seta.

O gráfico da Figura 78 compara os valores de tensão de von Mises na região mostrada pela seta na Figura 77.

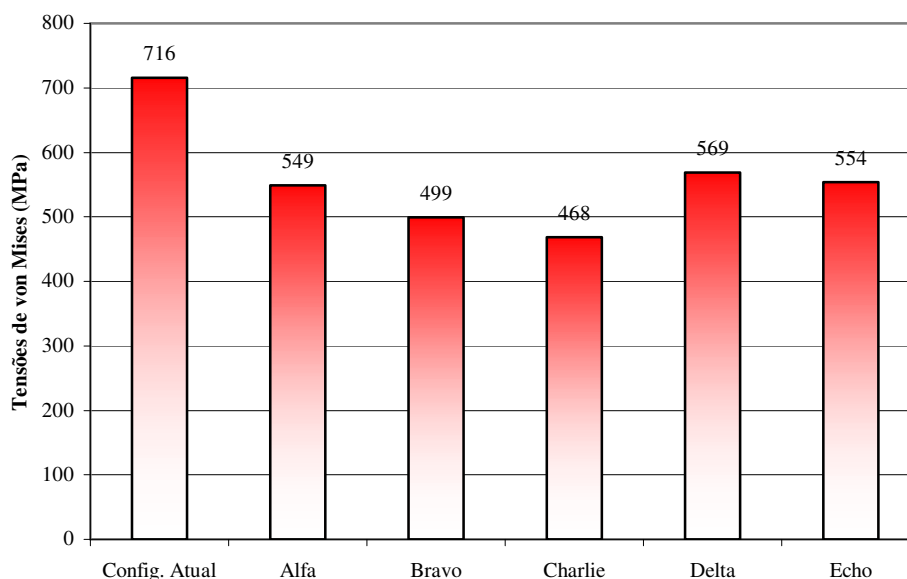


Figura 78 – Comparação dos valores de tensão de von Mises máximas na parte superior das configurações.

Observando-se o gráfico da Figura 78, pode-se verificar que a variação de tensão com as diferentes propostas não é tão grande, se comparada com a variação de tensão no raio de concordância da haste intramedular, como mostrada na Figura 75. Na parte superior do implante, não foi feita nenhuma modificação geométrica, sendo a variação existente entre as configurações devido a diferente distribuição de tensões. Também reside o fato de haver, com o aumento do raio de concordância da haste intramedular, um melhor ancoramento da parte superior da bandeja, já que o aumento do raio ocorre em todo o perfil da base da haste intramedular.

Deve-se considerar que, na parte superior do implante, as tensões também estão acima do limite de escoamento, devendo apresentar deformação plástica. Entretanto, a análise das tensões principais evidenciou, ao contrário da região do raio de concordância, tensões de caráter trativo. Assim, as tensões residuais presentes possuem um caráter compressivo, dificultando a nucleação das trincas neste ponto.

Porém, devido ao caráter extremamente pontual, nas propostas há a probabilidade de haver a nucleação de trincas de fadiga nas regiões fora de influência da tensão residual compressiva, pela ação de tensões trativas acima do limite de fadiga para a liga F138.

5- CONCLUSÕES

Foi realizada a otimização na bandeja tibial Modular III, de forma que as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

1. A liga originalmente empregada, AISI 316L, apresenta não-conformidade de requisitos de composição química e microestrutura de acordo com a norma Brasileira para implantes de aço inoxidável. A liga ASTM F138 analisada apresenta a total conformidade de requisitos.
2. Com carga de 1000 N, ocorre a deformação plástica em algumas regiões da haste.
3. A região do raio de concordância é um ponto de extrema singularidade geométrica, sendo este o principal fator de influência para o início da trinca na bandeja.
4. O modo de fratura por fadiga parece estar fortemente associado a presença de tensões residuais trativas, devido a um estado de deformações plásticas compressivas.
5. As análises pelo método de elementos finitos indicam que a adoção um raio de concordância maior reduz significativamente a tensão compressiva nas propostas, tendo um potencial para elevação da vida em fadiga.
6. Segundo os critérios de otimização do componente, baseado na redução de tensões e manutenção das cotas medial-lateral e anterior-posterior, a configuração Echo parece ser a mais adequada para a substituição da configuração atual. Entretanto, testes de fadiga devem ser realizados para confirmação e quantificação da melhoria da resistência à fadiga.
7. Sob a ótica de fabricação, a configuração Alfa é a mais adequada, em virtude do aproveitamento de ferramental. Entretanto, esta configuração apresenta a menor redução de tensões entre as propostas apresentadas.

6- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Obter a curva de fadiga para vários materiais aplicáveis e geometrias propostas.
2. Verificação da influência do acabamento superficial no desempenho em fadiga das configurações.
3. Mensurar, pela técnica de raios X, a influência das tensões residuais tratativas na nucleação das trincas em fadiga para o aço inoxidável austenítico.
4. Avaliar a influência da curva de carregamento real no desempenho em fadiga.
5. Verificar a influência de tratamentos de superfície no desempenho em fadiga dos implantes.
6. Simular, por meio do método de elementos finitos em análise não-linear, a distribuição de tensões nas propostas.
7. Simular, por meio de ensaios físicos, o comportamento em fadiga de toda a articulação.
8. Analisar a geometria ideal da haste intramedular, comparando com os aspectos de funcionalidade, reabsorção óssea adaptativa e resistência à fadiga.

7- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- Font-Rodriguez DE, Scuderi GR, Insall JN. **Survivorship of cemented total knee arthroplasty**. Clinical Orthopaedics .vol. 345 pg. 79-86 (1997)
- 2- Sharkey, P.F., Hozack, W.J., Rothman, R.H., Shastri, S., and Jacoby, S.M. **Why are knee replacements failing today?** In Proc. of the Knee Society, Dallas, TX., (2002).
- 3- Charnley J., **The bonding of prosthesis to bone by cement**. Journal of Bone Joint Surgery, vol. 46B pg .518. (1964)
- 4- Charnley J.. **The long term results of low friction arthroplasty of the hip performed as a primary intervention**. Journal of Bone Joint Surgery, vol. 54B pg. 61 (1972).
- 5- Andriacchi T.P. Hurwitz. D.E. **Gait biomechanics and the evolution of total joint replacement** Gait and Posture, vol. 5 pg. 256 (1997).
- 6- NBR ISO 8549-1 **Próteses e órteses – Vocabulário, Parte 1: Termos gerais para próteses externas de membros e órteses externas**.
- 7- Medline Plus Health Information, US. National Library of Medicine http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/ency/presentations/100006_5.htm.
- 8- Medline Plus Health Information, US. National Library of Medicine <http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/ency/imagepages/9494.htm>.
- 9- Stuart L., Weinstein, Joseph A. Buckwalter, tradução de Nascimento F. G..**Ortopedia de Turek : princípios e sua aplicação**. Editora Manole, (2000).
- 10- Kurtz SM, Muratoglu OK, Evans M, Edidin AA. Advances in the processing, sterilization, and crosslinking of ultra- high molecular weight polyethylene for total joint arthroplasty. Biomaterials; vol. 20 pg. 1659 (1999).
- 11- Waugh W. **The growth of an idea: 1951-1961. In John Charnley: The Man and the Hip**. London, Editora Springer-Verlag, (1990).
- 12- Charnley J. **Tissue reaction to the polytetrafluoroethylene**. Lancet; vol. 2 pg. 1379 (1963).
- 13- NBR ISO 7207-1 – **Implantes para cirurgia – Componentes femoral e tibial para próteses parcial e total de articulação de joelho – Parte 1: Classificação e designação da dimensões**;
- 14- Knee Joint Replacement Series, Medical Encyclopedia, http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/ency/presentations/100088_1.htm
- 15- Hospital for Special Surgery, Orthopaedic Surgery, http://orthopaedics.hss.edu/services/hip/knee_joint_arthritis/ - preopCourse
- 16- Facts About Total Joints - Total Hip and Total Knee Replacement Surgery, <http://www.totaljoints.info/tricompTotKNEEfoto.jpg>

- 17- Medline Plus Health Information, US. National Library of Medicine <http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/ency/article/002974.htm>.
- 18- Agrawal C.M, **Reconstructing the human body using biomaterials**, Journal of the Minerals Metals & Materials Society, vol. 1 p31-35 (1998)
- 19- **Overview of biomaterials and their use in medical devices**, Handbook of materials for medical devices, ASM,
- 20- Long M. e Rack H.J.. **Titanium Alloys in Total Joint Replacement – A materials Science perspective**, Biomaterials, vol. 19, pg. 1621-1639, (1998).
- 21- Vallet-Regí, M., **Introduction to the World of Biomaterials**, Anales de Química, vol. 93 pg 6 (1997)
- 22- Aoki, H., “**Transactions**”, Japan Welding Research Institute, vol.17, pg. 107 (1988)
- 23- Williams, D.F., **In Definitions in Biomaterials**, Ed. Elsevier, Amsterdam, p. 66-71 (1987)
- 24- Wilson, J.; **Anales de Química**, vol. 93, pg.15. (1997)
- 25- **Biomedical Materials – Teacher Reference** - Materials Science and Engineering – UNSW, pg 6 (2001)
- 26- Escobedo, J. et al. **Effect of nitrogen on microstructure and mechanical properties of a Co-Co-Mo alloy**, Materials and Design, vol. 17, pg.79 (1996)
- 27- Dearnley P.A., **A review of metallic ceramic and surface treated metals used for bearing surfaces in human joint replacements**, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol. H 213 pg.107 (1999)
- 28- Dearnley P.A., Dahma K.L., Çimenoglu H., **The corrosion–wear behaviour of thermally oxidised CP-Ti and Ti–6Al–4V**, Wear, vol. 256, pg. 469, (2004)
- 29- Borowy K-H, Kramer K-H. **On the properties of a new titanium alloy (TiAl5Fe2.5) as implant material**. Science and Technology, Deutsche Gesellschaft Fur Metallkunde EV, vol. 2 pg. 1381 (1985)
- 30- Kimura H, Izumi O, **Titanium 80’** Science and Technology, Proceedings of the Fourth International Conference on Titanium. vol. 4 pg. 505 (1980)
- 31- Steinemann SG. **Corrosion of surgical implants-in vivo and in vitro tests**. New York, Ed. John Wiley, (1980)
- 32- Steinemann SG. **Corrosion of titanium and titanium alloys for surgical implants**. Science and Technology, vol. 2. Munich, Deutsche Gesellschaft Fur Metallkunde EV; vol. 2 pg.1373 (1985).
- 33- Laing PG, Fergosun AB Jr, Hodge ES. **Tissue reaction in rabbit muscle exposed to metallic implants**. Journal Biomedical Material Research. vol.1 pg. 135 (1967)

- 34- Fanning JC. **Properties and processing of a new metastable beta titanium alloy for surgical implant applications: TIMETALt 21SRx**. Titanium 95': Science and Technology pg. 1800 (1996).
- 35- Okazaki Y, Ito Y, Ito A, Tateishi T. **Effect of alloying elements on mechanical properties of titanium alloys for medical implants**. Materials Transactions- Japan Institute of Metals vol. 34 pg.1217 (1993)
- 36- Kovacs P, Davidson JA. **The electrochemical behavior of a new titanium alloy with superior biocompatibility**. Science and Technology, Metals & Materials Society, pg. 2705 (1993).
- 37- Mishra AK, Davidson JA, Kovacs P, Poggie RA. **Ti-13Nb-13Zr: a new low modulus, high strength, corrosion resistant near-beta alloy for orthopaedic implants**. In: Beta Titanium in the 1990. The Minerals, Metals & Materials Society, pg. 61 (1993)
- 38- Ahmed T, Long M, Silvestri J, Ruiz C, Rack HJ. **A new low modulus, biocompatible titanium alloy**. Presented at the 8th World Titanium Conference. Birmingham, UK, October 1995.
- 39- Long M., Rack H.J. **Titanium alloys in total joint replacement-a materials science perspective**. Biomaterials vol. 19 pg. 1621 (1998)
- 40- Peters M, Gysler A, Lu \rightarrow tjerling G. **Influence of microstructure on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V**. Titanium 80-Science and Technology pg. 1777 (1981)
- 41- Wagner L., Jae RI. **Optimization of bi-modal microstructure and texture in Ti-6Al-4V - Microstructure/property relationships in titanium aluminides and alloys**. The Minerals, Metals & Materials Society pg 521 (1991)
- 42- Woodman JL, Jacobs JJ, Galante JO, Urban RM. **Metal ion release from titanium-based prosthetic segmental replacements of long bones in baboons: a long-term study**. Journal of Orthopaedics Research vol. 1 pg. 421 (1984).
- 43- Disegi JA, Eschbach L. **Stainless steel in bone surgery**. Injury; vol. 31 pg. 4 (2000).
- 44- Schmidt C, Ignatius A, Claes LE. **Proliferation and differentiation parameters of human osteoblasts on titanium and steel surfaces**. Journal of Biomedical Materials Research vol. 54 pg. 209 (2001)
- 45- ASM Metals Handbook, Volume 1 – **Materials and Properties Selection**, 10^o Edition, ASM International, (2001).
- 46- ISO 5832-1, **Implants for surgery – Metallic Materials – Part 1: Wrought stainless steel**
- 47- MFinia, N. Nicoli Aldinia, P. **A new austenitic stainless steel with negligible nickel content: an in vitro and in vivo comparative investigation**. Biomaterials vol.24 pg. 4929 (2003)
- 48- ISO 5832-9, **Implants for surgery – Metallic Materials – Part 9: Wrought high nitrogen stainless steel**
- 49- Swiontkowski MF, Agel J, Schwappach J, McNair P, Welch M. **Cutaneous metal sensitivity in patients with orthopaedic injuries**. Journal Orthopaedics Traumatology vol. 2 pg. 86 (2001).

- 50- Sloten J.V., L. Labey, R. Van Audekercke and G. Van der Perre. **Materials selection and design for orthopaedic implants with improved long-term performance** *Biomaterials*, vol. 19 pg. 1455(1998).
- 51- K. Bordji, J.Y. Jouzeau, D. Mainard, E. Payan, P. Netter, K.T. Rie, T. Stucky and M. Hage-Ali. **Cytocompatibility of Ti-6Al-4V and Ti-5Al-2.5Fe alloys according to three surface treatments, using human fibroblasts and osteoblasts.** *Biomaterials*, vol. 17 pg. 929 (1996).
- 52- Dujovne AR, Bobyn JD, Krygier JJ, Miller JE, Brooks CE. **Mechanical compatibility of noncemented hip prostheses with the human femur.** *Journal of Arthroplasty*; vol. 8 pg. 7 (1993).
- 53- Huiskes R, Weinans H, van Rietbergen B. **The relationship between stress shielding and bone resorption around total hip stems and the effects of flexible materials.** *Clinical Orthopaedics and Related Research* vol. 274 pg. 124 (1992)
- 54- Sumner DR, Galante JO. **Determinants of stress shielding: design versus materials versus interface.** *Clinical Orthopaedics and Related Research*; vol. 274 pg. 202 (1992).
- 55- Dowson D. **Bio-tribology of natural and replacement synovial joints.** *Biomechanics of Diarthrodial Joints*, vol. II. Chap. 29. New York: Springer pg. 305 (1992)
- 56- John, V. **Introduction to engineering materials**, 3 edição, Macmillan Press Ltd, (1992)
- 57- Callister, W. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** LTC, (2002).
- 58- **ASM Specialty Handbook, Stainless Steel**, ASM International, (1994)
- 59- Abernethy, P.J., Robinson, C.M., Fowler, R.M. **Fracture of the metal tibial tray after Kinematic total knee replacement.** *Journal of Bone and Joint Surgery*. vol. 78B pg. 220, (1996).
- 60- Mendes, D.G., Brandon D., Galor L., Roffman, M. **Breakage of the metal tray in total knee replacement.** *Orthopaedics*, vol. 7 pg. 860, (1984).
- 61- Morrey, B.F., Chao, E.Y.S, **Fracture of porous coated metal tray of a biologically fixed knee prosthesis: report of case.** *Clinical Orthopaedic and Related Research*, vol. 228, pg. 182, (1988)
- 62- Azevedo, C.R.F., Hippert E. **Failure analysis of surgical implants in Brazil**, *Engineering Failure Analysis* vol. 9 pg. 621, (2002)
- 63- Flivik, G., Ljung, P., Rydholm U. **Fracture of tibial tray of PCA knee: a case report of early failure caused by improper design.** *Acta Orthopaedica Scandanavica*, vol. 61 pg. 26, (1990).
- 64- 61 – Chen, F., Krackow, K.A. **Management of tibial defects in total knee artroplasty.** *Clinical Orthopaedic and Related Research*, vol. 305 pg. 249 (1994).
- 65- Scott, R.D., Ewald, F.C., Walker, P.S. **Fracture of the metal tray following total knee replacement.** *Journal of Bone and Joint Surgery*, vol. 66A, pg. 780 (1984).
- 66- Suresh, S. **Fatigue of materials**, 2º edição, Cambridge University Press, (1998)

- 67- Schijve J. **Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art.** International Journal of Fatigue vol. 25 pg. 679 (2003)
- 68- S.H. Teoh. **Fatigue of biomaterials: a review.** International Journal of Fatigue, vol. 22 pg. 825 (2000).
- 69- Wood, W.A. **Formation of fatigue cracks.** Philosophical Magazine, vol. 3, pg. 692-699, (1958).
- 70- Miner, M.A., **Cumulative damage in fatigue.** Journal of Applied Mechanics, vol. 12, pg. 159, (1945)
- 71- Peterson, R.E. **Notch Sensitivity.** Metal Fatigue. Editora McGraw-Hill, (1959).
- 72- Alves Filho, A. **Elementos Finitos: a Base da Tecnologia CAE,** Editora Érica, (2000).
- 73- Bathe, K. J. **Finite element procedures,** New Jersey, Prentice Hall, (1996)
- 74- Huebner, K. Thornton, E. **The finite element method for engineers.** 2 Edição, New York, John Wiley & Sons (1994).
- 75- ASM Metals Handbook, Volume 9 – **Metallography and Microstructures,** 10^o Edition, ASM International, (2001).
- 76- NBR ISO 6892/2002 – **Materiais metálicos – ensaio de tração à temperatura ambiente.**
- 77- ISO 14879-1/2000 - **Implants for surgery -- Total knee-joint prostheses - Part 1: Determination of endurance properties of knee tibial trays**
- 78- ASTM F1800 – **Cyclic fatigue testing method of metal tibial tray components of total knee joint replacements**
- 79- Class II Special Controls Guidance Document: **Knee Joint Patellofemorotibial and Femorotibial Metal/Polymer Porous-Coated Uncemented Prostheses;** Guidance for Industry and FDA, U.S. Department of Health and Human Services Food and Drug Administration (2003)
- 80- Programa CAD 3D **Unigraphics NX,** Fabricante EDS (2003).
- 81- Programa de análise por elementos finitos **Scenario for Structures P.E.,** módulo do Unigraphics NX (2003).
- 82- Hibbeler, R.C. **Mechanics of Materials,** Prentice Hall, 4^o Edição, (2000)
- 83- Broek, D. **The practical use of fracture mechanics,** Kluwer Academic Publishers, (1989).