

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR ANDRÉ LUIZ MARCELO
..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 15, 12, 2008



.....
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica

Autor: **André Luiz Marcelo**
Orientador: **Itamar Ferreira**

11/2009

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica

Autor: **André Luiz Marcelo**
Orientador: **Itamar Ferreira**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008
S.P . – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

M331p Marcelo, André Luiz
 Propriedades de fadiga de parafusos de alta resistência
 mecânica / André Luiz Marcelo. --Campinas, SP: [s.n.],
 2008.

 Orientador: Itamar Ferreira.
 Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de
 Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

 1. Aço - Fadiga. 2. Parafusos e porcas. 3. Aço -
 Tratamento térmico. 4. Aço - Propriedade mecânica . I.
 Ferreira, Itamar. II. Universidade Estadual de Campinas.
 Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Fatigue properties of high strength bolts

Palavras-chave em Inglês: Steel fatigue, Bolt and nuts, Steel - Heat treatment,
Steel - Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Célia Marina de Alvarenga Freire, Valdir Alves Guimarães

Data da defesa: 15/12/2008

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

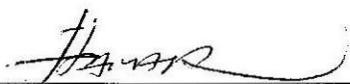
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO

Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica

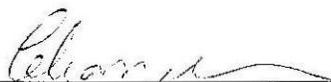
Autor: **André Luiz Marcelo**

Orientador: **Itamar Ferreira**

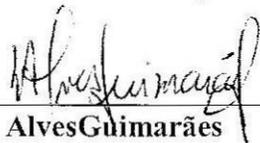
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dra. Célia Marina de Alvarenga Freire
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP/Guaratinguetá

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais João e Nilce, por sempre me incentivarem a estudar, a minha irmã Caroline e minha namorada Cíntia, que sempre me apoiaram e acreditaram em mim.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

À Deus, por estar sempre presente na minha vida, iluminando meu caminho e me dando forças para seguir sempre em frente.

Aos meus pais, Nilce e João, e minha irmã, Caroline, por todo amor, dedicação, afeto, apoio e incentivo em todos os momentos da minha vida.

À minha namorada Cíntia, pela compreensão e paciência infinitas, pelo carinho e amor, que muitas vezes me confortaram nos momentos mais difíceis da construção desse trabalho.

Ao meu amigo e orientador, prof. Dr. Itamar Ferreira, pela confiança depositada, pelos valiosos ensinamentos e por ter me mostrado os caminhos a serem seguidos.

A todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA/FEM/UNICAMP), que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho. Em especial ao prof. Dr. Rubens Caram Junior por disponibilizar os equipamentos de seu laboratório.

A todos os professores da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (FEIS/UNESP) pelos ensinamentos durante a graduação que serviram de base para o Mestrado. Em especial ao prof. Dr. Daniel Yvan Martin Delforge, do Departamento de Engenharia de Materiais e Processos de Fabricação, por me incentivar a seguir com os estudos.

A todos os amigos da república HCC de Ilha Solteira, que foram muito importantes durante minha graduação e continuam fazendo parte da minha vida.

Aos amigos de longa data, Arthur, Bruno, Daniel, Marcelinho e Rafael, por tornarem os dias mais divertidos. Em especial ao Ademir pela receptividade quando mais precisei.

Aos colegas do departamento, Danielle, Sandra e Fabiano, e aos demais colegas da FEM/UNICAMP pela convivência e companheirismo. Em especial ao colega Carmo pelas valiosas discussões técnicas e pela ajuda nas técnicas de caracterização microestrutural.

A todos os funcionários da FEM/UNICAMP, especialmente ao José Luiz do Laboratório de Propriedades Mecânicas, pela paciência, disposição e pelas boas conversas durante a realização dos ensaios.

À NHK Fastener do Brasil, pelo auxílio financeiro e de materiais, pela paciência e apoio sem os quais este trabalho não seria possível. Em especial para o Sr. Roberto e Sr. Sueo pelo pronto atendimento quando solicitados.

*“A mente que se abre a uma nova idéia jamais
voltará ao seu tamanho original”
(Albert Einstein)*

Resumo

MARCELO, André Luiz, *Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 118 p. Dissertação (Mestrado).

Parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 10.9) fabricados com dois aços de origens diferentes são utilizados para investigar a influência da temperatura de revenido, da seqüência do processo de fabricação (laminação da rosca antes e após o tratamento térmico) e da quantidade de inclusões contidas no aço, no limite de fadiga e também qual o critério de falha por fadiga existente na literatura que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Parafusos M8 com rosca grossa foram divididos em sete grupos diferentes, três fabricados com aço nacional (AISI 4135) e tratados termicamente após laminação da rosca com temperaturas de revenido 490, 520 e 550 °C, e quatro fabricados com aço japonês (SCM 435H), porém, desses quatro grupos, três foram idênticos aos fabricados com aço nacional e um último grupo teve a rosca laminada após tratamento térmico, com temperatura de revenido de 550 °C. Nesses grupos foram realizadas análises metalográficas e de micro-inclusões, ensaios de tração, microdureza Vickers e fadiga e, por último, uma análise fractográfica dos parafusos que falharam durante o ensaio de fadiga, utilizando microscopia eletrônica de varredura. Os ensaios de fadiga foram realizados com pré-carga constante de 700 MPa, razão de carga por volta de 0,8, e utilizando o método estatístico “*staircase*” para a determinação do limite de fadiga. Além disso, foram realizados alguns ensaios de fadiga adicionais, com baixa razão de carga, $R = 0,1$, para um grupo específico, com a finalidade de analisar os critérios de falha por fadiga já existentes. A análise metalográfica revelou que em todos os grupos a microestrutura característica foi martensita revenida e a única diferença foi encontrada no grupo com laminação da rosca após tratamento térmico que apresentou linhas de laminação muito bem definidas nos contornos dos filetes da rosca. A análise de micro-inclusões mostrou que o aço nacional possui uma quantidade de inclusões muito superior ao aço japonês. Os ensaios de microdureza e de tração revelaram que os parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico possuem níveis de resistência mecânica inferior somente aos grupos revenidos a 490 °C. Todos os grupos com laminação da rosca antes do tratamento térmico apresentaram praticamente o mesmo limite de resistência à fadiga, mostrando que, neste caso, variações de até 60 °C no tratamento de revenido não interferiram no limite de fadiga. Por outro lado, o grupo com laminação da rosca após tratamento térmico apresentou um limite de fadiga de aproximadamente 9% superior ao grupo tratado nas mesmas condições, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Esta melhora está relacionada ao alinhamento dos grãos nos contornos dos filetes da rosca e à introdução de tensões residuais de compressão na superfície da rosca. Com os ensaios de fadiga adicionais, foi possível mostrar que o critério que mais se ajusta a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca após tratamento térmico é o VDI 2230, que apresenta uma tensão alternada constante independente da razão de carga.

Palavras Chave

- Fadiga, Parafuso, Pré-carga, Inclusão, Temperatura de Revenido, Razão de Cargas

Abstract

MARCELO, André Luiz, *Fatigue Properties of High Strength Bolts*, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, University of Campinas, 2008. 118 p. Dissertation (Master of Science).

High strength bolts, class ISO 10.9, were manufactured with two different steels in order to investigate the influence of tempering temperature, the sequence of manufacture process (threads rolled before and after heat treatment), and the inclusions amount contained in steels, in the bolt fatigue behavior and also what criterion of fatigue failure existent in literature is the best for application on high strength bolts with the threads rolling before heat treatment. M8 bolts with coarse threads were separated in seven different groups, three manufactured with Brazilian steel (AISI 4135) and heat treated, after the process of thread rolling, with tempering temperatures of 490, 520, and 550 °C, and four groups were manufactured with Japanese steel (SCM 435H), however, three groups were identical of the bolts manufactured with national steel and a last one group had the threads rolled after heat treatment with tempering temperature of 550 °C. In all groups were carried out metallographic and inclusion analyses, tension, microindentation hardness, and fatigue tests, and a fractographic analysis of bolts failed in the fatigue tests, using a scanning electron microscope. The fatigue tests were carried out with constant preload of 700 MPa, stress ratio about 0.8, and it was used the staircase statistical method for determine the fatigue limit. Besides, additional fatigue tests were carried out, with low stress ratio ($R = 0.1$), in order to analyze the existents criteria of fatigue failure. The results of metallographic analysis showed that the characteristic microstructure in all groups was tempered martensite and the only difference between the groups was the alignment of the grains around the root of the thread that occurred in the group which was heat treated before the threads rolling. The inclusion analysis revealed that the Brazilian steel has an amount of inclusions very superior than Japanese steel. The tension and microindentation hardness tests showed that the bolts with threads rolling after heat treatment have strength level lower than solely the groups tempered at 490 °C. All the groups with threads rolling before heat treatment presented practically the same fatigue limit. It shows that variations of up to 60 °C in the tempering temperature don't interfere in the fatigue limit. On the other hand, the group with threads rolling after heat treatment presented fatigue limit approximately 9% superior than the group treated in the same conditions, however with threads rolling before heat treatment. This improve is related with the alignment of the grains around the root of the thread and the introduction of residual compressive stress near the surface of the bolts. With the results of the additional fatigue tests, it was possible to analysis some criteria of fatigue failure and show that the best criterion of failure, existent in the literature, for high strength bolts with thread rolling after heat treatment is the VDI 2230, which presents a constant alternating stress independently of the stress ratio.

Key Words

- Fatigue, Bolt, Preload, Inclusion, Tempering Temperature, Stress Ratio

Sumário

Lista de Figuras.....	xiii
Lista de Tabelas.....	xix
Nomenclatura.....	xxiii
1- Introdução e objetivos.....	1
2- Revisão bibliográfica.....	4
2.1- Fadiga dos metais.....	4
2.1.1- Aspectos gerais.....	4
2.1.2- Determinação do limite de resistência à fadiga.....	8
2.1.2.1- Determinação experimental.....	8
2.1.2.2- Determinação teórica.....	11
2.1.3- Efeito da razão de carga na fadiga.....	15
2.1.4- Efeito de concentradores de tensões na fadiga.....	19
2.1.5- Efeito dos fatores associados ao processo de fabricação na fadiga.....	20
2.1.5.1- Trabalho a frio (encruamento).....	20
2.1.5.2- Conformação plástica.....	23
2.1.5.3- Tratamento térmico.....	23
2.1.5.4- Endurecimento superficial.....	24
2.1.5.5- Eletrodeposição.....	25
2.1.6- Influência de variáveis metalúrgicas na fadiga.....	26
2.1.6.1- Acabamento superficial.....	26

2.1.6.2- Microestrutura.....	27
2.1.6.3- Defeitos superficiais.....	27
2.1.6.4- Defeitos no núcleo e sub-superficiais, heterogeneidades e anisotropia.....	27
2.2- Parafusos metálicos.....	29
2.2.1- Influência da rosca na resistência à fadiga de parafusos.....	29
2.2.2- Influência do processo de fabricação da rosca.....	31
2.2.3- Influência do tipo de conexão parafuso/porca.....	34
2.2.4- Influência da instalação do parafuso na resistência à fadiga.....	35
2.2.5- Seleção de materiais e suas propriedades para parafusos.....	35
2.2.6- Inovações nos materiais utilizados em parafusos.....	37
3. Materiais e métodos.....	42
3.1- Materiais.....	42
3.1.1- Condições microestruturais dos parafusos.....	43
3.2- Análise microestrutural por microscopia óptica (MO).....	45
3.2.1- Caracterização de fases.....	45
3.2.2- Caracterização das micro-inclusões.....	45
3.3- Ensaio mecânicos básicos.....	46
3.3.1- Ensaio de tração.....	46
3.3.2- Ensaio de microdureza Vickers.....	49
3.4- Ensaio de fadiga axial.....	49
3.5- Análise da superfície de fratura.....	51
4- Resultados e discussão.....	52
4.1- Análise da composição química.....	52
4.2- Análise microestrutural por microscopia óptica (MO).....	53
4.2.1- Caracterização de fases.....	53
4.2.2- Caracterização das micro-inclusões.....	58
4.3- Ensaio mecânicos básicos.....	60

4.3.1- Ensaio de tração.....	60
4.3.2- Ensaio de microdureza Vickers.....	66
4.4- Ensaio de fadiga axial.....	68
4.5- Análise da superfície de fratura.....	75
5. Conclusões e sugestões para próximos trabalhos.....	79
5.1- Conclusões.....	79
5.2- Sugestões para próximos trabalhos.....	82
Referências bibliográficas.....	83
Anexo I- Desenhos dos dispositivos utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	89
Anexo II- Análise metalográfica de todas as condições analisadas.....	94
Anexo III- Resultados individuais de todos os ensaios de fadiga axial.....	102
Anexo IV- Análise fratográfica de todas as condições analisadas.....	111

Lista de Figuras

2.1-	Superfícies de fratura por fadiga observada no MEV. (a) aspecto macroscópico revelando a região de propagação da trinca (região P) e a região de fratura final (região F) em um aço API 5L X65 e (b) aspecto microscópicos da região de propagação da trinca revelando a presença de estrias de fadiga em uma liga Al-6Zn-1,6Cu (Giordani, 1997).....	7
2.2-	Curvas típicas de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos (Dieter, 1988).....	8
2.3-	Exemplo de uma tensão senoidal flutuante (Shigley et al., 2004).....	15
2.4-	Influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha (Dieter, 1988).....	17
2.5-	Diagrama de fadiga com alguns critérios de falha (Shigley et al., 2004).....	17
2.6-	Gradiente de tensão de uma viga simples: (a) flexão, sem tensões residuais, (b) tensão residual, sem flexão, (c) tensão residual com flexão (Madayag, 1969; Dieter, 1988).....	21
2.7-	Efeito do aquecimento, por uma hora, de parafusos fabricados com aço AISI 8740, após trabalho a frio, nas propriedades de fadiga (Madayag, 1969).....	22
2.8-	Limite de resistência à fadiga de aços liga em função da dureza Rockwell C (Dieter, 1988).....	24
2.9-	Efeito da laminação a frio dos filetes de parafusos fabricados com aço tratado termicamente para um mínimo de 860 MPa (Madayag, 1969).....	32

2.10-	Efeito da laminação da rosca antes e após o tratamento térmico em parafusos com limite de resistência à tração de aproximadamente 1.500 MPa (Madayag, 1969).....	32
3.1-	Fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho.....	43
3.2-	Desenho dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração dos fios-máquinas. Dimensões em mm.....	47
3.3-	Esquema dos corpos-de-prova usinados a partir de um parafuso. Dimensões em mm.....	48
3.4-	Fotografias (a) da máquina de ensaios MTS e (b) do dispositivo, utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	50
3.5-	Fotografia do microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises fractográficas.....	51
4.1-	Micrografia do fio-máquina de aço AISI 4135, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.....	54
4.2-	Micrografia do fio-máquina de aço SCM 435H, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.....	54
4.3-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.....	55
4.4-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT). Ataque com Nital 2%.....	56
4.5-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.....	57
4.6-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.	57

4.7-	Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina nacional mostrando as inclusões características encontradas neste material.....	59
4.8-	Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina importado mostrando as inclusões características encontradas neste material.....	60
4.9-	Resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos-de-prova usinados a partir dos diferentes fios-máquinas.....	61
4.10-	Resultados dos ensaios de tração, em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Cada curva representa uma média de cinco ensaios.....	63
4.11-	Fotografia de um dos corpos-de-prova, usinados a partir de parafusos, utilizados nos ensaios de tração.....	64
4.12-	Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, de todas as condições estudadas. Cada curva presente no gráfico representa uma média de três ensaios.....	65
4.13-	Variação do limite de resistência à fadiga, baseado na máxima carga, para 10^6 ciclos, em função da variação da temperatura de revenido e conseqüentes níveis de dureza, utilizando uma alta pré-carga (700 MPa).....	70
4.14-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	72
4.15-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	73
4.16-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	73
4.17-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	74

4.18-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	74
4.19-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	75
4.20-	Superfície de fratura de um dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga do grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	76
4.21-	(a) Micromecanismo de fratura por fadiga encontrado na região de propagação estável da trinca e (b) micromecanismo de fratura alveolar (“ <i>dimples</i> ”) observado na região de propagação instável da trinca de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	77
4.22-	Fratografia, de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), mostrando a região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga e a região de fratura final.....	78
A.1.1-	Desenho dos dispositivos de fixação utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	90
A.1.2-	Desenho da parte A do dispositivo de fixação superior.....	91
A.1.3-	Desenho da parte B do dispositivo de fixação superior.....	92
A.1.4-	Desenho do dispositivo de fixação inferior.....	93
A.2.1-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.....	95
A.2.2-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520). Ataque com Nital 2%.....	96

A.2.3-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550). Ataque com Nital 2%.....	97
A.2.4-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490). Ataque com Nital 2%.....	98
A.2.5-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520). Ataque com Nital 2%.....	99
A.2.6-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550). Ataque com Nital 2%.....	100
A.2.7-	Figura A.1.7 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT). Ataque com Nital 2%.....	101
A.4.1-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	112
A.4.2-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	113
A.4.3-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	114
A.4.4-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	115

A.4.5-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	116
A.4.6-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	117
A.4.7-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT).....	118

Lista de Tabelas

2.1-	Valores médios da relação entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração (S'_f / S_t) para diferentes microestruturas (Shigley et al., 2004).....	11
2.2-	Parâmetros do fator de modificação da condição superficial (k_a) (Shigley et al., 2004).....	13
2.3-	Fatores de confiabilidade (k_e) (Shigley et al., 2004).....	14
2.4-	Fatores concentradores de tensão em fadiga (K_f) (Juvinall & Marshek, 1991).....	20
2.5-	Influência das inclusões no limite de resistência à fadiga do aço SAE 4340 (Dieter, 1988).....	29
2.6-	Propriedades mecânicas para parafusos (ISO 898-1, 1999).....	37
2.7-	Composições químicas para as classes de parafusos de aço (ISO 898-1, 1999).....	38
3.1-	Composições químicas nominais dos aços utilizados neste trabalho (% em peso) (ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel, 1993).....	43
3.2-	Detalhes dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.....	44
4.1-	Composição química dos principais elementos dos aços AISI 4135 e SCM 435H produzidos pela Belgo Bekaert Arames S.A. e O&K Company Limited, respectivamente.....	52
4.2-	Resultados da contagem de micro-inclusões conforme ASTM E45 (2005) para os dois aços estudados. Os valores apresentados representam uma média das três amostras de cada material.....	58

4.3-	Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os dois fios-máquinas fabricados com aços diferentes.....	62
4.4-	Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, de corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, de todas as condições estudadas, com exceção da I550 LATT, e as especificações da norma ISO 898-1 (1999) para as classes de parafusos 10.9 e 12.9. Os valores apresentados representam uma média \pm desvio padrão de cinco ensaios.....	64
4.5-	Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, em termos do limite de resistência à tração.....	66
4.6-	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados na região central da seção longitudinal dos parafusos e dos fios-máquinas. Cada valor de microdureza está representado por uma média e um desvio padrão de três ensaios.....	67
4.7-	Limite de resistência à fadiga médio e desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos de todas as condições estudadas, utilizando pré-carga fixa de 700 MPa.....	68
4.8-	Estimativa do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos do grupo N490 utilizando razão de carga fixa $R = 0,1$	71
A.3.1-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	103
A.3.2-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	103
A.3.3-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	104
A.3.4-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	104

A.3.5-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	105
A.3.6-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	105
A.3.7-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	106
A.3.8-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	106
A.3.9-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	107
A.3.10-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	107
A.3.11-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	108
A.3.12-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	108

A.3.13-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT).....	109
A.3.14-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	109
A.3.15-	Resultado dos ensaios adicionais de fadiga axial realizados com razão de cargas $R = 0,1$ nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	110
A.3.16-	Número de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios adicionais de fadiga axial com razão de cargas $R = 0,1$	110

Nomenclatura

Letras Latinas

A – Alongamento até a fratura	[%]
A – Soma da coluna IV da tabela montada durante ensaio de fadiga	
B – Soma da coluna V da tabela montada durante ensaio de fadiga	
d – Incremento utilizado no ensaio de fadiga	[N]
d – Diâmetro externo do parafuso	[mm]
N – Número de ciclos até a fratura	
N - Número total de eventos com a menor frequência durante o ensaio de fadiga	
R – Razão de cargas	
S – Amplitude de tensão cíclica	[MPa]
Z – Redução de área	[%]

.....

Letras Gregas

δ – Desvio padrão	
σ_a – Tensão alternada	[MPa]
σ_m – Tensão média	[MPa]
σ_{max} – Tensão máxima	[MPa]
σ_{min} – Tensão mínima	[MPa]
σ_R – Tensão residual	[MPa]

Abreviações

A_i	– Área inicial da secção transversal da parte útil do corpo-de-prova de tração	[mm ²]
A_f	– Área final da secção transversal da parte útil do corpo-de-prova de tração	[mm ²]
°C	– Graus Celsius (centígrados)	
CP	– Corpo-de-prova	
CST	– Corrosão sob tensão	
$F_{máx}$	– Força máxima	[N]
FMR	– Fragilização da martensita revenida	
HB	– Número de dureza Brinell	
HRC	– Número de dureza Rockwell, escala C	
HV	– Número de dureza Vickers	
I490	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 490 °C	
I520	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 520 °C	
I550	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 550 °C	
I550 LATT	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após tratamento térmico	
k_a	– Fator de modificação da condição superficial	
k_b	– Fator de modificação do tamanho	
k_c	– Fator de modificação do tipo de carregamento	
k_d	– Fator de modificação da temperatura	
k_e	– Fator de confiabilidade	
k_f	– Fator de modificação de efeitos diversos	
K_f	– Fator concentração de tensão em fadiga	
l_i	– Comprimento inicial entre as marcas do corpo-de-prova de tração, na região útil	[mm]
l_f	– Comprimento final entre as marcas do corpo-de-prova de tração, na região útil	[mm]
LR	– Laminação da rosca do parafuso	
LVDT	– “ <i>Linear variable differential transformer</i> ”	
MEV	– Microscopia eletrônica de varredura ou microscópio eletrônico de varredura	

MO	– Microscopia óptica ou microscópio óptico	
N490	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 490 °C	
N520	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 520 °C	
N550	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 550 °C	
S_a	– Tensão alternada permitida em projeto	[MPa]
S_m	– Tensão média permitida em projeto	[MPa]
S_e	– Limite de escoamento	[MPa]
S_t	– Limite de resistência à tração	[MPa]
S_f	– Limite de resistência à fadiga	[MPa]
\bar{S}_f	– Limite de resistência à fadiga médio	[MPa]
S'_f	– Limite de resistência à fadiga para corpos-de-prova submetidos ao ensaio da barreta rotativa	[MPa]
S_0	– O menor nível de tensão no qual o evento com a menor frequência ocorreu durante o ensaio de fadiga	[N]
TT	– Tratamento térmico	
UNRF	– “ <i>Unified National Round Fine</i> ”	
UNRC	– “ <i>Unified National Round Coarse</i> ”	

.....

Siglas

- AISI** – “*American Iron and Steel Institute*”
- ASTM** – “*American Society for Testing and Materials*”
- CT** – Centro de Treinamento da UNICAMP
- IFI** – “*Industrial Fasteners Institute*”
- ISO** – “*International Organization for Standardization*”
- SAE** – “*Society of Automotive Engineers*”
- VDI** – “*Verein Deutsche Ingenieure*”

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

Os modernos fixadores com rosca tiveram sua origem no prego metálico e no parafuso que datam de aproximadamente 3000 a.C. e 300 a.C., respectivamente. Embora os parafusos fossem utilizados para prover carga de aperto constante (por exemplo, em obras arquitetônicas de ferro) por volta de 1200 d.C., pregos e rebites permaneceram, sem dúvida, sendo os tipos mais importantes de fixadores mecânicos até o começo do século XIX (McBain & Uhlig, 1985).

No início do século XIX, a maioria das roscas dos parafusos era fabricada manualmente utilizando um jogo de tarraxas e cossinetes. Após 1840, foram introduzidos nos Estados Unidos os tornos mecânicos e tornos revólveres especializados na fabricação de roscas em parafusos e em 1861 foi inventada um came capaz de controlar automaticamente um torno mecânico para usinar parafusos a partir de uma barra metálica. A laminação da rosca foi patenteada em 1831 e embora tenha sido utilizada comercialmente desde 1860, as roscas laminadas eram de baixa qualidade. Esta baixa qualidade era resultado da falta de rigidez das máquinas, das ferramentas imprecisas e da baixa qualidade dos aços e ferros forjados, os quais causavam falhas da rosca (McBain & Uhlig, 1985).

O avanço tecnológico no século XX foi rápido. Nos Estados Unidos, em 1920, foram produzidas máquinas capazes de forjar a quente 200 parafusos por minuto. Por volta de 1940, máquinas automáticas de alta velocidade, que antes eram alimentadas com barras para forjamento a quente, passaram a utilizar o fio-máquina com forjamento a frio. Assim, foi possível construir máquinas que forjam até 600 peças por minuto (McBain & Uhlig, 1985).

Os parafusos possuem um papel muito importante no desempenho das máquinas. A maioria desses parafusos está sujeita a carregamento flutuante, levando ao fenômeno, muito bem conhecido, da fadiga que é o responsável pela maioria das falhas prematuras em parafusos. Existem diversos parâmetros que alteram o desempenho do parafuso, tais como: o passo da rosca, o ângulo da rosca, o raio da raiz da rosca e o material (Majzoobi et al., 2005).

Do ponto de vista do material, podemos dizer que, de uma maneira geral, quanto maior o nível de resistência mecânica, maior será a resistência à fadiga (Yang et al., 2004). No entanto, esta relação da resistência mecânica com a resistência à fadiga possui um limite, ou seja, a partir de um determinado valor de resistência mecânica, a resistência à fadiga começa a diminuir com o aumento da resistência mecânica (Dieter, 1988).

Embora a rosca dos parafusos possa ser fabricada por usinagem, a laminação é preferida devido a seu baixo custo, economia de material e propriedades mecânicas superiores, principalmente a resistência à fadiga (Dotson et al., 2002).

A literatura sobre fadiga em parafusos com rosca laminada antes e após o tratamento térmico é contraditória. Em muitos casos, os ensaios de fadiga axial foram realizados com razão de cargas (R) igual a 0,1, o que não representa uma condição de pré-carga desejável, já que os parafusos de alta resistência mecânica são utilizados com alta pré-carga e, conseqüentemente, alta razão de cargas. Sob baixas razões de cargas, um aumento significativo na resistência à fadiga geralmente ocorre. Estes resultados benéficos, geralmente, têm sido extrapolados para altas razões de cargas sem verificação. No entanto, algumas pesquisas sugerem que os benefícios devido à laminação da rosca após tratamento térmico serão reduzidos significativamente para altas razões de cargas. Essa redução pode estar associada a um alívio da tensão residual superficial decorrente da alta pré-carga (Stephens et al., 2006).

Sob esta incerteza, a indústria de parafusos tende a preferir a laminação da rosca antes do tratamento térmico, de forma que a vida da matriz de laminação é maximizada e os custos minimizados. Além disso, laminar a rosca dos parafusos após o tratamento térmico completo

resulta em uma substituição mais freqüente das matrizes nas máquinas de laminação, reduzindo as taxas de produção e aumentando os custos (Kephart, 2006).

Diante da necessidade constante da otimização das propriedades mecânicas, principalmente da resistência à fadiga, dos parafusos de alta resistência mecânica, este trabalho tem por objetivos:

- a) Caracterizar e analisar a influência da temperatura de revenido, da seqüência dos processos de fabricação (laminação da rosca antes e após o tratamento térmico) e da quantidade de micro-inclusões contidos na matéria-prima, na microestrutura (por microscopia óptica), nas propriedades mecânicas básicas (ensaios de dureza e tração) e, principalmente, no limite de resistência à fadiga axial de parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 10.9), fabricados com dois aços diferentes: AISI 4135 (nacional) e SCM 435H (importado);
- b) Analisar qual critério de falha por fadiga existente na literatura é mais adequado para ser utilizado em parafusos de alta resistência mecânica, quando laminados antes do tratamento térmico;
- c) Estudar os micromecanismos de falha por fadiga dos parafusos utilizados, com a intenção de verificar a possibilidade de fragilização metalúrgica gerada pelos tratamentos térmicos aplicados, bem como, para conhecer o micromecanismo de fratura por fadiga característico desses parafusos, nas condições específicas deste trabalho.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Fadiga dos metais

2.1.1 Aspectos gerais

A descoberta do fenômeno da fadiga ocorreu no século XIX quando muitas investigações na Europa observaram que pontes e componentes ferroviários estavam trincando quando submetidos a carregamento cíclico. Com o passar do século e com a expansão do uso de metais, devido ao aumento do uso de máquinas, mais e mais falhas de componentes submetidos a carregamento cíclico foram registradas, o que estimulou a necessidade de se desenvolver procedimentos de projeto que pudessem prevenir falhas provenientes de carregamentos cíclicos para todos os tipos de equipamentos. Esta atividade se intensificou na metade do século XIX e prevalece até os dias de hoje. Embora já tenham sido obtidos muitos progressos, desenvolver procedimentos de projeto para prevenir a falha decorrente da aplicação com carregamentos cíclicos é ainda uma tarefa muito difícil (Hoepfner, 1996).

Consta na norma ASTM E 1823 (2007) que **fadiga** é o processo de alteração estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto ou pontos do material e que podem culminar em trincas ou fratura completa após um número de flutuações suficientes.

Segundo Dieter (1988), desde 1830 é conhecido o fato de que um metal submetido a tensões cíclicas romperá a uma tensão inferior àquela necessária para ocasionar fratura devido à aplicação de carga estática (carregamento monotônico). Atualmente pode-se dizer que o fenômeno da fadiga está envolvido em pelo menos 90% das falhas mecânicas.

O critério para que ocorra falha por fadiga envolve a ação conjunta de três fatores, sendo que se não existir um destes três fatores não ocorre fadiga (Dieter, 1988). São eles:

- tensão normal de tração suficientemente alta;
- flutuação da tensão aplicada;
- quantidade de ciclos, da tensão aplicada, suficiente.

Em uma superfície de fratura por fadiga, é possível observar duas zonas, nomeadas: zona de fadiga e zona de ruptura. A zona de fadiga é a área de propagação estável da trinca e a área de fratura final é chamada zona de ruptura, como pode ser observado na Figura 2.1(a). Além disso, o tamanho relativo da zona de ruptura comparada com a zona de fadiga relata o grau de sobrecarga aplicado na estrutura. O grau de ruptura pode ser mencionado como: alta sobrecarga se a área da zona de fadiga é muito pequena comparada com a área da zona de ruptura; média sobrecarga se o tamanho da área de ambas as zonas forem praticamente iguais e baixa sobrecarga se a área da zona de ruptura é muito pequena (Madayag, 1969).

A seqüência de eventos que constituem a falha por fadiga pode ser convenientemente dividida em quatro estágios distintos (Martin & Talbot, 1981):

1. *Nucleação da trinca* – inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados pelo carregamento cíclico, os quais podem ser removidos por meio de tratamentos térmicos adequados. O aspecto característico durante essa fase é a formação de bandas de deslizamento persistentes, ou seja, regiões do metal que sofrem deformações altamente localizadas (Martin & Talbot, 1981). De maneira geral uma trinca por fadiga tem início numa superfície livre, sendo que nas raras oportunidades em que uma trinca por fadiga principia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida (Dieter, 1981).

Uma explicação para isso talvez esteja no fato da deformação plástica ser mais fácil na superfície do material;

2. *Crescimento das trincas em bandas de deslizamento* – envolve o aprofundamento da trinca inicial nos planos com altas tensões de cisalhamento. Este estágio é frequentemente chamado de estágio I do crescimento da trinca. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão, não sendo visíveis a olho nu. A taxa de propagação é da ordem de ângstrons por ciclo (Martin & Talbot, 1981). Este estágio, juntamente com a fase de nucleação da trinca, compreende a maior parte da vida em fadiga em alto ciclo de componentes ou corpos-de-prova, podendo chegar a 90% da vida (Dieter, 1988);
3. *Crescimento da trinca em planos de altas tensões de tração* – envolve o crescimento de uma trinca bem definida na direção normal à tensão normal máxima. Este estágio é normalmente chamado de estágio II do crescimento da trinca. Ao contrário da etapa inicial de propagação (estágio I de propagação da trinca), esta etapa apresenta uma morfologia característica definida macroscopicamente como uma região lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca, como mostrado na Figura 2.1(a). Microscopicamente, a presença de estrias, principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, caracteriza essa etapa [Figura 2.1(b)] (Hertzberg, 1996; Dieter, 1988). As estrias são resultantes de sucessivos avanços da ponta da trinca (Martin & Talbot, 1981). A presença de estrias define, sem dar margem a dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade da fratura por fadiga (Dieter, 1988);
4. *Ruptura final* – ocorre quando a trinca atinge um comprimento tal que a secção transversal resistente do espécime não mais suporta a carga. A superfície de fratura macroscópica correspondente a este estágio se caracteriza por uma região áspera, como ilustrado na Figura 2.1(a). Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode ou não apresentar evidências de deformações plásticas (Bresciani, 1991), semelhantes aos micromecanismos de fratura observados em corpos-de-prova lisos, submetidos a ensaios

de tração monotônico, ou seja, alveolar (“*dimples*”), clivagem, quase-clivagem e intergranular.

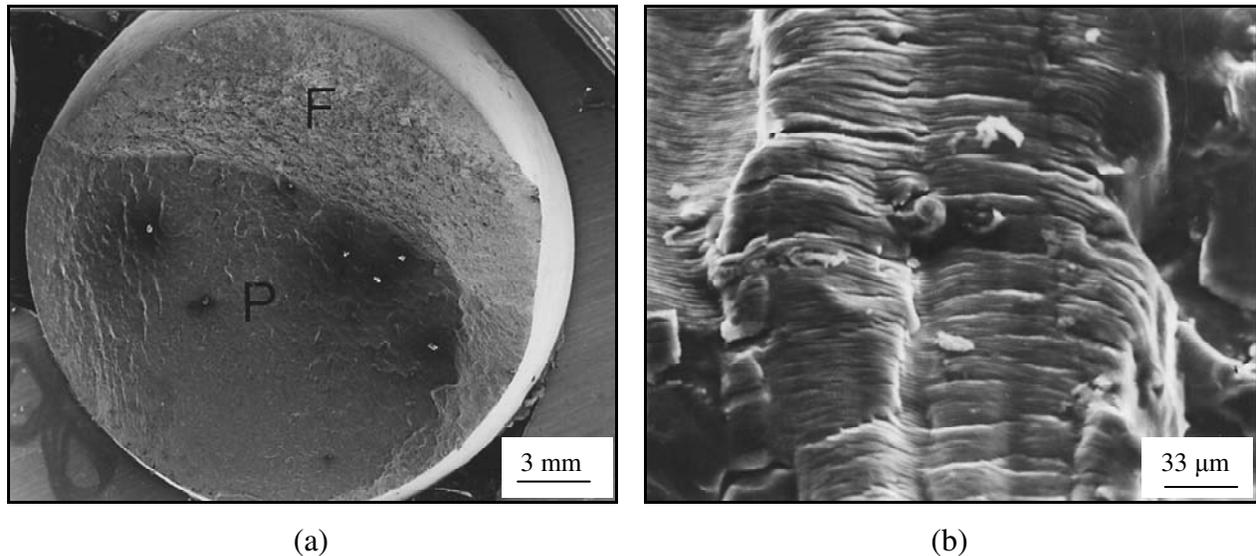


Figura 2.1 - Superfícies de fratura por fadiga observada no MEV. (a) aspecto macroscópico revelando a região de propagação da trinca (região P) e a região de fratura final (região F) em um aço API 5L X65 e (b) aspecto microscópicos da região de propagação da trinca revelando a presença de estrias de fadiga em uma liga Al-6Zn-1,6Cu (Giordani, 1997).

A base de apresentação de resultados experimentais de fadiga em alto ciclo é feita por meio da “curva S-N” ou “curva de Wöhler”, na qual são plotados a amplitude de tensão cíclica (S) na ordenada e o logaritmo do número de ciclos até a fratura (N) na abcissa, como mostra a Figura 2.2 (Dieter, 1988).

Para alguns materiais importantes de engenharia, tais como aço e titânio, a curva S-N se torna horizontal para um determinado nível de tensão. Abaixo deste nível de tensão, que é chamado de limite de resistência à fadiga, o material presumivelmente pode resistir um número infinito de ciclos sem falhar. A maioria dos metais não ferrosos, tais como ligas de alumínio, magnésio e cobre, não possui um limite de resistência à fadiga verdadeiro porque as curvas S-N nunca se tornam horizontais. Em alguns casos, é comum atribuir o limite de resistência à fadiga para um número de ciclos arbitrado, como por exemplo, 10^8 ciclos (Dieter, 1988).

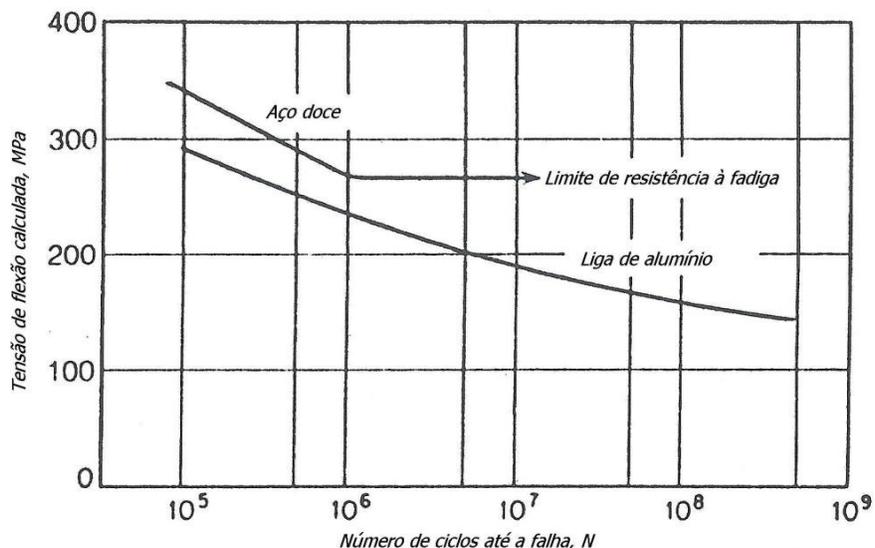


Figura 2.2 - Curvas típicas de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos (Dieter, 1988).

2.1.2 Determinação do limite de resistência à fadiga

2.1.2.1 Determinação experimental

Um método de ensaio muito útil para determinar a média e a variação do limite de resistência à fadiga é o método escada.

Para executar este método de ensaio, um grupo de pelo menos 15 corpos-de-prova é selecionado para avaliar o limite de resistência à fadiga. O primeiro corpo-de-prova é ensaiado em um nível de tensão um pouco maior do que o limite de resistência à fadiga estimado. Se o primeiro corpo-de-prova falhar antes de atingir o número de ciclos previamente determinado, geralmente entre 10^6 e 10^7 , o nível de tensão é diminuído por um incremento pré-selecionado e o segundo corpo-de-prova é ensaiado com este novo nível de tensão (menor). Por outro lado, se o primeiro corpo-de-prova não romper até o número especificado de ciclos, deve-se aumentar o nível de tensão por um incremento pré-selecionado e o segundo corpo-de-prova é ensaiado com este novo nível de tensão (maior). O ensaio é continuado desta maneira, diminuindo ou aumentando o nível de tensão quando ocorre ou não fratura, respectivamente. Assim, este método de ensaio tende a centrar no valor médio de falha (Collins, 1993).

Embora os detalhes do desenvolvimento deste método estejam além do interesse deste trabalho, o método é simples e fácil de usar. Segundo Collins (1993), os procedimentos para analisar os dados deste método são:

1. Estimar o limite de resistência à fadiga (S_f) do componente;
2. Estimar o desvio padrão (δ) para o material, baseado na experiência;
3. Ensaia o primeiro corpo-de-prova em um nível de tensão $S_f + d$, na qual d é o incremento a ser utilizado. Geralmente utiliza-se um incremento próximo a um desvio padrão. Continue o ensaio neste nível de tensão até que o corpo-de-prova falhe ou não falhe em um número de ciclos previamente especificado;
4. Se o primeiro corpo-de-prova romper, o segundo corpo-de-prova deve ser ensaiado com um nível de tensão diminuído do valor do incremento. Por outro lado, se o primeiro corpo-de-prova não romper, o segundo corpo-de-prova deve ser ensaiado com um nível de tensão aumentado do valor do incremento;
5. Continuar os ensaios até que sejam ensaiados de 15 a 30 corpos-de-prova;
6. Após o término dos ensaios, verificar qual o evento, de falhas ou não falhas, que possui a menor frequência. Somente o evento de menor frequência é utilizado na análise;
7. Construir uma tabela com os dados da seguinte maneira: na coluna I liste todos os níveis de tensões utilizados pelo evento de menor frequência. Na coluna II, o número 0 é atribuído ao menor nível de tensão, 1 é atribuído ao segundo menor nível de tensão, e assim sucessivamente até que todos os níveis de tensão sejam numerados. Na coluna III, liste o número de vezes que o evento ocorreu para cada nível de tensão. Na coluna IV, insira o produto da coluna II com a coluna III. Na coluna V, insira o produto da coluna II com a coluna IV;

8. Somar a coluna IV e atribuir a esta soma a letra A. Somar também a coluna V e atribuir a esta soma a letra B;
9. Calcular o limite de resistência à fadiga médio para o número de ciclos especificado, conforme a Equação (2.1):

$$\bar{S}_f = S_0 + d \left[\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right] \quad (2.1)$$

na qual, \bar{S}_f = o limite de resistência à fadiga médio para o número de ciclos especificado;

S_0 = o menor nível de carregamento no qual o evento com a menor frequência ocorreu;

d = incremento;

N = número total de eventos com a menor frequência;

A = soma definida no passo 8.

O sinal de mais (+) é utilizado quando o evento com menor frequência é a de não fratura do corpo-de-prova e o sinal de menos (-) é utilizado quando o evento de menor frequência é a de fratura;

10. Calcular o desvio padrão segundo a Equação (2.2):

$$\begin{cases} \delta = 1,62 \cdot d \left[\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right] & \text{se } \frac{NB - A^2}{N^2} \geq 0,3 \\ \delta = 0,53 \cdot d & \text{se } \frac{NB - A^2}{N^2} < 0,3 \end{cases} \quad (2.2)$$

na qual, δ = desvio padrão;

d = incremento;

N = número total do evento de menor frequência;

A, B = somas definidas no passo 8.

2.1.2.2 Determinação teórica

Segundo Shigley et al. (2004), a determinação do limite de resistência à fadiga por meio de ensaios de fadiga se tornou rotineiro, embora sejam ensaios longos. No entanto, algumas vezes é necessário um método rápido de estimar o limite de resistência à fadiga para um determinado componente.

Mischke (1987) analisou uma grande quantidade de resultados de ensaios de fadiga de diversas fontes e concluiu que o limite de resistência à fadiga pode, de fato, ser relacionado com o limite de resistência à tração. Para aços, a relação do limite de resistência à fadiga com o limite de resistência à tração é dada pela Equação (2.3).

$$S'_f = \begin{cases} 0,504 \cdot S_t & \text{quando } S_t \leq 1460 \text{ MPa} \\ 740 \text{ MPa} & \text{quando } S_t > 1460 \text{ MPa} \end{cases} \quad (2.3)$$

na qual, S'_f é o limite de resistência à fadiga para corpos-de-prova submetidos ao ensaio da barra rotativa e S_t o limite de resistência à tração. No entanto, quando se conhece a microestrutura do material, é possível obter um resultado mais aproximado a partir das relações de S'_f / S_t encontrados na Tabela 2.1 (Shigley et al., 2004).

Tabela 2.1 – Valores médios da relação entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração (S'_f / S_t) para diferentes microestruturas (Shigley et al., 2004).

	Ferrita	Perlita	Martensita
Aço carbono	0,60	0,40	0,25
Aço liga	-	-	0,35

Como os corpos-de-prova utilizados no ensaio da barra rotativa são preparados com muito cuidado e ensaiados sob condições estritamente controladas, é ilusório esperar que o limite de resistência à fadiga obtido desta forma seja o mesmo limite de resistência à fadiga do

componente. Portanto, foram desenvolvidos fatores que quantificam os efeitos do acabamento superficial, tamanho, carga, temperatura e itens diversos no limite de resistência à fadiga (Shigley et al., 2004).

Quando os limites de resistência à fadiga de determinados componentes não estão disponíveis, estimativas são feitas aplicando a Equação de Marin (2.4) (Shigley et al., 2004).

$$S_f = k_a k_b k_c k_d k_e k_f S'_f \quad (2.4)$$

na qual, k_a = fator de modificação da condição superficial;

k_b = fator de modificação do tamanho;

k_c = fator de modificação do tipo de carregamento;

k_d = fator de modificação da temperatura;

k_e = fator de confiabilidade;

k_f = fator de modificação de efeitos diversos

S'_f = limite de resistência à fadiga para um corpo-de-prova do ensaio da barreta rotativa;

S_f = limite de resistência à fadiga da parte crítica do componente na geometria e condição de utilização.

O corpo de prova do ensaio da barreta rotativa é polido na direção axial, sem riscos de polimento principalmente na direção circunferencial. O fator de modificação da condição superficial (k_a) depende da condição superficial do componente e deve ser calculado de acordo com a Equação (2.5) (Shigley et al., 2004).

$$k_a = a \cdot S_t^b \quad (2.5)$$

na qual S_t é o limite de resistência à tração e o coeficiente a e o expoente b são encontrados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Parâmetros do fator de modificação da condição superficial (k_a) (Shigley et al., 2004).

Acabamento superficial	Coefficiente a (para S_t em MPa)	Expoente b
Retificado	1,58	-0,085
Usinado ou trefilado a frio	4,51	-0,265
Laminado a quente	57,7	-0,718
Forjado	272,0	-0,995

O modelo atualmente proposto para o fator de modificação do tamanho (k_b) em caso de solicitação em flexão e torção, baseado em um grande volume de pesquisas, é dado pela Equação (2.6) (Shigley et al., 2004).

$$k_b = \begin{cases} (d / 7,62)^{-0,107} = 1,24 \cdot d^{-0,107} & 2,79 \leq d \leq 51 \text{ mm} \\ 1,51 \cdot d^{-0,157} & 51 < d \leq 254 \text{ mm} \end{cases} \quad (2.6)$$

nas quais d é a dimensão característica da peça.

Para carregamento axial, o efeito do tamanho é insignificante ($k_b = 1$).

Os valores médios do fator de modificação do tipo de carregamento (k_c) podem ser determinados de acordo com a Equação (2.7) (Shigley et al., 2004).

$$k_c = \begin{cases} 1,00 \text{ para flexão} \\ 0,85 \text{ para carregamento axial} \\ 0,59 \text{ para torção} \end{cases} \quad (2.7)$$

A temperatura exerce grande influência no comportamento mecânico do aço. A grande maioria dos aços estruturais torna-se frágil em baixas temperaturas (abaixo da temperatura de

transição), o que pode representar um sério problema. Em temperaturas altas (acima da ambiente) há diminuição da resistência mecânica e da resistência à corrosão e quanto maior a temperatura maior a diminuição. Além disso, em altas temperaturas podem ocorrer fenômenos metalúrgicos, como a fragilização do revenido, que podem comprometer a utilização da peça. Além do que foi anteriormente dito, quando o componente estrutural é utilizado acima da temperatura ambiente deve-se também considerar a sua influência no limite de fadiga (Shigley et al., 2004).

O fator de modificação da temperatura (k_d) é obtido por meio da Equação (2.8), sendo T_F a temperatura de utilização do componente em graus Fahrenheit. Porém, esta equação só é válida para $70 \leq T_F \leq 1000^\circ F$ (Shigley et al., 2004).

$$k_d = 0,975 + 0,432(10^{-3})T_F - 0,115(10^{-5})T_F^2 + 0,104(10^{-8})T_F^3 - 0,595(10^{-12})T_F^4 \quad (2.8)$$

Dados apresentados por Hougen & Wirching mostraram que o desvio padrão associado ao limite de fadiga de aços é da ordem de 8% (Shigley et al., 2004). Assim o fator de confiabilidade (k_e) pode ser obtido diretamente da Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Fatores de confiabilidade (k_e) (Shigley et al., 2004).

Confiabilidade (%)	Fator k_e
50	1,000
90	0,897
95	0,868
99	0,814
99,9	0,753
99,99	0,702
99,999	0,659
99,9999	0,620

O fator de modificação de efeitos diversos (k_f) deve levar em consideração todos os outros fatores que influenciam a fadiga, tais como os aspectos metalúrgicos associados com fadiga, e

que não foram considerados nos fatores anteriormente analisados. Assim, a presença de tensões residuais (decorrentes, por exemplo, do jateamento de granalhas de aço, etc.), a presença de uma camada eletrodepositada na superfície do componente estrutural, a possibilidade de corrosão, a frequência (quando esta influenciar a fadiga, como no caso da corrosão), entre outros (Shigley et al., 2004).

2.1.3 Efeito da razão de cargas na fadiga

Embora a maioria dos dados de fadiga, que se encontram na literatura, ter sido determinada com ciclos de tensões completamente reversos, $\sigma_m = 0$, elementos de máquinas e estruturais raramente estão sujeitos a tensões completamente reversas, e sim, tensões flutuantes. Essas tensões flutuantes são, geralmente, expressas em termos de um par de variáveis, tais como a tensão média (σ_m) e a tensão alternada (σ_a). No entanto, os termos tensão máxima (σ_{max}) e tensão mínima (σ_{min}) também são utilizados. A Figura 2.3 apresenta um exemplo de tensão senoidal flutuante, mostrando os significados das tensões mínima, máxima, média e alternada (Shigley et al., 2004).

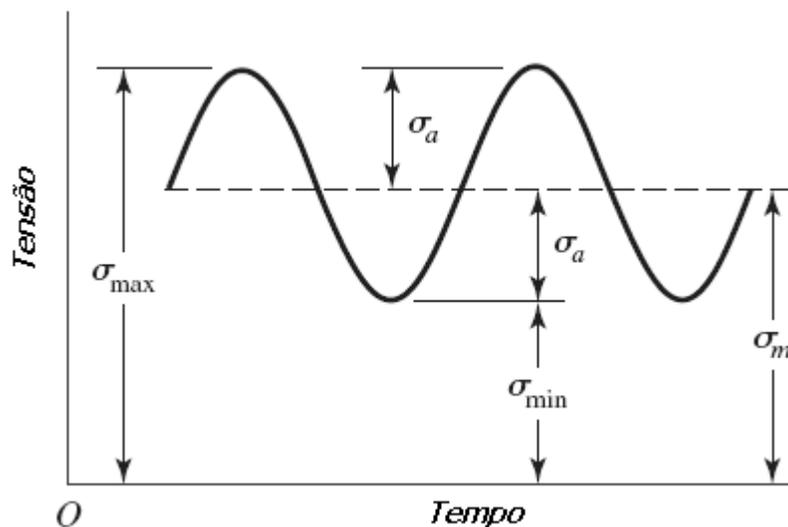


Figura 2.3 – Exemplo de uma tensão senoidal flutuante (Shigley et al., 2004).

As Equações 2.9 a 2.11 mostram como calcular as tensões média e alternada e a razão de cargas a partir das tensões máxima e mínima (Shigley et al., 2004).

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.9)$$

$$\sigma_a = \left| \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \right| \quad (2.10)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.11)$$

Fadiga em parafusos envolve tensões flutuantes de tração, podendo ser acompanhadas de uma pequena quantidade de flexão alternada. Devido ao torque de aperto inicial (pré-carga), os parafusos possuem, inerentemente, tensões médias altas (Juvinal e Marshek, 1991), conseqüentemente, altas razões de cargas (R).

A Figura 2.4 apresenta a influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha. Note que à medida que R se torna mais positivo, o que é equivalente a aumentar a tensão média, o limite de fadiga se torna maior (Dieter, 1988).

Quando se realiza ensaios de fadiga utilizando uma determinada razão de cargas com a finalidade de se obter o limite de resistência à fadiga, existem alguns diagramas que possibilitam a extrapolação do resultado para as demais razões de cargas. Esses diagramas são utilizados para análise e também para projetos. Eles são fáceis de usar e os resultados podem ser obtidos diretamente. A Figura 2.5 apresenta um diagrama de fadiga contendo alguns critérios de falha. Após traçada a curva do critério escolhido, se o componente for utilizado com tensões média e alternada conhecidas, é possível prever se o componente irá falhar ou não. Caso o ponto correspondente às tensões média e alternada estiver abaixo da curva então, o componente não irá

falhar. Por outro lado, se o ponto estiver sobre a curva ou acima dela, então, o componente irá falhar (Shigley et al., 2004).

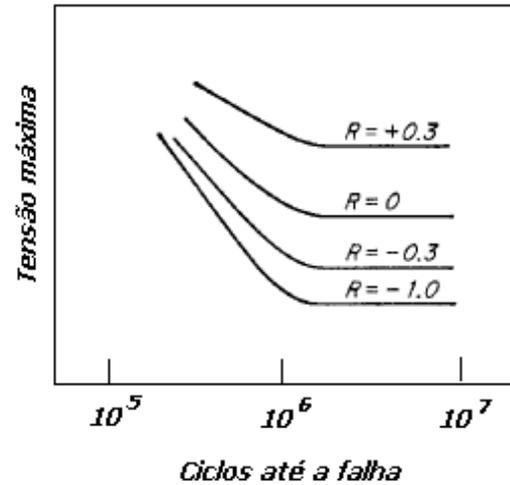


Figura 2.4 – Influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha (Dieter, 1988).

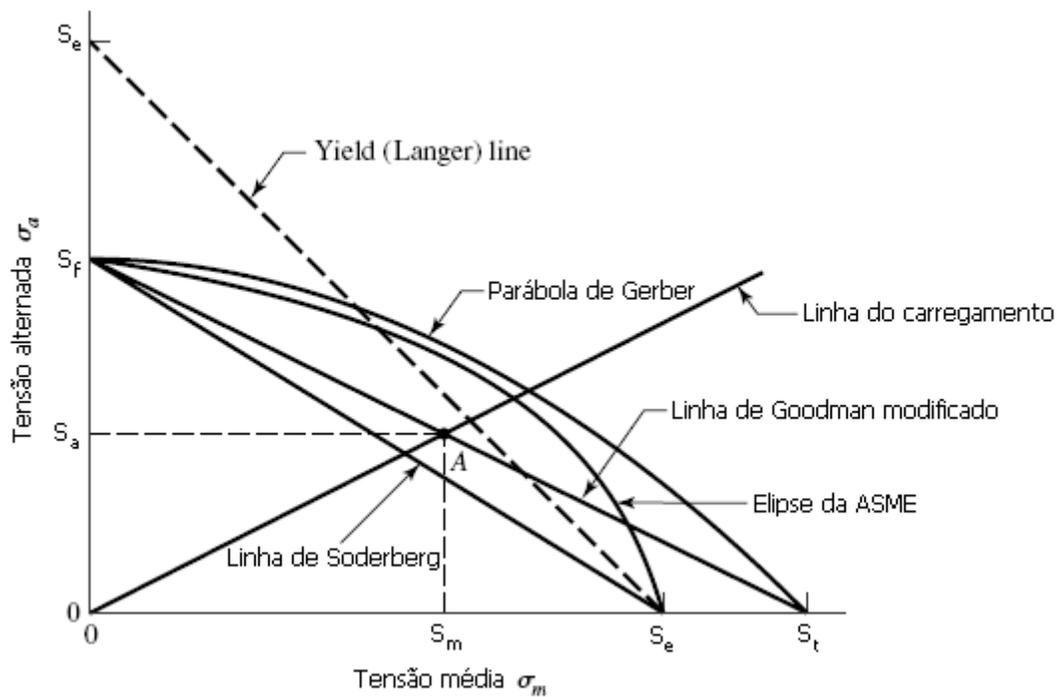


Figura 2.5 – Diagrama de fadiga com alguns critérios de falha (Shigley et al., 2004).

Segundo Dieter (1988), para metais dúcteis, a parábola de Gerber se aproxima mais dos resultados de fadiga. No entanto, devido à dispersão dos resultados e ao fato de que ensaios em corpos-de-prova com entalhes se aproximam mais do diagrama de Goodman, ele é, geralmente, preferido em projetos de engenharia.

A linha de Soderberg e de Goodman modificado, a parábola de Gerber e a elipse da ASME são obtidas a partir das Equações 2.12 a 2.15, respectivamente (Shigley et al., 2004).

$$\frac{S_a}{S_f} + \frac{S_m}{S_e} = 1 \quad (2.12)$$

$$\frac{S_a}{S_f} + \frac{S_m}{S_t} = 1 \quad (2.13)$$

$$\frac{S_a}{S_f} + \left(\frac{S_m}{S_t} \right)^2 = 1 \quad (2.14)$$

$$\left(\frac{S_a}{S_f} \right)^2 + \left(\frac{S_m}{S_e} \right)^2 = 1 \quad (2.15)$$

No caso de parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 8.8 ou superior) existe um critério específico de falha por fadiga, com carregamento axial, para parafusos com rosca laminada antes ou após o tratamento térmico (critério VDI 2230). Este critério fornece a tensão alternada permitida em projeto (S_a) que é dependente somente do diâmetro do parafuso (d), quando a rosca é laminada antes do tratamento térmico, Equação (2.16), e dependentes do diâmetro do parafuso e da razão entre a tensão média e o limite de escoamento, quando a rosca é laminada após tratamento térmico, Equação (2.17). Estas equações são recomendadas para uma razão entre tensão média e limite de escoamento $\left(\frac{S_m}{S_e} \right)$ entre 0,2 e 0,8 (Stephens et. al, 2006).

$$S_a = \frac{3}{4} \left(\frac{180}{d} + 52 \right) \quad (2.16)$$

$$S_a = \frac{3}{4} \left(\frac{180}{d} + 52 \right) \left(2 - \frac{S_m}{S_e} \right) \quad (2.17)$$

2.1.4 Efeito de concentradores de tensões na fadiga

A resistência à fadiga é seriamente reduzida pela introdução de concentradores de tensão, tais como um entalhe ou um orifício. Como os elementos de máquinas atuais contêm concentradores de tensões, tais como filetes, rasgo de chavetas, roscas, montagem com interferência e orifícios, não é nenhuma surpresa que as trincas de fadiga em componentes estruturais geralmente se iniciem em tais irregularidades geométricas. Uma das melhores maneiras de minimizar a falha por fadiga é reduzindo os concentradores de tensões através de um projeto cuidadoso e evitando concentradores de tensões acidentais, através de uma fabricação e usinagem cuidadosa (Madayag, 1969).

A presença de um entalhe em um corpo-de-prova sob carregamento uniaxial introduz três efeitos: (a) há um aumento ou uma concentração de tensão na raiz do entalhe; (b) um gradiente de tensões é formado entre a raiz do entalhe e o centro do corpo-de-prova; (c) um estado triaxial de tensões é formado (Madayag, 1969).

Quando um componente ou corpo-de-prova possui algum tipo de entalhe, o fator concentração de tensão em fadiga pode ser definido pela Equação (2.18) (Shigley et al., 2004):

$$K_f = \frac{\textit{máxima tensão no corpo - de - prova com entalhe}}{\textit{tensão no corpo - de - prova sem entalhe}} \quad (2.18)$$

Juinall & Marshek (1991) fornecem alguns valores do fator concentrao de tensão em fadiga (K_f) para fixadores com roscas laminada ou usinada, como pode ser visto na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Fatores concentradores de tensão em fadiga (K_f) (Juvinall & Marshek, 1991).

Dureza	Classe SAE	Classe SAE	K_f^a	K_f^a
	(Roscas Unified)	(Roscas ISO)	Roscas Laminadas	Roscas Usinadas
Abaixo de 200 HB (recozido)	2 e abaixo	5.8 e abaixo	2,2	2,8
Acima de 200 HB (endurecido)	4 e acima	8.8 e acima	3,0	3,8

^a Com superfícies comerciais boas, utilizar o valor de K_f com $k_a=1$ na equação de Marin (2.4).

No cálculo do limite de resistência à fadiga (S_f), utilizando a Equação de Marin (2.4), o fator concentrador de tensão em fadiga (K_f) divide o valor de S'_f .

2.1.5 Influência dos fatores associados ao processo de fabricação na fadiga

2.1.5.1 Trabalho a frio (encruamento)

O trabalho a frio utilizado em componentes induz tensões residuais de compressão na superfície, o que é uma ferramenta poderosa para tanto retardar a nucleação de trincas de fadiga como também para atrasar o crescimento dessas trincas (Burlat et al., 2008).

Considere uma viga simples solicitada à flexão com tensão bem abaixo do limite de escoamento do material. Esta viga terá um gradiente de tensão como mostrado na Figura 2.6(a). Se, no entanto, uma fina camada superficial é sujeita à tensão residual de compressão como mostrado na Figura 2.6(b), então a máxima tensão de tração na superfície será a soma algébrica da tensão devido à flexão com a tensão residual de compressão, como mostrado na Figura 2.6(c) (Madayag, 1969).

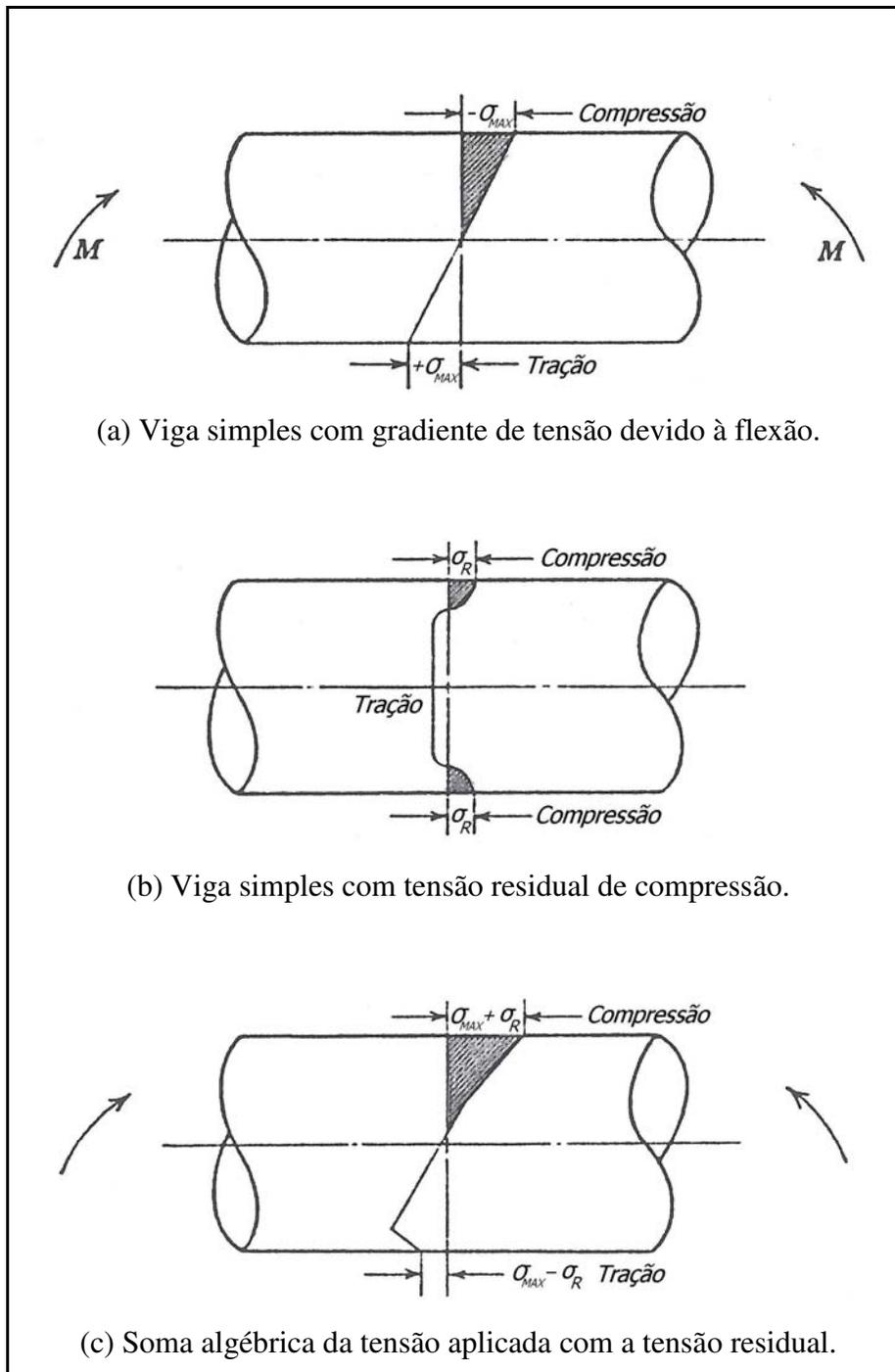


Figura 2.6 - Gradiente de tensão de uma viga simples: (a) flexão, sem tensões residuais, (b) tensão residual, sem flexão, (c) tensão residual com flexão (Madayag, 1969; Dieter, 1988).

As características mais importantes de uma curva de distribuição de tensão residual são: (a) o valor da tensão na superfície, (b) a máxima tensão de compressão, (c) a profundidade da

camada compressiva, (d) a área da tensão residual compressiva; (e) a localização e a magnitude da máxima tensão residual de tração (Madayag, 1969).

Para manter o efeito desejável na superfície das peças encruadas, o processo de trabalho a frio deve ser realizado após o tratamento térmico final. O aquecimento de peças encruadas pode levar à recuperação e recristalização, dissipando as tensões residuais. A Figura 2.7 mostra o efeito do aquecimento dessas peças por uma hora sobre as propriedades de fadiga, a temperatura ambiente, de um parafuso de aço AISI 8640 laminado após tratamento térmico (Madayag, 1969).

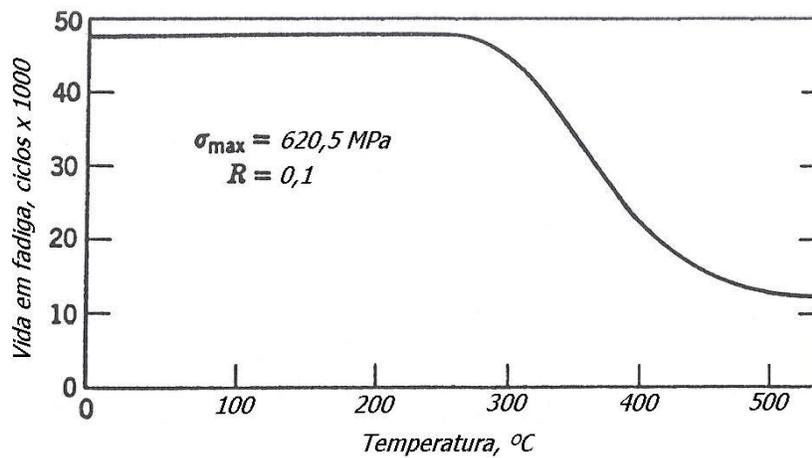


Figura 2.7 - Efeito do aquecimento, por uma hora, de parafusos fabricados com aço AISI 8740, após trabalho a frio, nas propriedades de fadiga (Madayag, 1969).

Um dos processos de tratamento de superfície, para melhorar a resistência à fadiga de componentes sujeitos a carregamento cíclico, mais utilizado é o “shot peening”. É um processo em que a superfície do componente é bombardeada por pequenas esferas. O impacto dessas esferas na superfície da peça produz pequenas deformações plásticas, que resultam na introdução de um campo de tensões residuais de compressão próxima à superfície. Este efeito é responsável pela melhora na resistência à fadiga da parte do componente que sofreu o “shot peening”; a melhora é mais pronunciada no caso de componentes com entalhes, devido ao severo gradiente de tensões aplicado (Pariente & Guagliano, 2008).

2.1.5.2 Conformação plástica

Por definição, o processo de conformação produz deformação plástica (e tensões residuais) em um componente para alcançar a mudança permanente de sua configuração. As tensões residuais produzidas na conformação (e seu efeito na fadiga) geralmente são ditadas pelos limites de deformação dos materiais (Madayag, 1969).

As tensões residuais da conformação, de um componente como um todo, são dependentes de pelo menos três fatores adicionais: a seqüência das operações do tratamento termo-mecânico, condição metalúrgica do material e a temperatura de conformação. Em geral, quanto menor for o limite de escoamento quando a conformação ocorrer, mais fraco será o campo de tensão residual gerado (Madayag, 1969).

2.1.5.3 Tratamento térmico

Tensões residuais são produzidas ou aliviadas em muitos dos ciclos dos tratamentos térmicos de ligas ferrosas e não ferrosas. Em aços, a principal fonte de geração de tensões residuais, em tratamento térmico, refere-se ao resfriamento brusco (têmpera) a partir de um tratamento de austenitização. Com a expansão da transformação austenita – martensita, desenvolve-se tensões residuais de tração na superfície e compressão no núcleo (Madayag, 1969).

As temperaturas de revenido são suficientemente altas para afetar as tensões residuais da têmpera. Conseqüentemente, no caso de aços revenidos em altas temperaturas, as tensões residuais provenientes da têmpera são aliviadas (Madayag, 1969). No entanto, o limite de resistência à fadiga de aços temperados e revenidos aumenta com a diminuição da temperatura de revenido até uma dureza de 45 a 55 HRC, dependendo do aço. A Figura 2.8 apresenta resultados obtidos em ensaios com razão de cargas $R = -1$, em corpos-de-prova lisos (Dieter, 1988).

É conhecido que o aumento da temperatura de revenido diminui a resistência mecânica e aumenta a tenacidade à fratura dos aços, porém é importante evitar faixas de temperaturas específicas para alguns aços que causam a fragilização da martensita revenida (FMR). Esta

fragilização ocorre, geralmente, entre 250 e 400 °C e gera uma redução notável na tenacidade à fratura do material (Lee et al., 1995). Segundo Eliaz et al. (2002), a FMR representa um problema de fragilização intergranular devido à precipitação de carbonetos ao longo dos contornos de grão da austenita prévia e à segregação de impurezas no aço tais como P, S, N, Sb e Sn.

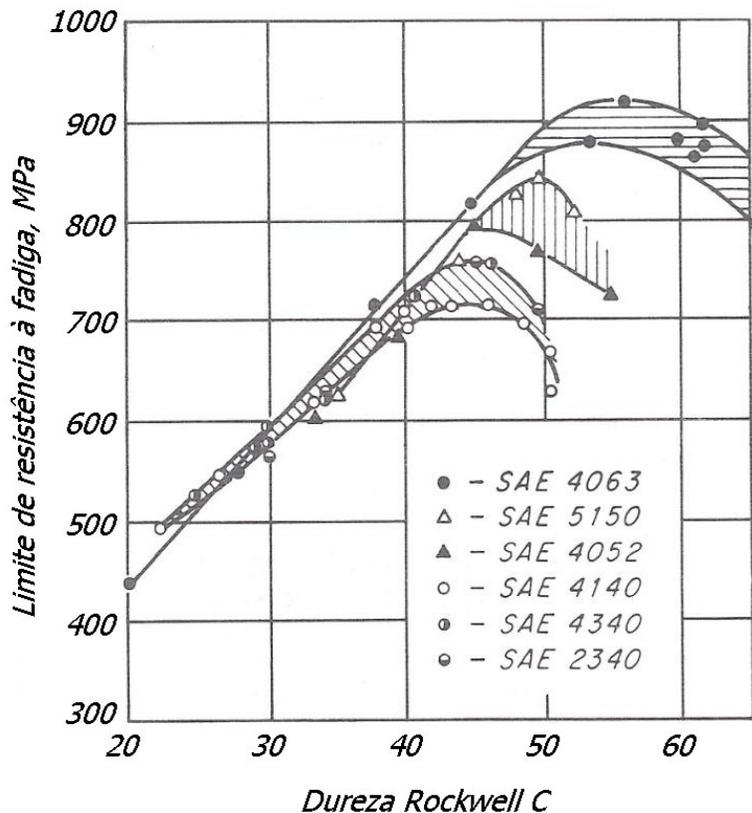


Figura 2.8 - Limite de resistência à fadiga de aços liga em função da dureza Rockwell C (Dieter, 1988).

2.1.5.4 Endurecimento superficial

O endurecimento superficial de aços é, geralmente, acompanhado por um aumento no limite de resistência à fadiga resultante de um aumento da dureza e às tensões residuais de compressão geradas na superfície. Este efeito tem sido observado nos processos de cementação, nitretação e têmpera por indução. Além disso, o endurecimento superficial aumenta a sensibilidade ao entalhe e deve ser utilizado com cuidado. Se a interface entre o núcleo e a

camada endurecida estiver próxima à superfície ou alguma região de concentração de tensão, há aumento da suscetibilidade à nucleação de trincas (Madayag, 1969).

Camadas obtidas pelos processos de carbonetação e carbonitretação são muito frágeis e não devem ser utilizadas em parafusos. Essas camadas, por serem muito frágeis, trincam quando os parafusos são apertados ou flexionados na montagem ou durante o serviço. Essas trincas devem, então, dar origem a uma trinca por fadiga e conduzir o parafuso a uma possível fratura (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

2.1.5.5 Eletrodeposição

No caso da eletrodeposição, há influência negativa sobre a resistência à fadiga; isso se deve, basicamente, às seguintes possibilidades (Madayag, 1969):

- Presença de fissuras na camada eletrodepositada;
- Introdução de tensões residuais de tração;
- Difusão de hidrogênio no metal base (há ocorrência da fragilização por hidrogênio).

A eletrodeposição de cromo e níquel diminui a resistência à fadiga de seções com rosca e não devem ser utilizadas em parafusos exceto em algumas aplicações, tais como prisioneiros em pára-choques de automóveis ou parafusos similares que operam sob condições de baixa tensão e requerem coberturas devido à aparência. Eletrodeposição de cádmio e zinco reduz levemente a resistência à fadiga. Componentes que foram eletro galvanizados para aplicações de alta resistência mecânica devem ser tratados após a eletrodeposição para eliminar ou minimizar a fragilização por hidrogênio, a qual é uma forte contribuinte a falha por fadiga (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

Deve ser observado, no entanto, que a proteção contra a corrosão fornecida pela maioria dos processos de eletrodeposição mais que compensam as perdas, na resistência à fadiga, intrínsecas ao processo de eletrodeposição (Collins, 1993).

2.1.6 Influência de variáveis metalúrgicas na fadiga

Sem dúvida, as modificações de projeto que visam à redução de concentradores de tensões e o uso inteligente das tensões residuais de compressão, que são benéficas à resistência à fadiga, resultam nas mais significativas melhorias. Ainda assim, existem certos fatores metalúrgicos que devem ser considerados para garantir o melhor desempenho, com relação à fadiga, de um metal ou liga particular (Dieter, 1988).

2.1.6.1 Acabamento superficial

Praticamente todas as falhas por fadiga se iniciam na superfície. Para a maioria dos tipos de carregamento, tais como o de flexão e o de torção, a máxima tensão ocorre na superfície, de forma que seja lógico que a falha deva começar ali. No entanto, em carregamento axial a falha por fadiga quase sempre se inicia na superfície. Existe uma ampla evidência que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições de superfície (Dieter, 1988).

Um dado processo de acabamento superficial influencia as propriedades de fadiga de um componente mecânico devido, a pelo menos, uma das seguintes características superficiais: rugosidade superficial, nível de tensão residual e microestrutura metalúrgica. Em geral, a vida em fadiga aumenta quando a magnitude da rugosidade superficial diminui (Madayag, 1969).

Defeitos e irregularidades superficiais, que podem ser introduzidas pelos processos de fabricação ou em serviço, são prejudiciais à fadiga, pois são locais de fácil nucleação de trincas, devido à concentração de tensões. Marcas de usinagem e pites de corrosão são exemplos de irregularidades prejudiciais à fadiga (Madayag, 1969).

Como a falha por fadiga é muito dependente da condição da superfície, qualquer mudança na resistência mecânica da superfície do material irá alterar as propriedades de fadiga. A descarbonetação da superfície em aços tratados termicamente é prejudicial à fadiga (Dieter, 1988).

2.1.6.2 **Microestrutura**

Microestruturas temperadas e revenidas, de aço baixa liga, resultam, geralmente, em ótimas propriedades de fadiga. Porém, para níveis de dureza acima de 40 HRC a microestrutura bainítica, produzida por austêmpera, apresenta limite de resistência à fadiga maior do que a martensita revenida, para uma mesma dureza (Dieter, 1988).

Materiais com grãos refinados exibem propriedades de fadiga superior aos materiais de mesma composição e grãos grosseiros. Embora o tamanho de grão de aços ferríticos parece ter um efeito pequeno, para aços austeníticos e algumas ligas não ferrosas a degradação da resistência à fadiga, com grãos grosseiros, se torna significativa (Collins, 1993).

2.1.6.3 **Defeitos superficiais**

Os processos de fabricação podem introduzir defeitos superficiais, tais como dobras de laminação, inclusão de materiais estranhos (óxidos, cavacos, etc.) sobre a superfície do material durante a conformação e defeitos de fundição (como inclusão de óxidos, porosidades, trincas, etc.). Esses defeitos, no geral, são locais de concentração de tensões e são prejudiciais à fadiga. Muitos desses defeitos podem ser detectados por meio de ensaios não destrutivos (Madayag, 1969).

2.1.6.4 **Defeitos no núcleo e sub-superficiais, heterogeneidades e anisotropia**

Os principais defeitos no núcleo e sub-superficiais do material são originados no lingote. Vazios em metais fundidos se formam devido à retenção de gases (porosidade e técnicas impróprias de fundição). No caso de lingotes, as regiões com alta concentração de vazios (por exemplo, o massalote) são descartadas antes do processo de laminação (Madayag, 1969).

Ensaio de fadiga em espécimes de ligas de alumínio de alta resistência mecânica, contendo defeitos de fundição, apresentam as seguintes tendências (Madayag, 1969):

- a) Tensões paralelas ao plano do defeito têm pequena influência sobre a fadiga, desde que estes defeitos não estejam na superfície;
- b) Quanto mais interno o defeito, menor a influência na fadiga;
- c) Um defeito interno influencia a resistência à fadiga devido à concentração de tensões;
- d) Dois ou mais defeitos próximos podem se comportar como um defeito de dimensões maiores.

Há dois tipos de inclusões em metais: as não metálicas e as intermetálicas. A quantidade e distribuição dessas inclusões são determinadas pela composição química da liga, pela técnica de fundição, pela transformação termo-mecânica e pelos tratamentos térmicos do material. Inclusões não metálicas são compostas a base de oxigênio, nitrogênio, carbono, fósforo, enxofre e silício (Madayag, 1969).

Em produtos trabalhados (laminados, forjados etc) as inclusões ficam alongadas na direção do trabalho mecânico; conseqüentemente, o seu efeito negativo é maior quando a direção da tensão principal é normal à direção alongada da inclusão, ou seja, ao longo da espessura. As dimensões das inclusões são parâmetros importantes; quanto maior o tamanho médio da inclusão, menores são os níveis de resistência mecânica do material metálico. No geral, para aços, o limite de fadiga varia inversamente com o tamanho das inclusões (Madayag, 1969).

Fusão a vácuo e fusão com atmosfera inerte diminuem a quantidade de inclusões e são as principais maneiras de melhoria dos níveis de resistência mecânica e resistência à fadiga dos materiais (Madayag, 1969). Em geral, as inclusões diminuem a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à fadiga dos materiais. O nível com que as inclusões afetam essas propriedades é determinado pela natureza, distribuição, tamanho, forma e quantidade com que essas inclusões se apresentam no material. Os mecanismos com que as inclusões não metálicas influenciam as propriedades e, especificamente, a resistência à fadiga dos materiais não estão muito bem definidos (Panasyuk et al., 2007).

Ensaio têm mostrado que o limite de resistência à fadiga na direção transversal do forjamento de aços deve ser somente 60 a 70 % do limite de resistência à fadiga na direção

longitudinal. Além disso, praticamente todas as falhas por fadiga, em corpos-de-prova retirados na direção transversal ao forjamento, iniciam-se em inclusões. A eliminação quase que completa das inclusões por fundição a vácuo produz um aumento considerável no limite de resistência à fadiga na direção transversal ao forjamento, como pode ser visto na Tabela 2.5. O baixo limite de resistência à fadiga em aços contendo inclusões é geralmente atribuído à concentração de tensão na inclusão, a qual pode ser bastante alta quando uma inclusão alongada está orientada na direção transversal a tensão de tração principal (Dieter, 1988).

Tabela 2.5 - Influência das inclusões no limite de resistência à fadiga do aço SAE 4340 (Dieter, 1988).

	Fundido por forno elétrico	Fundido a vácuo
Limite de resistência à fadiga longitudinal, MPa	800	958
Limite de resistência à fadiga transversal, MPa	545	827
Relação transversal/longitudinal	0,68	0,86
Dureza, HRC	27	29

2.2 Parafusos metálicos

2.2.1 Influência da rosca na resistência à fadiga de parafusos

Com relação ao perfil da rosca, Thurston (1951) mostrou que uma rosca *Withworth* com um perfil normalizado pelo Reino Unido possui limite de resistência à fadiga superior quando comparado ao perfil com normalização americana. Por outro lado, Forrest (1952) apresentou a superioridade das roscas *Unified* em relação à rosca *Withworth* sob carregamento axial.

Quando a resistência à fadiga de parafusos está em jogo, a questão que geralmente surge é qual tipo de rosca, fina ou grossa, deve ser utilizado. A resistência à fadiga de parafusos é significativamente afetada pela severa concentração de tensão que surge na raiz do primeiro filete da rosca em contato com a porca. O quanto essa concentração de tensão fragiliza o parafuso de uma dada dimensão depende do passo da rosca de duas maneiras. Por um lado, quanto menor o

passo da rosca, maior será a concentração de tensão no parafuso (Dragoni, 1994), o qual contribui para uma redução da resistência. Por outro lado, quanto menor for o passo da rosca, menor será a sensibilidade ao entalhe e maior será a seção transversal do parafuso, o que beneficia a resistência. O efeito real do passo da rosca na resistência do parafuso é uma interação entre esses dois mecanismos (Dragoni, 1997).

Dragoni (1997) estudou o efeito do passo da rosca na resistência à fadiga de parafusos de aço, de especificação ISO, acoplados com porcas padronizadas. Por meio da análise de elementos de contorno e da fotoelasticidade, Dragoni (1997) mostrou que a capacidade de carga de parafusos está relacionada a uma compreensão do fator de entalhe, o qual inclui tanto a concentração de tensão e a sensibilidade ao entalhe. Dragoni apresenta gráficos do fator de entalhe como uma função do diâmetro nominal e do passo da rosca para uma seleção de classes de parafusos. Os gráficos mostram que a capacidade de carga aumenta sensivelmente com a diminuição do passo para parafusos pequenos fabricados com aços de baixa resistência mecânica (classe ISO 4.6). Reciprocamente, a capacidade de carga aumenta significativamente com o passo (melhoras acima de 40 % podem ser alcançadas) para parafusos grandes fabricados com aços de alta resistência mecânica (classe ISO 12.9).

Majzoubi (2005) também investigou o efeito do passo da rosca (grossa e fina) na resistência à fadiga de parafusos com especificação ISO, dentro de uma faixa de $10 \leq d \leq 24$ mm (d = diâmetro externo), e parafusos com especificação *American Unified*, dentro da faixa de $7/16'' \leq d \leq 1''$. Foram utilizados no estudo cinco dimensões de parafusos ISO (M10, M12, M16, M20 e M24) e cinco *American Unified* ($7/16''$, $1/2''$, $5/8''$, $7/8''$ e $1''$) com dois passos de rosca diferentes (rosca grossa e fina). Os parafusos ISO eram da classe 5.8 e os parafusos *American Unified* eram classificados como A325 de acordo com a especificação da ASTM. Os resultados experimentais mostraram que para os parafusos de especificação ISO, parafusos com rosca grossa tem uma vida em fadiga maior que os parafusos com rosca fina. Para os parafusos de especificação *American Unified*, quando a comparação foi realizada com base na tensão no núcleo (Força / Área do núcleo), parafusos com rosca grossa são superiores aos parafusos com rosca fina, no entanto, quando baseado na tensão nominal (Força / Área nominal), tanto os parafusos de rosca grossa quanto os de rosca fina exibiram a mesma capacidade de carga. Os

resultados também indicaram que para a mesma tensão no núcleo, a vida em fadiga de parafusos ISO e *American Unified*, exceto para o parafuso de 1", diminui com o aumento do diâmetro nominal dentro da faixa analisada. Para o parafuso de 1", a vida em fadiga aumentou com o aumento do diâmetro nominal.

2.2.2 Influência do processo de fabricação da rosca

Vários processos podem ser utilizados para fabricar a rosca dos parafusos. A Usinagem é economicamente vantajosa para pequenas quantidades e geometrias complicadas. No entanto, defeitos (tais como, microtrincas e contornos de grãos) que se formam na superfície durante o processo de fabricação servem como locais preferenciais para o início de uma trinca por fadiga. Assim, roscas usinadas geralmente exibem propriedades de fadiga inferiores. A laminação, por outro lado, é vantajosa para elevado números de produção. Durante este processo, grãos são alinhados na direção de laminação ("fibras mecânicas") e tensões residuais de compressão são introduzidas no material. Conseqüentemente, tanto o início como a propagação de trincas por fadiga são dificultadas (Ifergane, 2001). A Figura 2.9 ilustra a melhora na resistência à fadiga de parafusos, com limite de resistência à tração de aproximadamente 860 MPa, com filetes laminados a frio após tratamento térmico (Madayag, 1969).

A seqüência dos processos envolvidos na fabricação dos parafusos também pode afetar as propriedades de fadiga da rosca dos parafusos. Já foi reportado que tensões residuais de compressão na raiz da rosca de parafusos e na raiz do entalhe de outro elemento estrutural podem aumentar significativamente a resistência à fadiga (Bradley et al., 2006). Se o tratamento térmico for conduzido após a laminação, ocorre uma diminuição da vida em fadiga devido ao crescimento dos grãos na superfície da rosca, a eliminação das tensões residuais e a uma alta taxa de propagação das microtrincas, que foram introduzidas durante o processo de fabricação da rosca. A Figura 2.10 ilustra a diferença na resistência à fadiga de aços laminados antes e após o tratamento térmico (Madayag, 1969). No entanto, para roscas usinadas, a influência da seqüência de usinagem/tratamento térmico não é evidente, mas depende principalmente do material e dos parâmetros de usinagem. Em aços de alta resistência mecânica, por exemplo, microtrincas que foram formadas na raiz da rosca durante o processo de usinagem podem se propagar durante o

tratamento térmico, resultando em uma diminuição da vida em fadiga (Ifergane, 2001). Por outro lado, após o tratamento térmico o aço de alta resistência mecânica se torna menos dúctil e, portanto, exibe uma alta tendência de trincar durante a usinagem (Dieter, 1988).

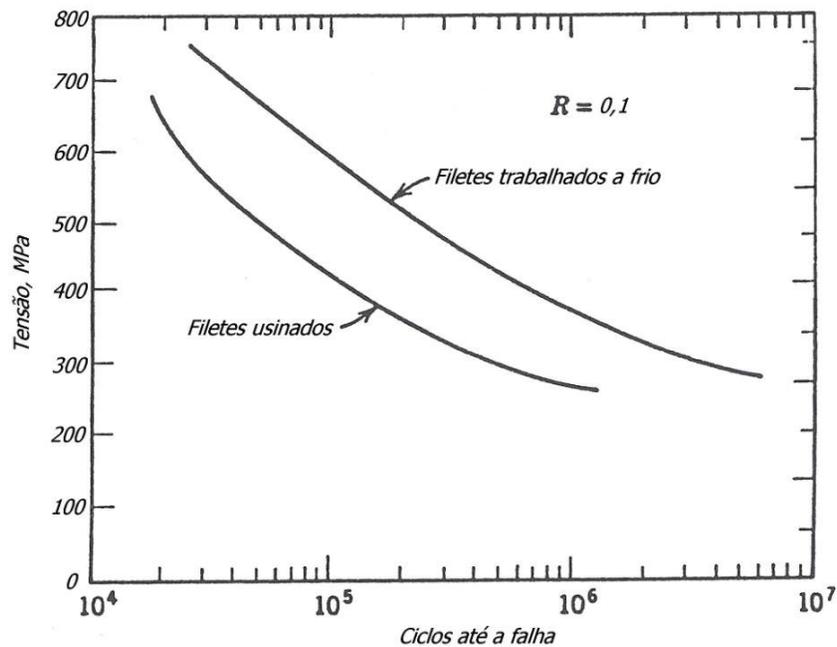


Figura 2.9 - Efeito da laminação a frio dos filetes de parafusos fabricados com aço tratado termicamente para um mínimo de 860 MPa (Madayag, 1969).

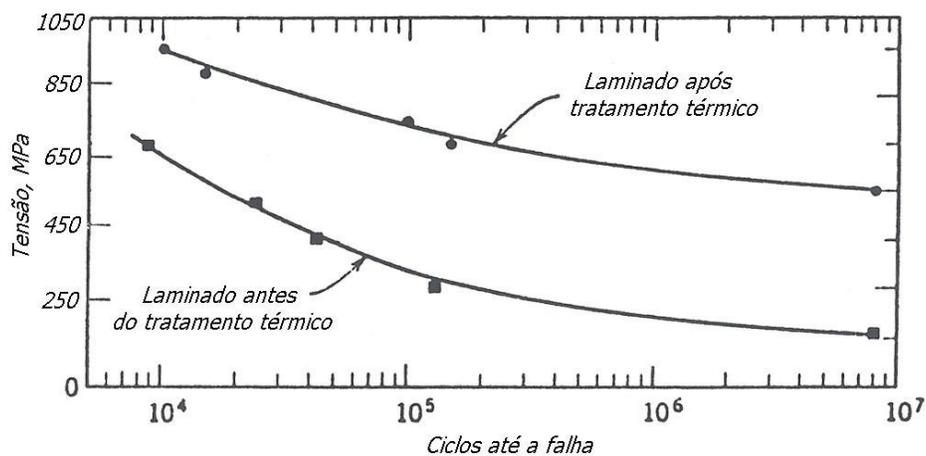


Figura 2.10 - Efeito da laminação da rosca antes e após o tratamento térmico em parafusos com limite de resistência à tração de aproximadamente 1.500 MPa (Madayag, 1969).

Bradley et al. (2006) verificaram a influência da laminação a frio da rosca, antes e após o tratamento térmico, na resistência à fadiga de parafusos com rosca fina e de alta resistência mecânica para múltiplas condições de pré-carga. Foram utilizados parafusos da classe ISO 12.9 fabricados com aço SAE 8640 somente com o perfil 3/8 UNRF-24. As pré-cargas utilizadas foram 1, 50, 75, 90 e 100% da tensão de prova dos parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico. A resistência à fadiga de roscas finas laminadas após tratamento térmico com pré-carga de 1 % (razão de cargas menor do que 0,05) aumentou consideravelmente (158 %) baseada em S_a (tensão alternada) e 10^7 ciclos quando comparada com roscas que foram laminadas antes do tratamento térmico. Isso está em acordo com resultados de comparação entre roscas laminadas antes e após o tratamento térmico para razões de cargas (R) baixas. Quando os parafusos foram ensaiados com pré-cargas maiores, obtiveram um aumento na resistência à fadiga em 10^7 ciclos de 69 a 30 %. Esses aumentos são muito inferiores aos 158 % quando utilizado uma pré-carga de 1 %, porém ainda são significantes.

Stephens et al. (2006) pesquisaram a influência da laminação a frio da rosca, antes e após o tratamento térmico, na resistência à fadiga de parafusos com rosca grossa e de alta resistência mecânica pra múltiplas condições de pré-carga. Para isso, utilizou parafusos da classe ISO 12.9 fabricados com aço SAE 8640, porém com perfil de rosca 3/8 UNRC-16. As pré-cargas utilizadas foram 1, 50, 75, 90 e 100 % da tensão de prova dos parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico. A resistência à fadiga de roscas laminadas após tratamento térmico com pré-carga de 1 % obteve um aumento de 147 % na resistência à fadiga baseado em S_a (tensão alternada) e 10^7 ciclos quando comparado com roscas que foram laminadas antes do tratamento térmico. Isso está em acordo com resultados de comparação entre roscas laminadas antes e após o tratamento térmico para razões de cargas (R) baixas. No entanto, utilizando uma alta pré-carga, a resistência à fadiga de roscas com laminação após tratamento térmico não aumentou.

Kephart (2006) estudou a suscetibilidade de parafusos com diferentes processos de fabricação da rosca ao fenômeno da corrosão sob tensão (CST). Kephart mostrou que parafusos com rosca usinada de um material de alta resistência mecânica (ASTM A193 B-7 e A354 Classe 8), que foram expostos a um ambiente agressivo contendo 8 % em peso de nitrato de amônio fervente e solicitados por volta de 40 % do limite de escoamento do aço, sofreram o fenômeno da

CST intergranular em apenas um dia. Em condições de ensaio similar, os parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico (têmpera e revenido) apresentaram uma suscetibilidade ao fenômeno da CST similar aos parafusos com rosca usinada. No entanto, parafusos com rosca laminada após tratamento térmico não exibiram o fenômeno da CST após uma semana de exposição, até mesmo quando solicitados a 100 % do limite de escoamento da liga B-7. Este efeito benéfico do processo ótimo de laminação da rosca (laminação da rosca após tratamento térmico) ocorre devido aos altos níveis de tensão residual de compressão na raiz da rosca (entalhes).

2.2.3 Influência do tipo de conexão parafuso/porca

As porcas são fabricadas em várias formas geométricas. A pergunta que surge é qual a geometria que garante uma maior vida em fadiga e possui a maior capacidade de carga, para o caso de parafusos conectados com porcas padronizadas. Embora muitos aspectos da conexão parafuso/porca têm sido estudados extensivamente por muitos pesquisadores, uma menor atenção tem sido dada ao estudo do efeito da geometria da porca, arruelas de pressão e materiais de vedação na vida em fadiga de parafusos (Majzoobi, 2005).

Dragoni (1992) examinou o efeito da geometria da porca utilizando fotoelasticidade. Ele mostrou que entre os parâmetros, tais como: passo da rosca, espessura radial da borda e o comprimento da borda, em uma porca cônica com fresta, o comprimento da borda é o parâmetro mais eficaz para reduzir a concentração de tensão. Os resultados de Dragoni indicaram que o fator de concentração de tensão pode ser reduzido de 7 para 4 usando um comprimento adequado de borda.

Majzoobi (2005) investigou o efeito da geometria da porca, da arruela de pressão e de um material de vedação (fita Teflon) na resistência à fadiga de parafusos ISO M12 e M16. Além disso, foi realizado um estudo da distribuição de tensões axial e de flexão na rosca por simulação numérica de conexões parafuso e porca utilizando o método de elementos finitos. Os resultados experimentais mostraram que entre a porca hexagonal simples, a porca cônica e a porca cônica com frestas, a que obteve a vida em fadiga mais alta foi a porca cônica com frestas. A presença

de uma arruela de pressão também aumenta a vida em fadiga, desde que o torque de aperto seja aplicado corretamente para produzir uma pré-carga no parafuso. O uso da fita Teflon como um material de preenchimento entre o parafuso e a porca tem mostrado um aumento significativo na vida em fadiga. Em geral, a mais alta vida em fadiga foi obtida para a porca cônica com fresta utilizando arruela de pressão. Embora não considerada nos experimentos, uma combinação da porca cônica com frestas, com a arruela de pressão e com a fita Teflon é de se esperar um aumento ainda maior da resistência à fadiga do conjunto.

2.2.4 Influência da instalação do parafuso na resistência à fadiga

O carregamento imposto nos parafusos é um fator muito importante na falha por fadiga. Quando colocado em serviço, é mais provável que o parafuso falhe por fadiga se a montagem envolver leves vedações ou flanges, ou se o parafuso não for alinhado e apertado corretamente. A resistência à fadiga está também relacionada com a força de aperto. Em muitas montagens, certa força mínima de aperto é necessária para garantir tanto o alinhamento correto do parafuso em relação a outros componentes da montagem como a pré-carga correta no parafuso. O alinhamento garante que o parafuso não estará sujeito a carregamento excêntrico inadequado, e a pré-carga correta garante que a tensão média adequada seja estabelecida para a aplicação. Em alguns casos, tensões de aperto que excedem o limite de escoamento podem ser desejáveis; experimentos têm mostrado que parafusos apertados além do limite de escoamento têm melhor resistência à fadiga do que parafusos apertados abaixo do limite de escoamento (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

2.2.5 Seleção de materiais e suas propriedades para parafusos

Embora a composição química possa ser um fator importante quando se especificam e selecionam parafusos para diversas aplicações (particularmente quando as aplicações requerem serviço em elevada temperatura, resistência à corrosão ou boa temperabilidade com propriedades de tenacidade adequadas), o critério primário na seleção de parafusos envolve a especificação dos níveis de resistência mecânica. Conseqüentemente a graduação ou classe de parafusos, prisioneiros e porcas são amplamente utilizados para designar os vários níveis de resistência

mecânica ou desempenho de prendedores com rosca nas especificações desenvolvidas pela Sociedade dos Engenheiros Automotivos (SAE), Organização Internacional de Normalizações (ISO), a Sociedade Americana de Ensaio e Materiais (ASTM) e/ou Instituto de Prendedores Industriais (IFI). Isso permite o comprador de parafusos, prisioneiros e porcas de aço selecionar o nível de resistência mecânica desejado por meio de especificações da SAE, ISO, ASTM ou IFI. O produtor então seleciona um aço particular que satisfaz a vasta variação de composição química permitidas por essas especificações. Isso possibilita ao produtor utilizar o material mais econômico consistente com seus equipamentos e procedimentos de produção que satisfaçam as propriedades especificadas. A resistência mecânica e as designações das propriedades de parafusos e prisioneiros são tipicamente baseadas no limite de resistência à tração mínimo, enquanto que as designações da classe de porcas são tipicamente baseada na tensão de prova. (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

Algumas propriedades requeridas pelas classes de parafusos são dadas pela Tabela 2.6 (ISO 898-1, 1999).

Diversos aços de baixo carbono, médio carbono e ligas são utilizados na fabricação das diferentes classes de parafusos para trabalharem entre -50 e 200 °C. Além do efeito da composição química do aço na resistência à corrosão e nas propriedades a elevada temperatura, a temperabilidade do aço utilizado em prendedores com rosca é importante quando se seleciona a composição química do aço. À medida que a resistência mecânica requisitada e o tamanho da seção aumentam, a temperabilidade do aço se torna um fator importante (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

A Tabela 2.7 apresenta as composições químicas para as classes de parafusos de aço dadas na Tabela 2.6 (ISO 898-1, 1999). O fabricante de parafusos pode escolher qualquer aço dentro da limitação de cada classe, dados pela Tabela 2.7, para obter as propriedades especificadas na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas para parafusos (ISO 898-1, 1999).

Propriedades da classe	Tensão de prova (MPa)	Limite mínimo de resistência à tração ^b (MPa)	Limite mínimo de escoamento (MPa)	Alongamento mínimo (%)	Dureza no núcleo
3.6	180	330	190	25	52-95 HRB
4.6	225	400	240	22	67-95 HRB
4.8	310	420	340	-	71-95 HRB
5.6	280	500	300	20	79-95 HRB
5.8	380	520	420	-	82 -95 HRB
6.8	440	600	480	-	89-99,5 HRB
8.8($d \leq 16$ mm)	580	800	640	12	22-32 HRC
8.8($d > 16$ mm)	600	830	660	12	23-34 HRC
9.8 ^a	650	900	720	10	28-37 HRC
10.9	830	1040	940	9	32-39 HRC
12.9	970	1220	1100	8	39-44 HRC

^a Aplicado somente para diâmetros nominais da rosca $d \leq 16$ mm.

^b Limite mínimo de resistência à tração aplica-se a produtos com comprimento nominal $l \geq 2,5d$. Dureza mínima aplica-se a produtos com comprimento nominal $l < 2,5d$ e a outros produtos que não podem ser ensaiados à tração.

2.2.6 Inovações nos materiais utilizados em parafusos

Os engenheiros, quando projetam parafusos, devem escolher materiais que garantam a máxima resistência mecânica. Se o material escolhido puder ser utilizado no parafuso com um número de etapas inferior ao processo tradicional, então a companhia que fabrica esses parafusos pode economizar tempo e dinheiro (Goss, 1997).

Normalmente, parafusos de alta resistência mecânica são produzidos de um fio-máquina recozido. O fio é conformado a frio no formato do parafuso e roscado. Um tratamento térmico, têmpera e revenido, fornece ao parafuso as propriedades mecânicas necessárias. No entanto, desenvolvimentos recentes têm levado a parafusos de alta resistência mecânica a partir de aço encruado, o que elimina o recozimento do fio e um posterior tratamento térmico no parafuso. Além disso, este novo processo oferece muitos benefícios no desempenho desses parafusos, tais

como: aumento do limite de resistência à fadiga, menor suscetibilidade ao fenômeno da fragilização por hidrogênio e propriedades mecânicas mais altas (Goss, 1997).

Tabela 2.7 - Composições químicas para as classes de parafusos de aço (ISO 898-1, 1999).

Propriedades da classe	Materiais e tratamentos	Limites de composição química (%)				Temperatura mínima de revenimento (°C)
		C	P máx.	S máx.	B ^a máx.	
3.6 ^b	Aço carbono	0,20 máx.	0,05	0,06	0,003	-
4.6 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
4.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
5.6	Aço carbono	0,13-0,55	0,05	0,06	0,003	-
5.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
6.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
8.8 ^c	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15 ^d -0,40	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	
9.8	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15-0,35	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	
10.9 ^{e f}	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15 ^d -0,35	0,035	0,035	0,003	340
10.9 ^f	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,20 ^d -0,55	0,035	0,035	0,003	
	Aço liga temperado e revenido ^g	0,20-0,55	0,035	0,035	0,003	
12.9 ^{f h i}	Aço liga temperado e revenido ^g	0,28-0,50	0,035	0,035	0,003	380

^a A quantidade de B pode alcançar 0,005 % contanto que o B não efetivo seja controlado por adição de Ti e/ou Al.

^b Aços de usinagem fácil podem conter, para essas determinadas classes, até 0,34 % de S, 0,11 % de P, 0,35 % de Pb.

^c Para diâmetros nominais acima de 20 mm os aços especificados para a classe 10.9 podem ser necessários para alcançar a temperabilidade suficiente.

^d No caso de aço carbono simples ao boro com quantidade de carbono abaixo de 0,25 %, a quantidade mínima de manganês deve ser 0,6 % para a classe 8.8 e 0,7 % para as classes 9.8, 10.9 e 10.9.

^e Produtos desta classe deve ser identificados com o símbolo sublinhado. Todas as propriedades para a classe 10.9 devem ser satisfeitas pela 10.9, no entanto, sua temperatura de revenido fornece características de alívio de tensões diferentes a elevadas temperaturas.

^f Para os materiais desta classe, deve haver temperabilidade suficiente para garantir uma estrutura com aproximadamente 90 % de martensita no núcleo da seção da rosca para parafusos na condição pós têmpera, antes do revenido.

^g Este aço liga deve conter pelo menos um dos seguintes elementos na mínima quantidade fornecida: 0,30 % de Cr, 0,30 % de Ni, 0,20 % de Mo, 0,10% de V. Quando os elementos são especificados na combinação de dois, três ou quatro e possuem quantidade dos elementos de liga inferiores aos dados acima, o valor limite para ser aplicado para a determinação da classe é 70 % da soma dos valores limite individuais mostrados acima para dois, três ou quatro elementos de interesse.

^h Uma detecção, por meio de metalografia, de uma camada rica em fósforo não é permitida para a classe 12.9 na superfície sujeita a tensão de tração.

ⁱ A composição química e temperatura de revenido estão sob investigações.

Os parafusos utilizados neste processo são fabricados com aço de baixo carbono, os quais encruam durante a conformação a frio. A melhora na resistência à fadiga é parcialmente devido ao encruamento proveniente da laminação da rosca o que produz tensões de compressão na raiz da rosca. Essas tensões de compressão e um possível encruamento subsequente a ponta da trinca de fadiga atrasam o início da nucleação da trinca por fadiga e seu crescimento (Goss, 1997).

Com este mesmo propósito, de reduzir custos, estão sendo desenvolvidos aços boretados para parafusos de alta resistência mecânica, que permitem, também, a eliminação de certas etapas do processo de fabricação. Desde que aços boretados são fabricados sem elementos de liga, tais como Cr e Mo, o limite de resistência à tração do fio-máquina laminado a quente é baixo o suficiente para tanto eliminar como reduzir algumas etapas do processo, tais como coalescimento e recozimento. Por exemplo, o aço SAE 4135 deve ser coalescido e recozido antes do processo de trefilação, enquanto o aço SAE 10B22 possui uma boa plasticidade mesmo sem tratamento de coalescimento e recozimento. No entanto, os aços boretados são muito suscetíveis ao crescimento de grãos na fase austenita (Kawazoe et al., 2000).

Com a finalidade de eliminar este crescimento de grão, Kawazoe et al. (2000) estudaram a quantidade ótima de Ti a ser adicionada ao aço e verificaram o fenômeno da precipitação em aços boretados para a utilização em parafusos de alta resistência mecânica. Segundo os autores, no caso de aços boretados para parafusos de alta resistência mecânica, controlando a quantidade de Ti adicionada e a morfologia de precipitação, pode-se suprimir com sucesso o crescimento anormal do grão no aquecimento para a têmpera sem perda de trabalhabilidade a frio.

O desenvolvimento de parafusos de alta resistência mecânica é conduzido pelo desejo de produtos mais leves e de redução de custos. No entanto, parafusos se tornam mais suscetíveis a fragilização por hidrogênio com o aumento da resistência mecânica. A principal característica da fragilização por hidrogênio é a “fratura retardada”, sendo que a falha em serviço de um componente estrutural contendo hidrogênio pode ocorrer sem aviso, de minutos a anos, após carregamento estático. Aços convencionais de baixa liga temperados e revenidos são suscetíveis à fratura retardada quando sua resistência mecânica excede 1200 MPa. A resistência à fratura retardada no aço do parafuso é geralmente melhorada por meio de:

- Redução de impurezas. Para aumentar a resistência dos contornos de grão, impurezas tais como P, S e Mn (que acelera a segregação de P e S) devem ser reduzidas o máximo possível;
- Através do refino do tamanho de grão. Para melhorar a tenacidade e a ductilidade do aço, o tamanho do grão é refinado com a adição de Ti, Nb e V, com isso aumentando a resistência dos contornos de grão;
- Precipitação de carbonetos e de nitretos finos. Com o intuito de bloquear o hidrogênio difusivo, o qual é prejudicial ao aço, são adicionados elementos de liga que promovem o endurecimento por precipitação, tais como Mo, V e Ti, e realiza-se revenimento em altas temperaturas (Namimura et al., 2003).

Levando estes fatores e mecanismos em consideração, um novo aço (KNDS4) para parafusos de alta resistência mecânica foi desenvolvido por Namimura et al. (2003). Este novo

aço possui uma maior resistência à fratura retardada que o aço convencional AISI 4140 e uma maior resistência à corrosão devido à adição de Ti, Ni e Mo. Além disso, as propriedades da fratura retardada no aço KNDS4 foram melhoradas com o refino do tamanho do grão e a introdução de lugares para segurar o hidrogênio através dos precipitados finos e complexos de Mo-Ti-V (menores do que 50 nm), resultando no aumento do volume de hidrogênio crítico.

Outro aço desenvolvido para parafusos de alta resistência mecânica é o aço *dual phase*. Esta terminologia é dada ao aço que possui uma microestrutura de ferrita e uma segunda fase martensita. A composição química adequada é de baixo carbono (0,08 até 0,20%) e, tipicamente, contém adições de silício e manganês (0,5 até 1,5%). Pode ser empregado um tratamento termomecânico para produzir uma microestrutura de duas fases, conseguindo alta resistência mecânica e plasticidade. Esta combinação, de resistência e plasticidade, fornece ao aço de duas fases vantagens sobre os materiais comerciais tradicionais de alta resistência mecânica (Staddon e Lings, 2006).

Após a conformação a frio deste aço, pode-se obter um limite de resistência à tração de até 850 MPa no componente final. Este aço pode ser utilizado, como por exemplo, em parafusos da classe 8.8, que requerem limite de resistência à tração superior a 800 MPa. Já os aços boretados de baixo carbono utilizados na fabricação de parafusos conseguem obter após a conformação, um limite de resistência à tração de 710 MPa, necessitando de um tratamento térmico após a fabricação do parafuso para atingir as propriedades mecânicas necessárias (Staddon e Lings, 2006).

Os aços *dual phase* possuem outras vantagens sobre os aços boretados de baixo carbono, incluindo melhor resistência à fadiga, soldabilidade e uma melhor precisão dimensional devido a eliminação do tratamento térmico final, que pode distorcer a peça. No entanto, os aços *dual phase* são suscetíveis à fragilização por hidrogênio, que pode ocorrer em regiões com alto níveis de dureza. Porém, um tratamento de 6 a 8 horas a uma temperatura entre 190 e 220° C removem esta suscetibilidade. O custo para este tratamento é inferior ao tratamento de têmpera e revenido que os aços boretados necessitam (Staddon e Lings, 2006).

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Materiais

Os parafusos estudados neste trabalho foram do tipo M8 com 40 mm de comprimento, 24mm de rosca grossa, passo de 1,25 mm, e cabeça sextavada com ressalto. Além disso, os tratamentos térmicos utilizados tiveram como objetivo atingir os requisitos da classe ISO 10.9. A Figura 3.1 mostra uma fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho. Esses parafusos foram fabricados a partir de dois fios-máquinas com origens diferentes, sendo um proveniente da empresa nacional Belgo Bekaert Arames S.A., que será denominado neste trabalho como AISI 4135 e o outro proveniente da empresa japonesa O&K Company Limited, que se baseia na norma SCM 435H. Esses fios-máquinas são obtidos com diâmetro entre 7,80 e 7,85 mm, em uma condição favorável ao processo de forjamento, ou seja, com baixos níveis de resistência mecânica e altos níveis de ductilidade. A Tabela 3.1 apresenta as composições químicas nominais de cada um dos aços. Para poder realizar uma comparação com relação à composição química entre os dois aços, análises químicas foram realizadas, nos fios-máquinas de origens diferentes, em um Analisador de C e S LECO Corporation para a determinação do teor de carbono e enxofre e um Espectrômetro de Fluorescência de Raios X SHIMADZU EDX 900HS para os demais elementos.



Figura 3.1 – Fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho.

Tabela 3.1 - Composições químicas nominais dos aços utilizados neste trabalho (% em peso) (ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel, 1993).

Descrição	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM 435H	0,32-0,39	0,15-0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	0,85-1,25	0,15-0,35
AISI 4135	0,33-0,38	0,15-0,35	0,70-0,90	0,035	0,040	0,80-1,10	0,15-0,25

3.1.1 Condições microestruturais dos parafusos

Para o estudo da influência da temperatura de revenido e da quantidade de inclusões no limite de resistência à fadiga, os parafusos foram separados em seis grupos, sendo três fabricados com o aço AISI 4135 e três com o SCM 435H. Esses grupos foram austenitizados a 890 °C durante 30 minutos, temperados em óleo e revenidos em três temperaturas diferentes (490, 520 e 550 °C) com resfriamento em óleo. Ou seja, os parafusos fabricados com o aço AISI 4135 foram separados em três grupos, sendo um revenido a 490 °C, outro a 520 °C e um último a 550 °C. O mesmo foi realizado com os parafusos fabricados com o aço SCM 435H.

Para o estudo da influência da laminação da rosca após tratamento térmico no limite de resistência à fadiga, um grupo de parafusos foi tratado termicamente antes do processo de

laminação da rosca. Portanto, este grupo foi austenitizado a 890 °C, temperado em óleo, revenido a 550 °C com resfriamento ao óleo e depois teve a rosca laminada a frio.

A Tabela 3.2 apresenta um resumo de cada um dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.

Tabela 3.2 - Detalhes dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.

Condição	Aço utilizado na fabricação	Tratamento térmico utilizado em cada condição	Seqüência do processo de fabricação(*)
N490	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 490 °C por 30 minutos.	LR/TT
N520	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 520 °C por 30 minutos.	LR/TT
N550	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	LR/TT
I490	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 490 °C por 30 minutos.	LR/TT
I520	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 520 °C por 30 minutos.	LR/TT
I550	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	LR/TT
I550 LATT	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	TT/LR

(*) LR = laminação da rosca;

TT = tratamento térmico.

3.2 Análise microestrutural por microscopia óptica (MO)

3.2.1 Caracterização de fases

A caracterização microestrutural por microscopia óptica teve como principais objetivos a verificação das principais diferenças microestruturais entre os fios-máquinas fabricados com aço AISI 4135 e SCM 435H, na condição como recebidos, e verificação de possíveis mudanças ocorridas na microestrutura dos parafusos, decorrente da variação do tratamento térmico e da seqüência do processo de fabricação.

Para a caracterização microestrutural, amostras da seção longitudinal dos fios-máquinas e dos parafusos foram cortadas e embutidas em baquelite. Depois de embutida, as amostras foram lixadas com lixas de grana 220, 320, 400, 600, 800 e 1200, nesta ordem, e posteriormente, foram realizados polimentos utilizando-se pasta de diamante de granulação 6 e 1 μm . Em seguida, essas amostras foram atacadas por imersão em uma solução contendo 2 % de ácido nítrico e 98 % de álcool etílico durante, aproximadamente, 5 segundos. Depois de atacadas, as amostras foram enxaguadas em água corrente e em álcool antes de serem secas em jato de ar quente.

Após a preparação, as amostras foram analisadas e fotografadas em um microscópio óptico da marca Zeiss, modelo Neophot 32.

3.2.2 Caracterização das micro-inclusões

Como os dois aços apresentaram diferenças com relação à forma, quantidade e tamanho das inclusões, foi realizada, segundo a norma ASTM E 45 (2005), a determinação das inclusões contidas em cada aço, utilizando o método D (“*Low Inclusion Content*”), que é utilizado para aços com baixa quantidade de inclusões.

A determinação das inclusões foi realizada nas superfícies longitudinais dos fios-máquinas AISI 4135 e SCM 435H. Foram utilizadas três amostras de cada aço, sendo que cada amostra continha uma área de aproximadamente 160 mm^2 . Essas amostras foram embutidas, lixadas e

polidas como as amostras utilizadas na caracterização de fases (item anterior), porém a análise foi realizada na amostra sem ataque químico, ou seja, somente polida.

As amostras foram observadas com um aumento de 100X em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo GX51 e foi realizada uma varredura completa dessas amostras, comparando cada campo da amostra (aproximadamente $0,50 \text{ mm}^2$) com o quadro de inclusões contido na norma acima citada. As inclusões encontradas nas amostras foram classificadas quanto ao tipo, quantidade e tamanho. Com relação ao tipo, as inclusões podem ser classificadas, segundo a norma acima citada, como sendo do tipo: A (sulfetos), B (alumina), C (silicatos) ou D (óxidos globulares). Com relação à quantidade, podem ser classificadas como: $\frac{1}{2}$, 1, $1\frac{1}{2}$, 2 ou $2\frac{1}{2}$, sendo $\frac{1}{2}$ um campo com poucas inclusões e $2\frac{1}{2}$ um campo com muitas inclusões. Já com relação ao tamanho, as inclusões podem ser classificadas como sendo da série fina ou grossa.

3.3 Ensaios mecânicos básicos

3.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de se verificar as diferenças existentes entre os níveis de resistência mecânica e de ductilidade, causadas pelas diferentes condições de tratamento térmico e seqüência das etapas do processo de fabricação dos parafusos. Além disso, foram realizados ensaios de tração nos fios-máquinas para uma comparação entre os materiais na condição como recebidos.

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo Test Star II, com capacidade de 10 toneladas. Os ensaios foram realizados com controle de deslocamento, sendo registrados simultaneamente a carga, o deslocamento do pistão e, nos ensaios realizados nos fios-máquinas, a deformação (alongamento) da parte útil. Esses registros foram feitos pelas medições da célula de carga, LVDT e por um extensômetro, respectivamente. A velocidade de deslocamento do pistão utilizada durante os ensaios foi de 0,02 mm/s.

Os ensaios de tração nos fios-máquinas foram realizados de acordo com a norma ISO 6892 (1998), utilizando corpos-de-prova usinados de acordo com a Figura 3.2.

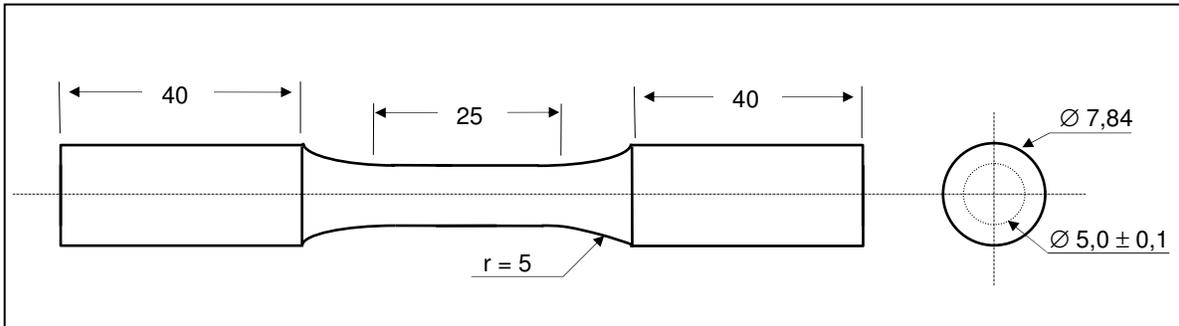


Figura 3.2. Desenho dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração dos fios-máquinas.
Dimensões em mm.

Os ensaios de tração nos parafusos foram realizados, segundo a norma ISO 898-1 (1999), em duas etapas. A primeira foi realizada, para todas as condições com exceção da I550 LATT, em corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos, com a finalidade de se obter além do limite de resistência à tração, obter também o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área. A Figura 3.3 apresenta um desenho esquemático dos corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos.

Nesta etapa, foram utilizados cinco corpos-de-prova para cada condição analisada. Como não foi possível utilizar um extensômetro para medir o alongamento até a fratura dos corpos-de-prova durante o ensaio, devido ao tamanho reduzido desses corpos-de-prova, foram realizadas duas marcas na parte útil de cada um dos corpos-de-prova, distanciando 20 mm uma da outra e, após a ruptura, a distância entre as marcas foram medidas novamente. A partir da medida inicial (l_i) e final (l_f) entre essas marcas, foi possível calcular o alongamento até a fratura (A) utilizando a Equação (3.1).

$$A = \frac{l_f - l_i}{l_i} \cdot 100 \quad (3.1)$$

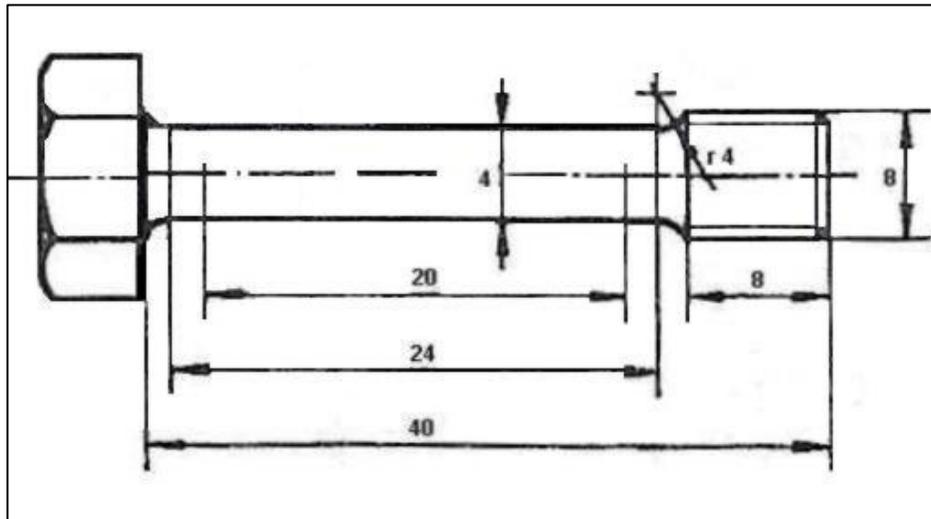


Figura 3.3 - Esquema dos corpos-de-prova usinados a partir de um parafuso. Dimensões em mm.

O parâmetro redução de área (Z) foi obtido pela Equação (3.2), na qual A_i é a área inicial da seção transversal da parte útil do corpo-de-prova e A_f a área final, medida após a ruptura do mesmo.

$$Z = \frac{A_i - A_f}{A_i} \cdot 100 \quad (3.2)$$

Como os parafusos do grupo I550 LATT são laminados a frio após o tratamento térmico e, com isso, adquirem tensões residuais de compressão na raiz do filete, a usinagem dos corpos-de-prova desta condição poderia alterar os resultados. Portanto, foi realizada uma segunda etapa dos ensaios de tração, como recomenda a norma acima citada, utilizando parafusos inteiros para que pudessem ser comparadas todas as condições estudadas. No entanto, com os ensaios realizados nos parafusos inteiros, não foi possível obter o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área, ou seja, foi possível comparar as condições somente com relação ao limite de resistência à tração. Para cada condição, foram ensaiados três parafusos.

3.3.2 Ensaio de microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em todas as condições estudadas para comparar os níveis de dureza obtidos com as alterações no processo de fabricação dos parafusos e, também, para comparar os níveis de dureza dos fios-máquinas, de materiais diferentes, na condição como recebidos.

Foi utilizado um microdurômetro da marca Buehler modelo 2100, configurado com carga de 1 kgf , de acordo com a norma ASTM E 384 (2007). Os ensaios foram realizados na região central da superfície longitudinal dos parafusos e fios-máquinas, nas amostras utilizadas na análise metalográfica, ou seja, amostras embutidas, lixadas, polidas e atacadas. Foram realizadas três medidas para cada condição estudada e para cada fio-máquina.

3.4 Ensaio de fadiga axial

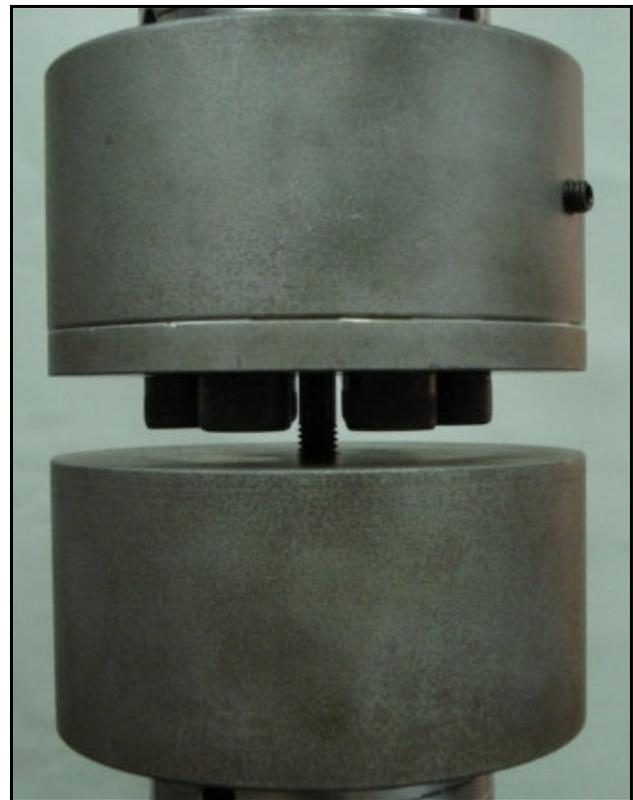
Os ensaios de fadiga axial em meio neutro foram realizados em parafusos inteiros, segundo a norma ISO 3800 (1993), para todas as condições analisadas, com o objetivo de se obter o limite de resistência à fadiga em 10^6 ciclos. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo Test Star II, com capacidade de 10 toneladas, utilizando um dispositivo construído de acordo com a norma acima citada, como pode ser visto na Figura 3.4. A fixação do parafuso no dispositivo foi realizada por meio de uma porca, sendo que para cada ensaio era utilizada uma nova porca, como exige a norma. O Anexo I apresenta os desenhos do dispositivo utilizado nos ensaios de fadiga axial. Esses ensaios foram realizados com controle de tensão, solicitação do tipo tração-tração, sob uma onda senoidal e frequência de 25 Hz. Foi realizada uma pré-carga de 700 MPa (25.620 N) para todas as condições estudadas.

Para o cálculo do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, foi utilizado o método estatístico escada (“*staircase*”). Portanto, o primeiro ensaio de cada condição era iniciado utilizando-se uma carga máxima estimada previamente e com a carga mínima de 25.620 N (700 MPa). Se ocorresse fratura do parafuso antes de atingir 10^6 ciclos, o próximo parafuso era ensaiado com uma carga menor, ou seja, a carga anterior diminuída de um incremento de 500 N

(13,7 MPa). Caso o parafuso atingisse 10^6 ciclos sem romper, então se encerrava o ensaio e o próximo era ensaiado com uma carga maior, ou seja, a carga utilizada no ensaio anterior acrescida de um incremento de 500 N. O ensaio era continuado dessa maneira, aumentando ou diminuindo o nível de tensão até que um total de 15 corpos-de-prova fosse ensaiado a partir da primeira inversão de incremento. Por exemplo, se os três primeiros parafusos ensaiados não fraturaram até atingir 10^6 ciclos, porém o quarto fraturou, então, os dois primeiros ensaios eram descartados.



(a)



(b)

Figura 3.4 - Fotografias (a) da máquina de ensaios MTS e (b) do dispositivo, utilizados nos ensaios de fadiga axial.

Adicionalmente, foram realizados ensaios de fadiga axial no grupo N490 utilizando uma razão de cargas fixa, $R = 0,1$, ao invés de fixar a pré-carga, com a finalidade de verificar qual é o

critério de falha mais adequado para descrever o comportamento de parafusos de alta resistência mecânica, quando laminados antes do tratamento térmico. Para estes ensaios também foi utilizado o método estatístico escada, porém o incremento usado entre os ensaios foi de 25 MPa (915 N). Este incremento maior foi escolhido devido ao fato de que quanto menor a razão de cargas, maior o desvio padrão envolvido.

3.5 Análise da superfície de fratura

As superfícies de fratura dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga, foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura com a finalidade de observar se devido às mudanças nas temperaturas dos tratamentos térmicos e na seqüência do processo de fabricação, houve algum tipo de fragilização metalúrgica desses parafusos. Além disso, foi possível comparar a morfologia da superfície de fratura de todas as condições estudadas.

A análise fratográfica foi conduzida em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca JEOL modelo JXA-840A, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida com a detecção dos elétrons secundários. A Figura 3.5 apresenta uma fotografia do MEV utilizado. Foram observadas as fraturas de pelo menos um parafuso para cada condição estudada.



Figura 3.5 – Fotografia do microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises fratográficas.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Análise da composição química

A Tabela 4.1 apresenta os resultados das análises químicas realizadas no Centro de Tecnologia (CT) da UNICAMP, dos dois fios-máquinas utilizados no processo de fabricação dos parafusos, sendo um o nacional (AISI 4135) e o outro japonês (SCM 435H). Além disso, esta tabela contém as composições químicas constantes nos respectivos certificados desses produtos.

Tabela 4.1 – Composição química dos principais elementos dos aços AISI 4135 e SCM 435H produzidos pela Belgo Bekaert Arames S.A.e O&K Company Limited, respectivamente.

Descrição	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Análise do aço nacional	0,36	0,26	0,81	0,022	0,010	0,97	0,17
Certificado AISI 4135	0,34	0,23	0,79	0,018	0,008	0,94	0,16
Análise do aço japonês	0,35	0,19	0,76	0,032	0,011	0,98	0,15
Certificado SCM 435H	0,35	0,20	0,74	0,012	0,006	0,99	0,17

A partir dos resultados das análises químicas realizadas pelo CT (Tabela 4.1), é possível observar algumas pequenas diferenças na concentração de alguns elementos de liga entre os aços

utilizados. Porém, essas diferenças encontradas são irrelevantes diante da influência que tais diferenças podem exercer sobre as propriedades dos dois materiais.

Observando as especificações desses aços (Tabela 3.1), pode-se apontar que os dois materiais apresentaram composição química coerente com os valores requeridos pelas suas respectivas normas, com exceção do fósforo no aço SCM 435H que excedeu um pouco o teor máximo especificado pela norma desse material.

Pode ainda ser observado na Tabela 4.1 que as análises químicas contidas nos certificados desses aços estão muito próximas dos encontrados pelo CT, com uma pequena diferença na quantidade de fósforo e enxofre do aço SCM 435H. As diferenças encontradas podem ter sido geradas tanto por imprecisões dos métodos de análise empregados como por pequenas variações de composição entre regiões distintas do fio-máquina. Todavia, é importante ressaltar que a partir daqui as considerações envolvendo a composição química dos aços AISI 4135 e SCM 435H tomarão como referência as análises químicas realizadas pelo CT.

4.2 Análise microestrutural por microscopia óptica (MO)

4.2.1 Caracterização de fases

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas características dos fios-máquinas AISI 4135 e SCM 435H, respectivamente. Essas micrografias foram retiradas das seções longitudinais dos fios-máquinas e observadas por microscopia óptica após ataque, por imersão, em uma solução de 2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico (Nital 2%). É possível observar nessas figuras que em ambos os casos, a microestrutura possui uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados. É possível observar também que a matriz de ferrita de ambos os aços é composta por grãos predominantemente equiaxiais com tamanho de grão próximos. Além disso, a microestrutura do fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 apresentou, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados muito superior ao do fio-máquina fabricado com aço SCM 435H. Essa diferença microestrutural, proveniente de tratamentos termomecânicos diferentes, pode atribuir ao material diferentes propriedades mecânicas.

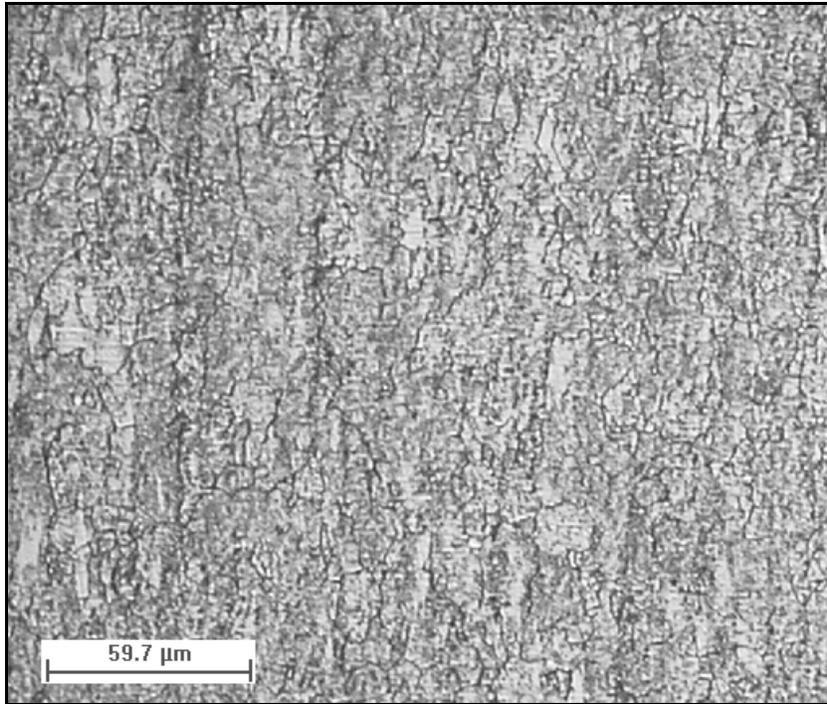


Figura 4.1 – Micrografia do fio-máquina de aço AISI 4135, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.

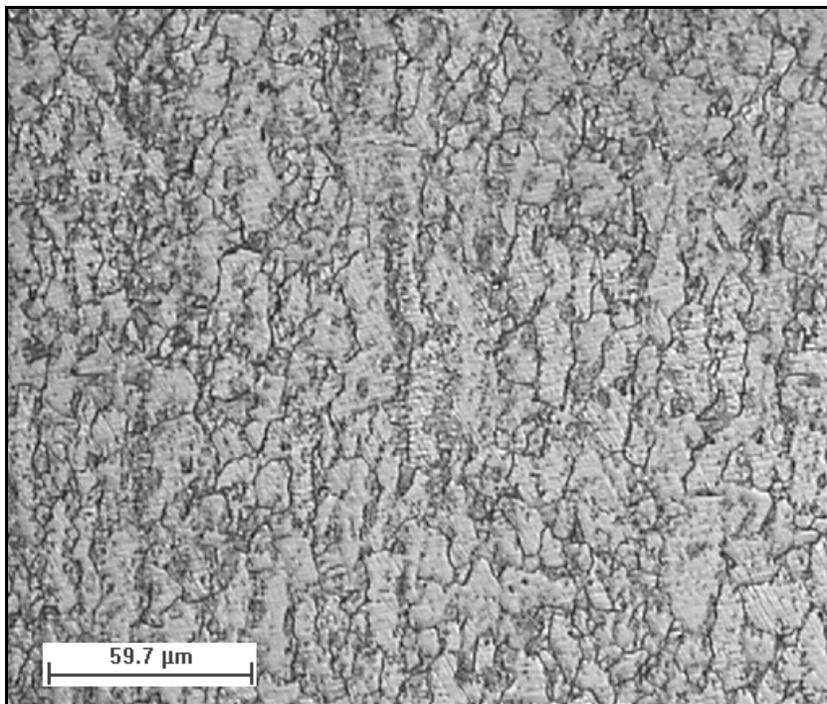


Figura 4.2 – Micrografia do fio-máquina de aço SCM 435H, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.

As Figuras 4.3 e 4.4 mostram as microestruturas características dos parafusos fabricados com aço nacional, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490) e dos fabricados com aço importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), respectivamente. O Anexo II apresenta as micrografias de todas as condições estudadas neste trabalho.

A partir dessas figuras, é possível dizer que a análise micrográfica não revelou diferenças significativas entre as microestruturas características dos grupos estudados; todas as condições apresentaram martensita revenida, o que era esperado do processo de fabricação desses parafusos. Além disso, a diferença microestrutural existente entre os fios-máquinas nacional (AISI 4135) e japonês (SCM 435H) foi suprimida devido ao tratamento térmico que os parafusos são submetidos durante o processo de fabricação, ou seja, parafusos fabricados com os fios-máquinas diferentes, porém com o mesmo tratamento térmico, apresentaram a mesma microestrutura característica.

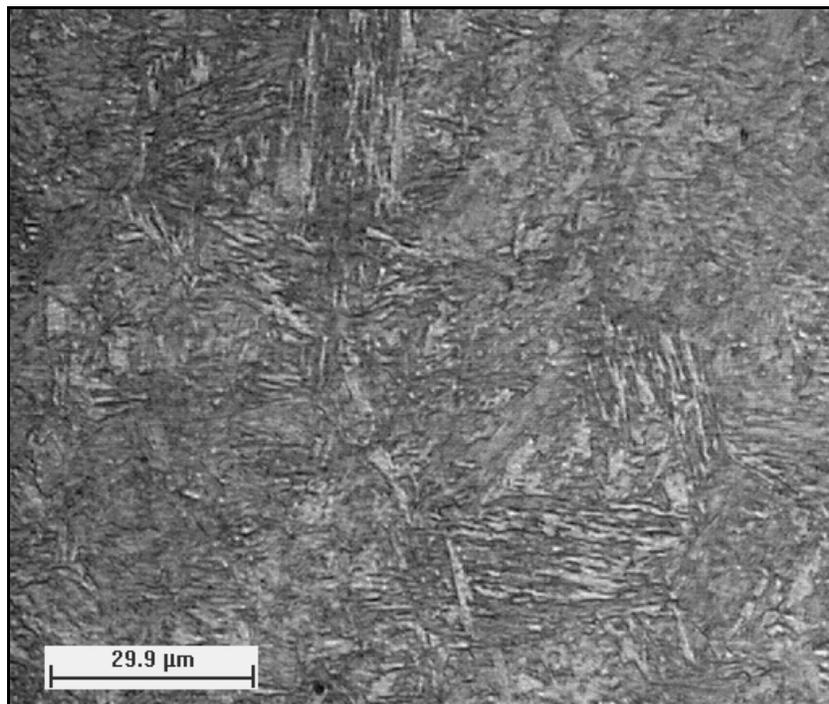


Figura 4.3 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.

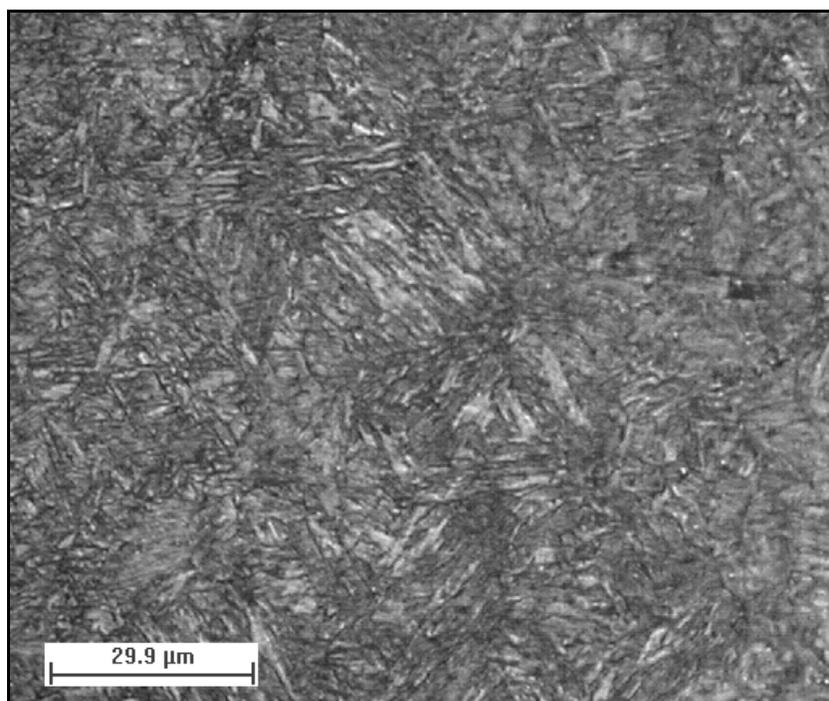


Figura 4.4 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT). Ataque com Nital 2%.

A única diferença observada nesta análise foi no grupo I550 LATT, que apresentou linhas de laminação muito bem definidas nos contornos da raiz dos filetes da rosca, pois neste grupo a rosca foi laminada após o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Esta diferença pode ser observada nas Figuras 4.5 e 4.6, que apresentam as micrografias dos parafusos fabricados com fio-máquina importado e revenidos a 550 °C, porém com laminação antes (I550) e após (I550 LATT) o tratamento térmico, respectivamente.

A partir da Figura 4.6, podemos observar que durante o processo de laminação da rosca, os grãos do material são alinhados na direção de laminação gerando “fibras mecânicas”. Segundo Ifergane et al. (2001), esse alinhamento dos grãos é responsável por atrasar o crescimento de trincas de fadiga. Na Figura 4.5 não é possível observar este alinhamento, pois como a laminação da rosca é realizada antes do tratamento térmico, os grãos se recristalizam e perdem o alinhamento durante o tratamento térmico.

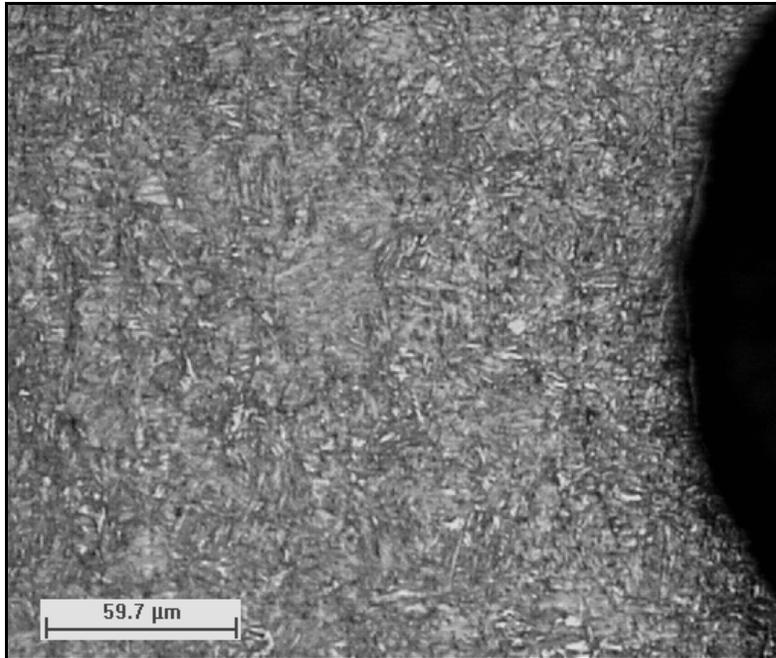


Figura 4.5 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.

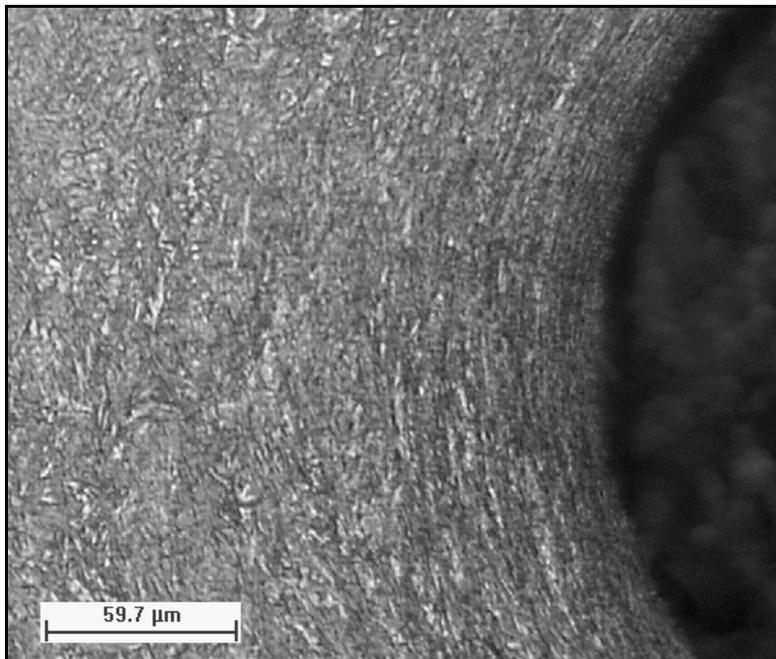


Figura 4.6 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.

4.2.2 Caracterização das micro-inclusões

A Tabela 4.2 abaixo apresenta os resultados da contagem de micro-inclusões dos aços estudados, executada em três amostras de cada fio-máquina, em conformidade com o método D da norma ASTM E45 (2005). Para cada amostra de 160 mm², foram medidos 320 campos com 100 X de ampliação (área de 0,50 mm² para cada campo).

Tabela 4.2 – Resultados da contagem de micro-inclusões conforme ASTM E45 (2005) para os dois aços estudados. Os valores apresentados representam uma média das três amostras de cada material.

Aço	Tipo	Classe	Severidade				
			0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
Nacional (AISI 4135)	A	Fina	10,7	0	0	0	0
	B	Fina	0	3,7	3,3	0	0
		Fina	0	25,0	125,0	49,7	18,0
	D	Grossa	36,0	57,0	0	0	0
Importado (SCM 435H)	A	Fina	54,0	9,7	0	0	0
	B	Fina	4,7	17,7	37,0	35,3	0
		Fina	9,7	49,7	8,7	0	0
	D	Grossa	18,3	4,7	0	0	0

As inclusões são classificadas segundo séries Finas (F) e Grossas (G) nos seguintes tipos:

- Tipo A – sulfetos de manganês;
- Tipo B – alumina;
- Tipo C – silicatos;
- Tipo D – óxidos complexos globulares.

As inclusões nos aços estudados são constituídas de sulfetos de manganês (tipo A), óxidos de alumínio alinhados (tipo B) e óxidos globulares (tipo D). Não foram observadas inclusões de silicatos (tipo C).

É possível observar na Tabela 4.2 que o aço nacional (AISI 4135) apresenta uma quantidade de inclusões superior ao importado (SCM 435H). Além disso, o aço nacional apresenta, basicamente, óxidos globulares das séries fina e grossa. Por outro lado, o aço importado apresenta um pouco mais de sulfeto e óxidos de alumínio alinhados e uma quantidade muito inferior de óxidos globulares que o aço nacional. As Figuras 4.7 e 4.8 apresentam micrografias, sem ataque químico, da seção longitudinal dos fios-máquinas nacional e importado, respectivamente. É importante salientar que as inclusões do tipo A (sulfetos de manganês) e do tipo B (óxidos de alumínio) estão alinhados na direção de laminação do fio-máquina. Após a fabricação dos parafusos, essas inclusões permanecem na direção longitudinal, ou seja, na direção da aplicação da carga axial. Caso contrário, essas inclusões afetariam significativamente a resistência à fadiga do material. Além disso, como as inclusões encontradas nos materiais analisados são pequenas, elas praticamente não influenciam na resistência à fadiga desses materiais, como foi estudado por Panasyuk et al. (2007).



Figura 4.7 – Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina nacional mostrando as inclusões características encontradas neste material.

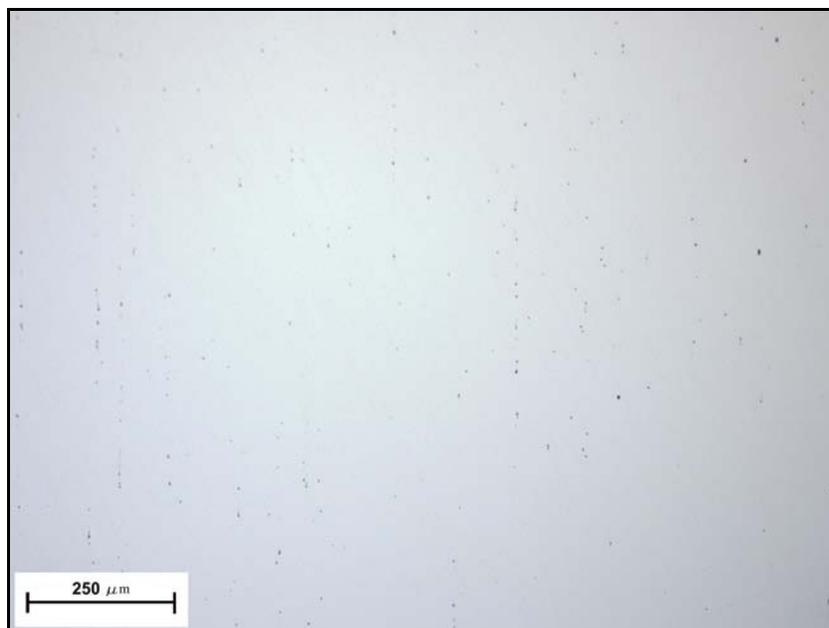


Figura 4.8 – Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina importado mostrando as inclusões características encontradas neste material.

4.3 Ensaios mecânicos básicos

4.3.1 Ensaio de tração

A Figura 4.9 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados nos fios-máquinas de materiais diferentes, em termos das curvas de tensão em função da deformação. Essa figura apresenta dez ensaios, sendo sete realizados nos fios-máquinas fabricados com o aço nacional (AISI 4135) e três fabricados com aço importado (SCM 435H). A Tabela 4.3 apresenta as propriedades mecânicas básicas obtidas a partir dessas curvas.

Após terem sido realizados três ensaios de tração para cada tipo de fio-máquina (fabricados com aços diferentes), houve a necessidade de se realizar mais alguns ensaios apenas para o fio-máquina fabricado com aço nacional (AISI 4135), pois os resultados estavam muito dispersos com relação ao alongamento até a fratura. Após a realização de mais quatro ensaios para o fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 (nacional), os resultados se dispersaram ainda mais. Por outro lado, os resultados dos ensaios realizados no fio-máquina fabricado com aço SCM 435H (importado) foram muito próximos.

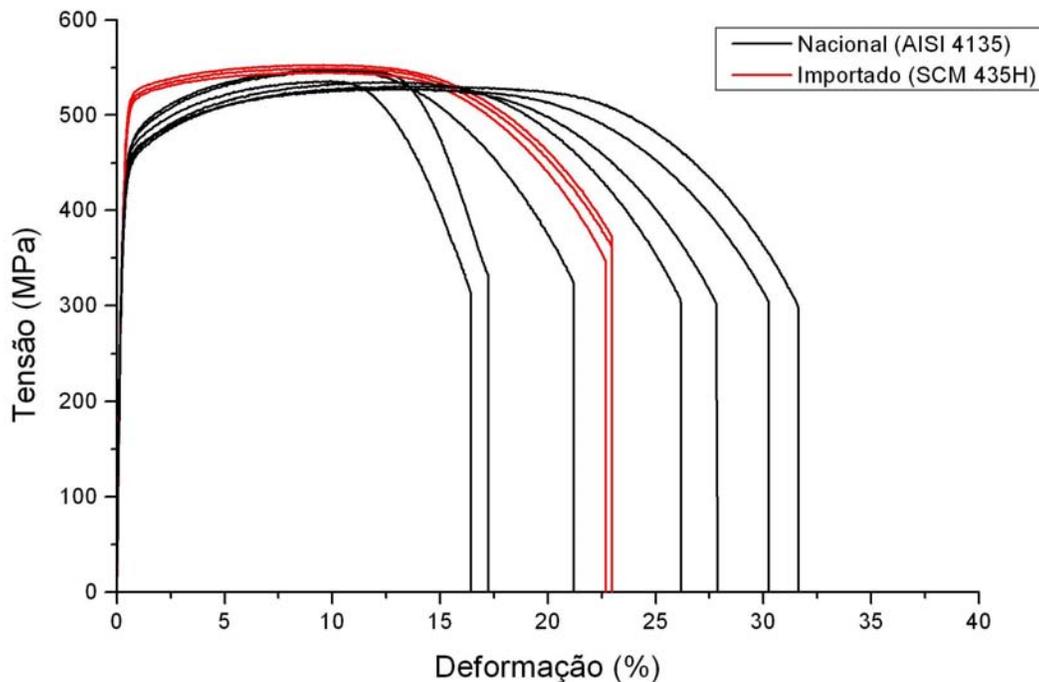


Figura 4.9 – Resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos-de-prova usinados a partir dos diferentes fios-máquinas.

A partir da Figura 4.9 e da Tabela 4.3 é possível dizer que o fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 (nacional) na condição como recebido e utilizado na fabricação dos parafusos possui níveis de resistência mecânica inferiores ao SCM 435H (importado) e, conseqüentemente, níveis de ductilidade superiores, embora tenha apresentado uma dispersão grande com relação ao alongamento até a fratura. Esses resultados estão de acordo com a análise metalográfica dos aços, ou seja, o aço nacional (AISI 4135) possui, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados superior ao importado (SCM 435H), o que explica os níveis de ductilidade superiores. Além disso, possui também uma quantidade superior de micro-inclusões, o que pode estar sendo responsável pela dispersão nos resultados de alongamento até a fratura.

A Figura 4.10 apresenta os resultados dos ensaios de tração, realizados em corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Um dos corpos-de-prova usinados para a realização dos ensaios pode ser visto na Figura

4.11. Cada uma das curvas da Figura 4.10 representa uma média de cinco ensaios. Esses ensaios foram realizados para todas as condições, com exceção da I550 LATT. A Tabela 4.4 apresenta as propriedades mecânicas básicas obtidas a partir dessas curvas.

Tabela 4.3 – Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os dois fios-máquinas fabricados com aços diferentes.

Material	Corpo-de-Prova	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento até a fratura (%)	Redução de Área (%)
AISI 4135	1	548	436,1	21,2	66,0
	2	537	437,6	16,4	70,8
	3	548	443,6	17,2	67,3
	4	529	425,6	27,9	67,3
	5	528	440,1	30,3	70,8
	6	531	432,6	31,6	69,6
	7	535	428,1	26,2	67,3
	Média ± Desvio Padrão	536,7 ± 8,4	434,8 ± 6,4	24,4 ± 6,2	68,5 ± 1,9
SCM 435H	8	546	501,2	22,7	56,5
	9	553	494,7	23,0	60,0
	10	550	499,7	23,0	62,5
		Média ± Desvio Padrão	549,7 ± 3,9	498,5 ± 3,4	22,9 ± 0,2

Os resultados dos ensaios de tração realizados em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos (Figura 4.10 e Tabela 4.4) mostraram que uma alteração de apenas 30 °C no tratamento térmico de revenido provocou mudanças significativas nos níveis de resistência mecânica dos parafusos (limite de resistência à tração e limite de escoamento). Como esperado, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de resistência mecânica encontrados. Por outro lado, devido à dispersão dos resultados de alongamento até a fratura e da redução de área, não foi possível observar uma relação das propriedades de ductilidade com as pequenas variações nas

temperaturas de revenido. A partir da Tabela 4.4, é possível observar também que as propriedades obtidas pelo ensaio de tração (limite de escoamento, limite de resistência à tração, redução de área e alongamento específico até a fratura), de todos os grupos estudados, satisfazem os requisitos da classe 10.9. Além disso, essas propriedades dos grupos N490 e I490, que são revenidos a 490 °C, atendem também ao recomendado para a classe 12.9.

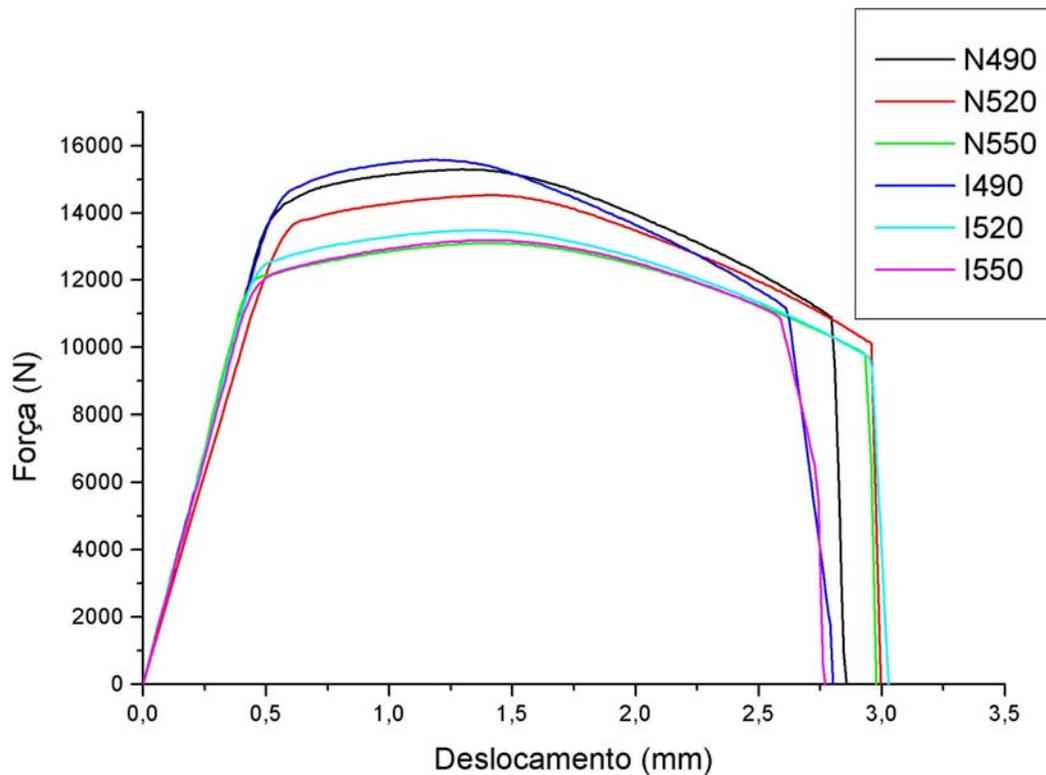


Figura 4.10 – Resultados dos ensaios de tração, em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Cada curva representa uma média de cinco ensaios.

A partir desses resultados, é possível observar também que, com exceção dos grupos revenidos a 520 °C, os grupos revenidos na mesma temperatura, apresentaram níveis de resistência mecânica muito próximos. A variação existente entre os grupos revenidos a 520 °C pode estar relacionada a uma possível variação na temperatura do forno durante o tratamento térmico de revenimento.



Figura 4.11 – Fotografia de um dos corpos-de-prova, usinados a partir de parafusos, utilizados nos ensaios de tração.

Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, de corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, de todas as condições estudadas, com exceção da I550 LATT, e as especificações da norma ISO 898-1 (1999) para as classes de parafusos 10.9 e 12.9. Os valores apresentados representam uma média \pm desvio padrão de cinco ensaios.

Condição	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Redução de área (%)	Alongamento específico até a fratura (%)
N490	1126 \pm 22	1220 \pm 22	53,5 \pm 5,9	15,2 \pm 0,8
N520	1092 \pm 29	1157 \pm 28	48,0 \pm 1,7	14,5 \pm 1,3
N550	961 \pm 13	1047 \pm 16	56,4 \pm 3,8	17,2 \pm 1,3
I490	1159 \pm 26	1243 \pm 25	51,4 \pm 4,7	14,3 \pm 1,1
I520	1025 \pm 20	1077 \pm 26	59,6 \pm 2,8	16,2 \pm 1,0
I550	964 \pm 14	1054 \pm 14	50,9 \pm 5,5	13,8 \pm 1,2
<i>Especificação ISO 10.9</i>	940	1040	48	9
<i>Especificação ISO 12.9</i>	1100	1220	44	8

A usinagem dos corpos-de-prova a partir de parafusos é importante para se obter não somente o limite de resistência à tração, mas também, o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área. Porém, quando se trata de parafusos laminados após tratamento térmico, a norma ISO 898-1 (1999) não recomenda a usinagem de corpos-de-prova a partir de parafusos, para a realização dos ensaios de tração, pois como esses parafusos possuem tensões residuais de compressão nas raízes dos filetes da rosca e um alinhamento dos grãos também nesta região, os resultados poderiam não representar a realidade. Portanto, houve a necessidade de se realizar ensaios de tração em parafusos inteiros, pois só assim foi possível comparar todas as condições estudadas. A Figura 4.12 apresenta os resultados desses ensaios em termos das curvas da força em função do deslocamento do pistão. A Tabela 4.5 mostra os resultados desses ensaios em termos do limite de resistência à tração.

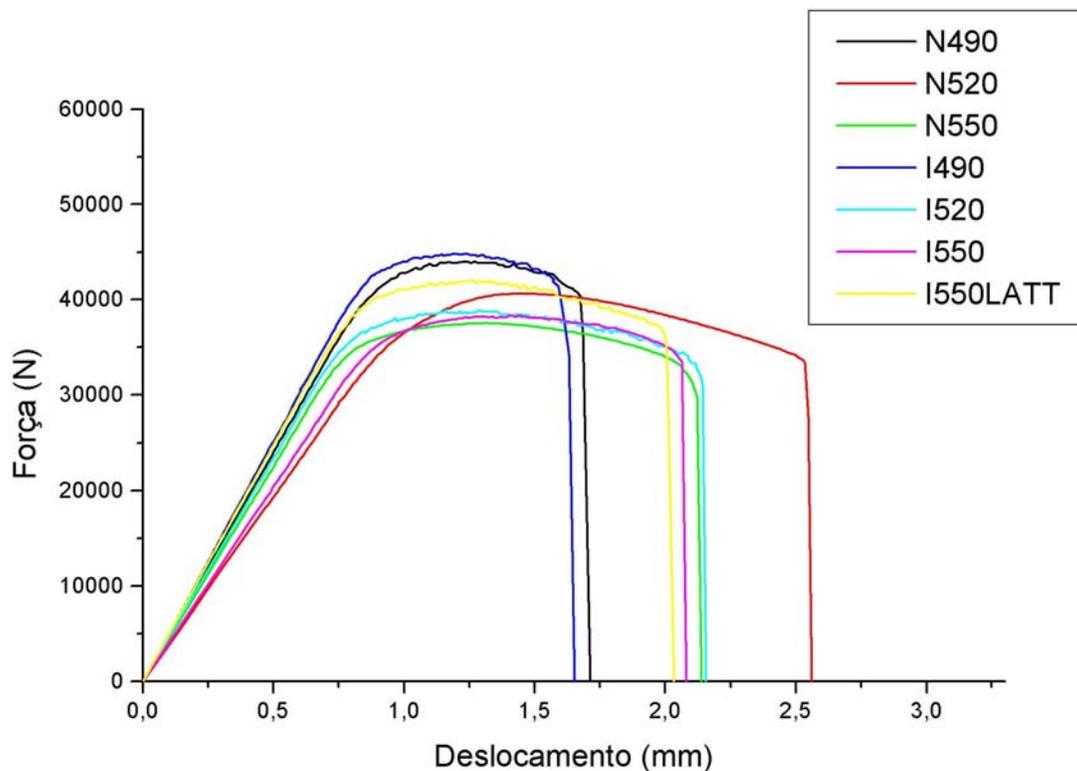


Figura 4.12 – Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, de todas as condições estudadas. Cada curva presente no gráfico representa uma média de três ensaios.

A partir dos resultados dos ensaios de tração realizados em parafusos inteiros (Figura 4.12 e Tabela 4.5) é possível observar que, como nos ensaios utilizando corpos-de-prova usinados, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de resistência mecânica do parafuso. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) apresentou níveis de resistência mecânica superiores aos grupos tratados termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550 e I550) e superiores, também, aos grupos de parafusos revenidos a uma temperatura um pouco inferior (N520 e I520).

Tabela 4.5 – Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, em termos do limite de resistência à tração.

Condição	Limite de resistência à tração
	(MPa)
N490	1211 ± 1
N520	1119 ± 5
N550	1025 ± 7
I490	1233 ± 7
I520	1070 ± 4
I550	1051 ± 13
I550 LATT	1154 ± 9

4.3.2 Ensaio de microdureza Vickers

A Tabela 4.6 apresenta os resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados nos parafusos de todas as condições estudadas e nos dois fios-máquinas fabricados com aços de origens diferentes. Os resultados apresentados nessa tabela estão na forma de média e desvio padrão de três ensaios. A conversão de microdureza Vickers (HV1) para Rockwell C (HRC) foi realizada segundo a norma ASTM E140 (2007).

Pode ser observado na Tabela 4.6 que o fio-máquina fabricado com o aço nacional (AISI 4135) possui níveis de dureza um pouco inferiores aos encontrados para o fio-máquina fabricado

com aço importado (SCM 435H) nas condições como recebidos, o que está condizente com as condições microestruturais vistas nas análises metalográficas, ou seja, o fio-máquina nacional possui uma quantidade de carbonetos esferoidizados, aparentemente, superior ao importado e também com as propriedades mecânicas observadas nos ensaios de tração, que mostraram que o fio-máquina importado possui níveis de resistência mecânica superiores ao nacional.

Tabela 4.6 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados na região central da seção longitudinal dos parafusos e dos fios-máquinas. Cada valor de microdureza está representado por uma média e um desvio padrão de três ensaios.

Condição	Microdureza Vickers (HV1)		Conversão para Rockwell C (HRC)	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
Fio-máquina AISI 4135	173,5	2,1	-	-
Fio-máquina SCM 435H	180	2,0	-	-
N490	392,0	2,6	40,0	0,3
N520	369,7	0,8	37,7	0,1
N550	339,0	2,4	34,3	0,3
I490	393,0	3,6	40,1	0,4
I520	351,6	2,3	35,7	0,3
I550	343,6	2,3	34,8	0,2
I550 LATT	383,5	1,2	39,1	0,1

Comparando os valores obtidos pelos ensaios de microdureza Vickers (Tabela 4.6), para os parafusos com laminação da rosca antes do tratamento térmico, como esperado, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de dureza. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT), semelhante ao ensaio de tração, apresentou níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, superiores aos grupos de parafusos revenidos na mesma temperatura ou até mesmo com temperatura um pouco inferior, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550, N550, I520 e N520). Este aumento nos níveis de dureza está associado ao encruamento do material durante a laminação da rosca realizada após o tratamento térmico. Isso mostra que a laminação da rosca, após tratamento

térmico, não afeta somente as regiões nas proximidades da rosca, mas também, a região do núcleo do parafuso.

A partir das Tabelas 4.6 e 2.6, é possível observar que, da mesma forma que ocorreu com as propriedades obtidas nos ensaios de tração, os grupos I490 e N490, que foram revenidos a uma temperatura de 490 °C, atingiram níveis de dureza compatíveis com a classe ISO 12.9. Portanto, a temperatura de revenido de 490 °C não se aplica quando se deseja produzir parafusos da classe 10.9 utilizando esses aços.

4.4 Ensaio de fadiga axial

A Tabela 4.7 apresenta os limites de resistência à fadiga axial médios (50% de probabilidade de falha) e os desvios padrões, para 10^6 ciclos, de todas as condições estudadas. Esses resultados foram obtidos por ensaios de fadiga axial, em meio ambiente neutro, utilizando o método estatístico escada (“staircase”). Além disso, o Anexo III apresenta os resultados individuais de todos os parafusos ensaiados.

Tabela 4.7 – Limite de resistência à fadiga médio e desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos de todas as condições estudadas, utilizando pré-carga fixa de 700 MPa.

Condição	Limite de resistência à fadiga		Desvio padrão	
	médio para 10^6 ciclos (\bar{S}_f)		(δ)	
	Carga máxima [kN]	Tensão máxima [MPa]	[kN]	[MPa]
N490	31,0	845,9	0,27	7,2
N520	30,5	832,2	0,27	7,2
N550	31,2	853,7	0,27	7,2
I490	31,1	849,8	0,35	9,7
I520	31,0	845,9	0,27	7,2
I550	31,1	849,8	0,35	9,7
I550 LATT	33,7	920,0	0,65	17,8

Os resultados dos ensaios de fadiga axial (Tabela 4.7) mostraram que, para os parafusos laminados antes do tratamento térmico, as variações realizadas na temperatura de revenido dos parafusos tiveram pouca, ou nenhuma, influência no limite de resistência à fadiga realizados com pré-carga de 700 MPa, ou seja, razões de cargas da ordem de $R = 0,8$, ao contrário do que era esperado, tendo em vista os resultados encontrados por Dieter (1988) para razões de cargas $R = -1$. Segundo Dieter (1988), uma alteração na temperatura de revenido produziria alterações nos níveis de resistência mecânica do material e, conseqüentemente, alterações no limite de resistência à fadiga, como pode ser visto na Figura 2.8.

A Figura 4.13 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga axial em termos de curvas do limite de resistência à fadiga, para 10^6 ciclos, em função dos níveis de dureza, utilizando alta pré-carga (700MPa). Essa alta pré-carga utilizada durante os ensaios gerou altas razões de cargas, em torno de $R = 0,8$. É possível observar nessa figura que os limites de resistência à fadiga, baseados na máxima carga, pouco variaram com a variação dos níveis de dureza dos materiais, conseguidos pela variação da temperatura de revenido. Isso mostra que, para altas razões de cargas, pequenas variações nos níveis de resistência mecânica não modificam significativamente o limite de resistência à fadiga.

Os resultados dos ensaios de fadiga axial apresentados na Tabela 4.7 mostram também, que o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico obteve um aumento significativo (em torno de 9%) com relação ao grupo tratado termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Este aumento no limite de resistência à fadiga, obtido pelo grupo I550 LATT, está bem abaixo da melhora apresentada por Madayag (1969) na Figura 2.10. Porém, Madayag (1969) não cita a razão de cargas utilizada nos ensaios de fadiga e, segundo Stephens et al. (2006) e Bradley et al. (2006), com o aumento da razão de cargas, pode ocorrer uma diminuição, ou até mesmo a anulação, dos benefícios causados pela laminação da rosca após o tratamento térmico no limite de resistência à fadiga. No entanto, Stephens et al. (2006) apontam que com uma pré-carga acima de 75% do limite de escoamento, os benefícios causados pela laminação da rosca após tratamento térmico no limite de resistência à fadiga de parafusos da classe 12.9 e rosca grossa (3/8 UNRC-

16) é anulado, o que não foi observado pelos ensaios realizados neste trabalho com parafusos da classe 10.9.

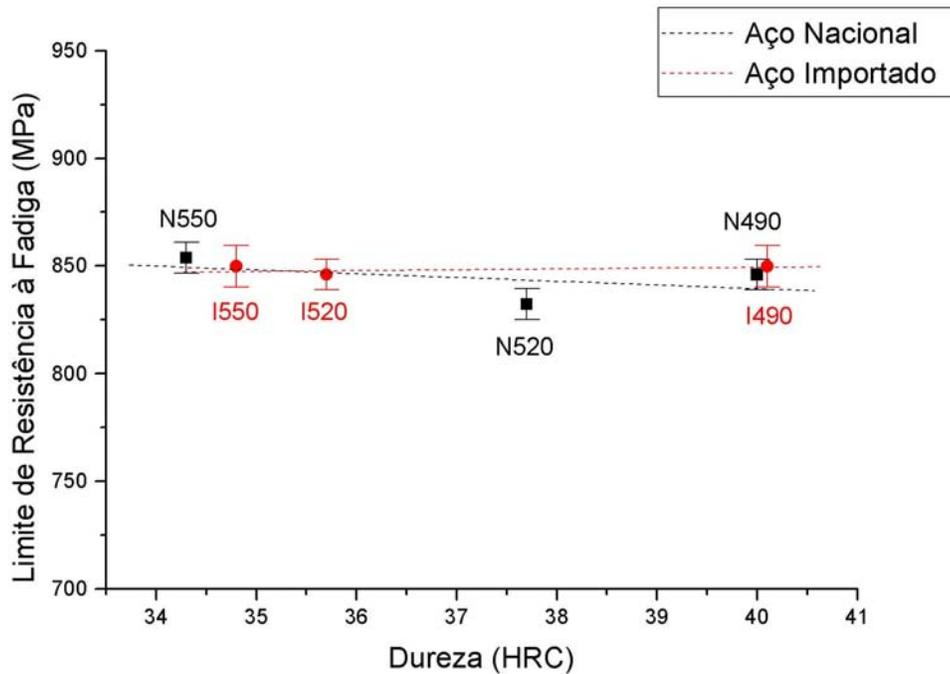


Figura 4.13 – Variação do limite de resistência à fadiga, baseado na máxima carga, para 10^6 ciclos, em função da variação da temperatura de revenido e conseqüentes níveis de dureza, utilizando uma alta pré-carga (700 MPa).

O aumento do limite de resistência à fadiga no grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico está relacionado, segundo Ifergane et al. (2001), ao alinhamento dos grãos nas proximidades da raiz do filete da rosca na direção de laminação e à introdução de tensões residuais de compressão no material. Com isso, a iniciação e a propagação de trincas de fadiga são retardadas.

A Tabela 4.8 apresenta o resultado dos ensaios de fadiga adicionais, realizados no grupo N490, utilizando razão de cargas fixa de $R = 0,1$, com a intenção de encontrar o melhor critério de falha por fadiga para parafusos de alta resistência mecânica e com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Pela dificuldade em se estimar o limite de resistência à fadiga utilizando esta

razão de cargas ($R = 0,1$), de um total de nove ensaios realizados, foram aproveitados para o cálculo do limite de resistência à fadiga, pelo método estatístico escada (“*staircase*”), apenas quatro. Portanto, foi possível obter apenas uma estimativa do limite de resistência à fadiga.

Com os ensaios adicionais realizados nos parafusos do grupo N490, utilizando razão de cargas fixa $R = 0,1$ (Tabela 4.8), os ensaios de fadiga utilizando alta pré-carga (Tabela 4.7), os limites de resistência à tração e os limites de escoamento determinados nos ensaios de tração, é possível encontrar o critério de falha por fadiga que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica, como pode ser observado na Figura 4.14 para o grupo N490. Essas curvas são utilizadas para prever se ocorrerá ou não falha de um componente em função das tensões alternada e média utilizadas. Além desses critérios de falha, a figura apresenta um círculo em rosa no eixo da tensão alternada que corresponde ao limite de fadiga para razão de cargas $R = -1$, que foi calculado teoricamente pela equação 2.4, utilizando $k_a = 1$ (nota da Tabela 2.4), $k_b = 1$ (efeito do tamanho para carregamento axial é insignificante), $k_c = 0,85$ (carregamento axial), $k_d = 1$ (temperatura ambiente), $k_e = 1$ (confiabilidade de 50%), $k_f = 1$ (sem efeitos diversos), $S'_f = 0,35 \cdot S_t$ (Tabela 2.1) e $K_f = 3,0$ (Tabela 2.4).

Tabela 4.8 – Estimativa do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos do grupo N490 utilizando razão de cargas fixa $R = 0,1$.

Condição	Estimativa estatística do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos (\bar{S}_f)		Estimativa estatística do desvio padrão (δ)	
	Carga máxima [kN]	Tensão máxima [MPa]	[kN]	[MPa]
	N490	5,9	162,5	0,48

Embora os experimentos realizados com pré-carga constante possuam uma pequena variação na razão de cargas durante os ensaios, pois a carga máxima é aumentada ou diminuída de acordo com o desempenho do ensaio (fratura ou não fratura), esta variação é pequena o suficiente para podermos considerar como razão de cargas constante.

Pode ser observado na Figura 4.14 que nenhum dos critérios utilizados representa com exatidão os valores encontrados experimentalmente. Podemos observar também, que o critério VDI 2230 parece estar correto quanto à utilização de uma tensão alternada constante, porém seu valor não condiz com o comportamento dos parafusos ensaiados, ou seja, o valor da tensão alternada encontrada com a Equação (2.12), $\sigma_a = 55,9 MPa$, é inferior ao encontrado através dos experimentos, $\sigma_a = 73,1 MPa$ e desvio padrão de $\delta = 3,7 MPa$. Além disso, o valor teórico do limite de resistência à fadiga para razão de carga $R = -1$, calculado teoricamente pela equação de Marin (Equação 2.4), possui um erro considerável quando comparada com a linha de tensão alternada constante experimental.

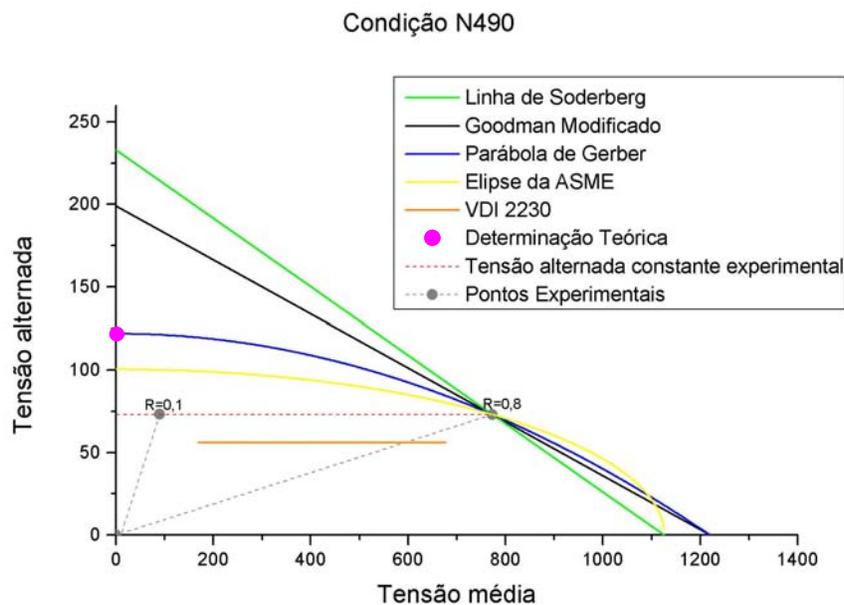


Figura 4.14 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

As Figuras 4.15 a 4.19 apresentam os critérios de falha por fadiga para as demais condições estudadas neste trabalho em que a laminação da rosca ocorreu antes do tratamento térmico do parafuso.

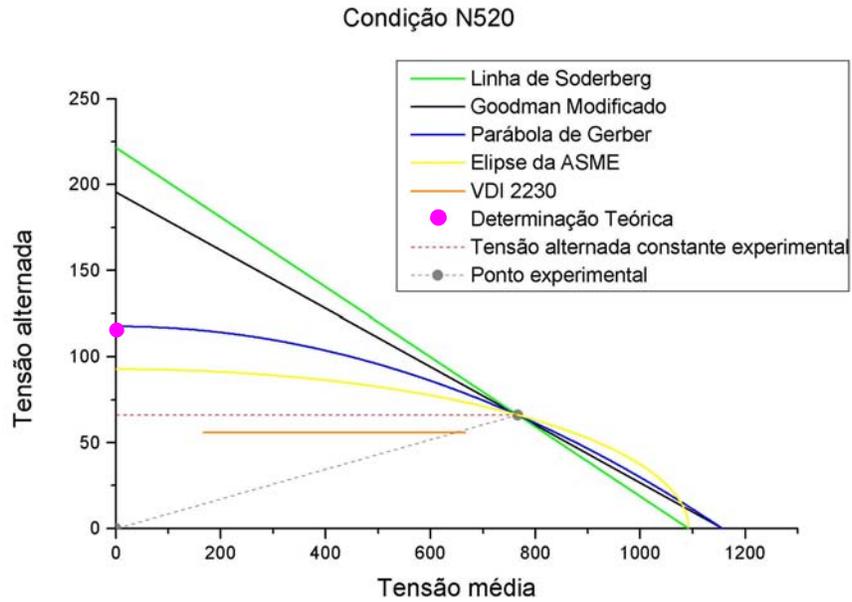


Figura 4.15 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).

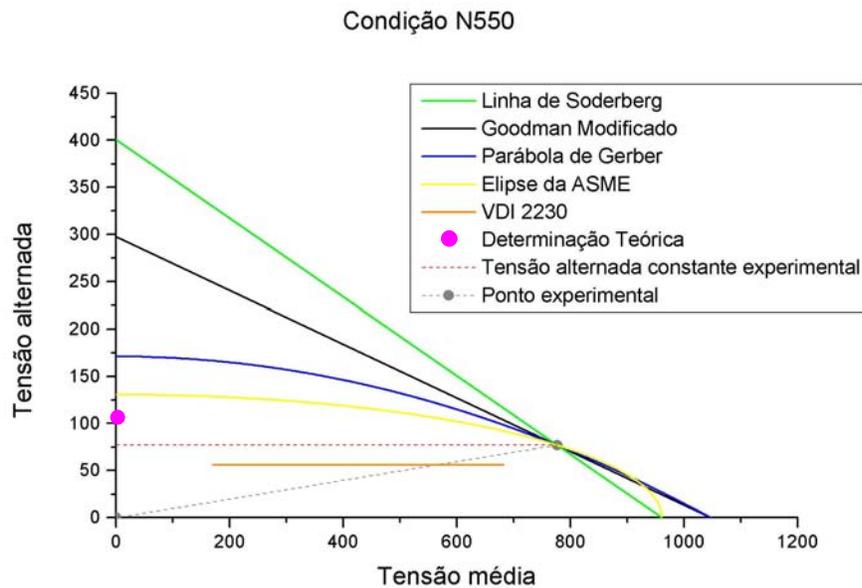


Figura 4.16 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).

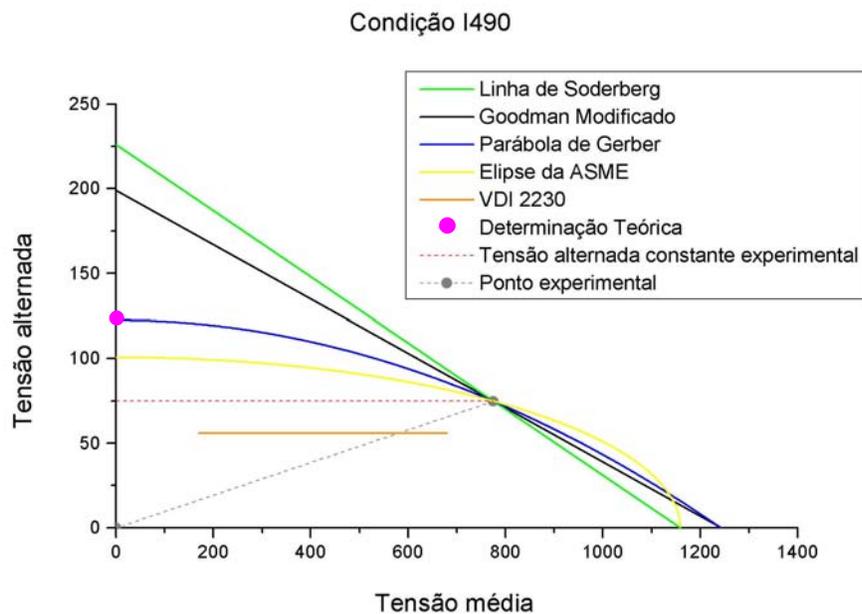


Figura 4.17 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).

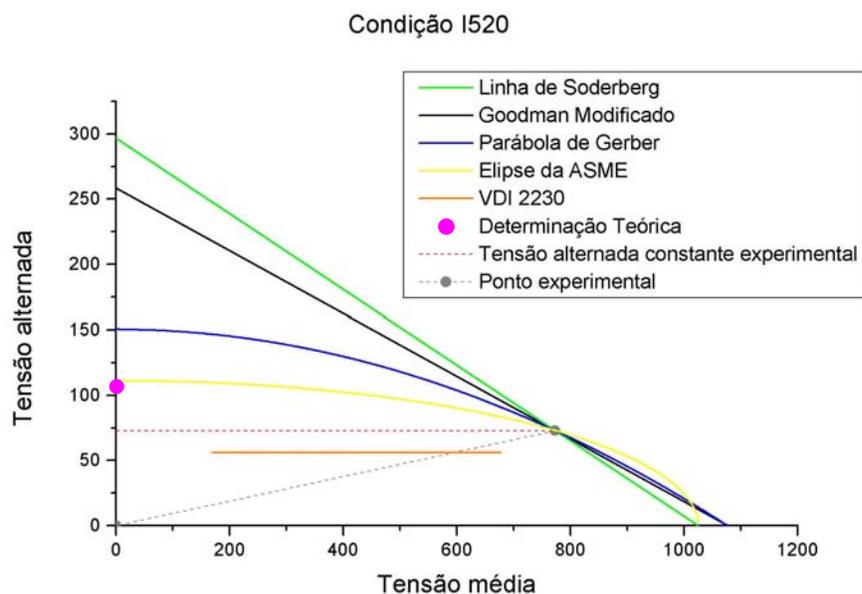


Figura 4.18 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

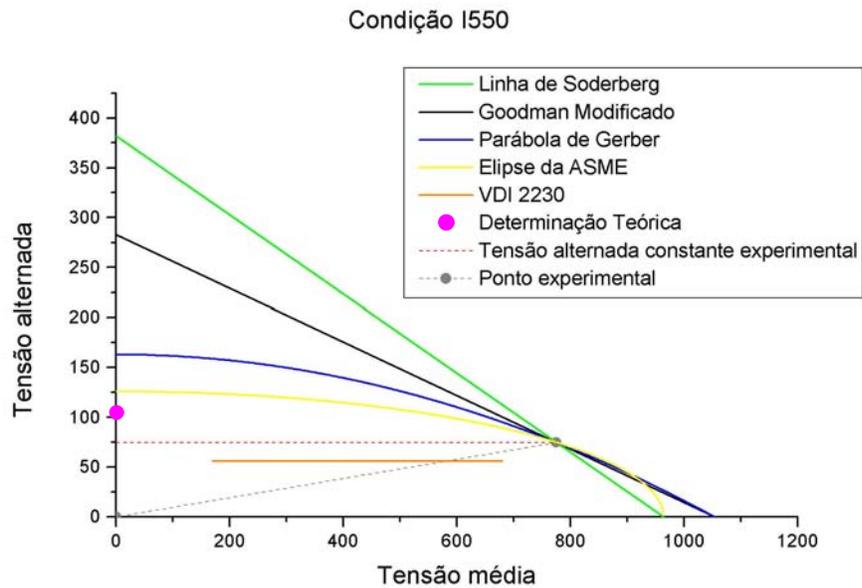


Figura 4.19 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).

4.5 Análise da superfície de fratura

Como foi mostrado por Dragoni (1994) e Majzoobi (2005), é no primeiro filete da rosca em contato com a porca que surge a maior tensão durante o carregamento axial de um parafuso. Portanto, é neste local que um parafuso sem falhas no processo de fabricação deve romper, quando solicitado com carregamento axial. Desta forma, é importante salientar que todas as falhas que ocorreram nos ensaios de fadiga realizados neste trabalho foram no local da máxima tensão, ou seja, no primeiro filete da rosca em contato com a porca.

As superfícies de fratura dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga não apresentaram diferenças significativas entre os grupos analisados neste trabalho. Todos apresentaram uma região de fratura por fadiga, que corresponde à propagação estável da trinca e uma região de fratura final, ou seja, propagação instável da trinca. A Figura 4.20 apresenta a superfície de fratura de um dos parafusos da condição I520, observado com baixo aumento, mostrando essas duas regiões.

Foi possível observar, por meio da análise fratográfica, que em todos os parafusos que falharam durante os ensaios de fadiga, a nucleação da trinca ocorreu na superfície, mostrando que as inclusões contidas no material pouco influenciaram na vida em fadiga desses parafusos, como mostrado por Panasyuk et al. (2007).

Em todas as superfícies de fratura analisadas, foram encontrados somente dois micromecanismos de fratura. A região de propagação estável da trinca apresentou o micromecanismo de fratura por fadiga, como pode ser visto na Figura 4.21(a), e a região de propagação instável da trinca o micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”), como pode ser visto na Figura 4.21(b). O Anexo IV apresenta fratografias de parafusos, um para cada condição estudada, que falharam durante os ensaios de fadiga axial realizados neste trabalho

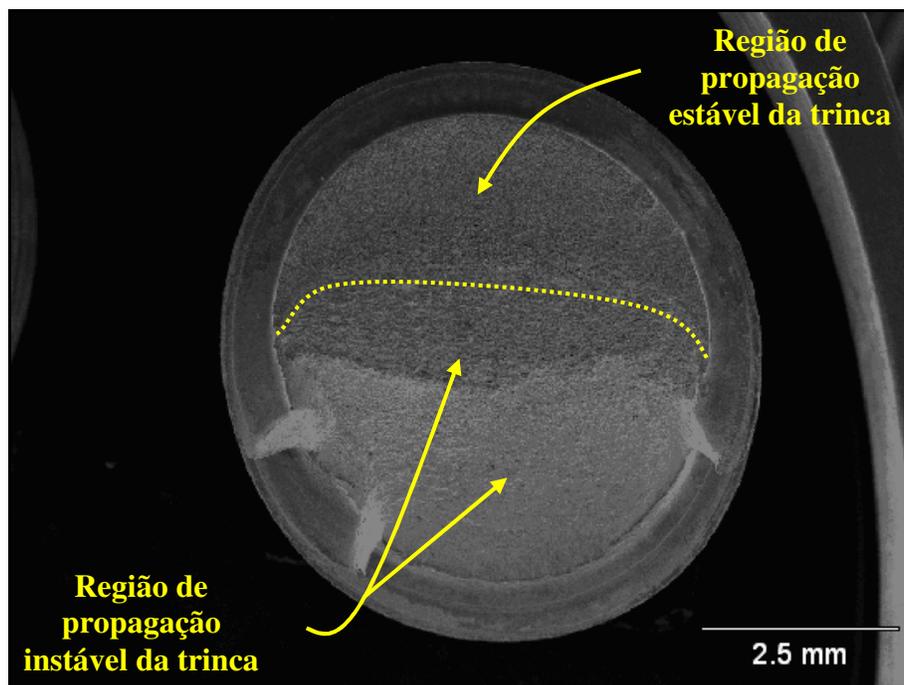


Figura 4.20 – Superfície de fratura de um dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga do grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

O micromecanismo de fratura observado na fratografia da Figura 4.21(a) não mostrou a presença de estrias, que é uma característica presente na maioria das superfícies de fratura por fadiga de metais e ligas com alta ductilidade. Além disso, o micromecanismo de fratura alveolar

(“dimples”) apresentado na fratografia da Figura 4.21(b) envolve a nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios em partículas de segunda fase (intermetálicos, carbonetos, etc).

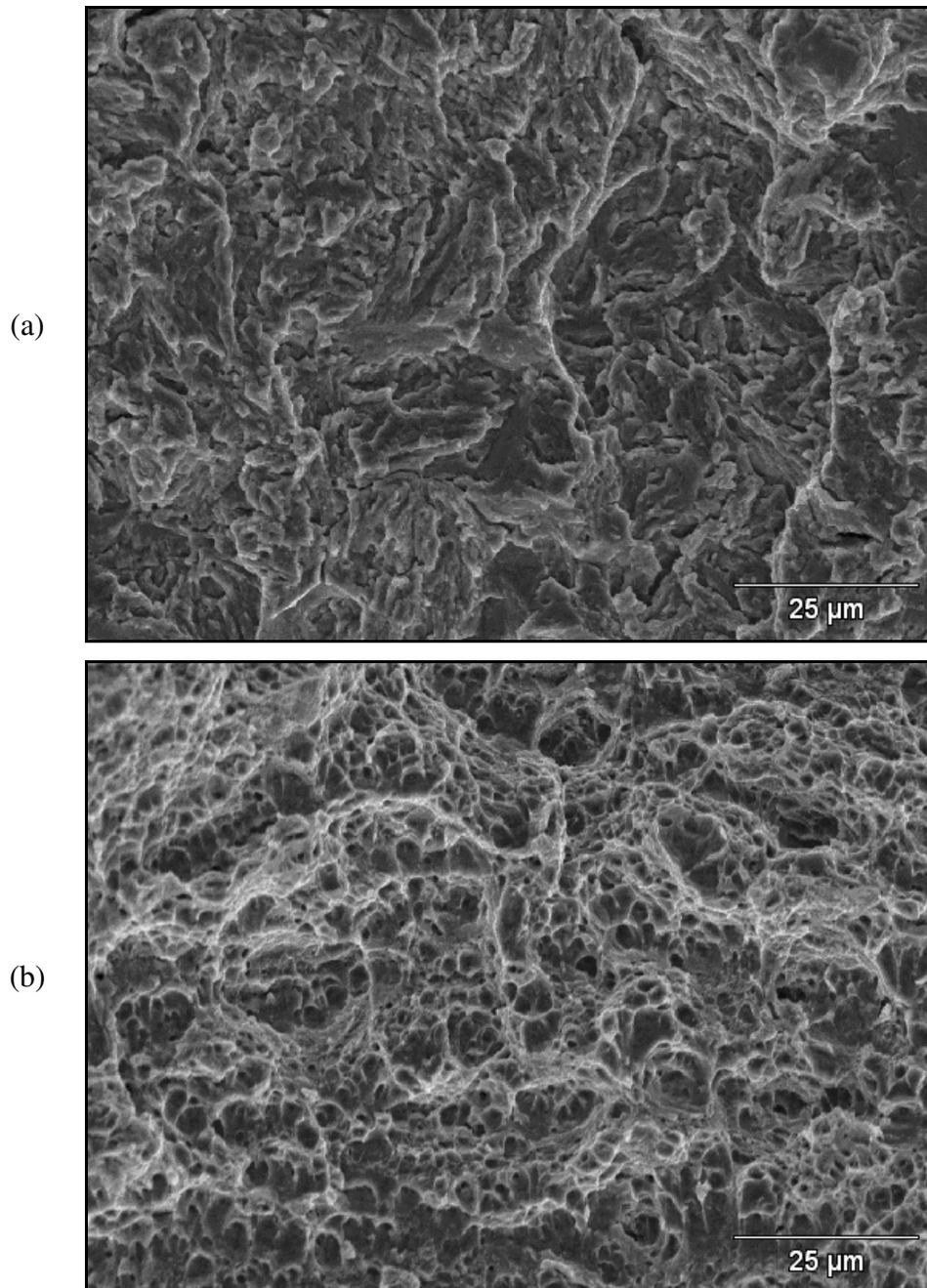


Figura 4.21 – (a) Micromecanismo de fratura por fadiga encontrado na região de propagação estável da trinca e (b) micromecanismo de fratura alveolar (“*dimples*”) observado na região de propagação instável da trinca de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

A Figura 4.22 apresenta uma fratógrafia da região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga (micromecanismo de fratura por fadiga) e a região de fratura final (micromecanismo de fratura alveolar). É possível observar nessa figura que a interface não é muito bem definida, devido, muito provavelmente, à alta razão de cargas.

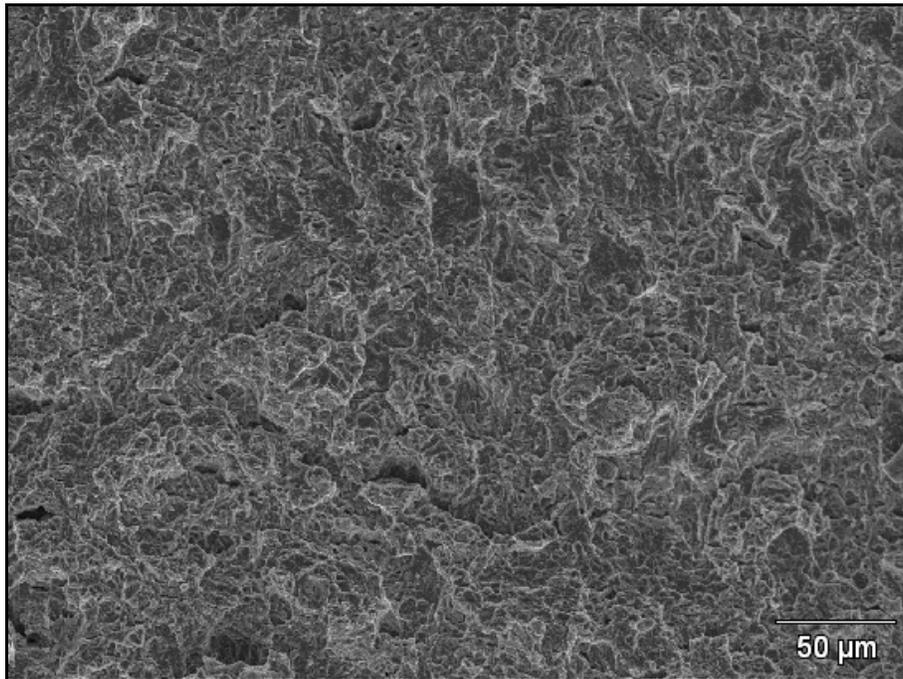


Figura 4.22 – Fratógrafia, de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), mostrando a região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga e a região de fratura final.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

5.1 Conclusões

A partir das análises e ensaios realizados nos fios-máquinas e parafusos fabricados com aços de origens diferentes, sendo um nacional (AISI 4135) e outro japonês (SCM 435H), e das condições utilizadas neste trabalho pode-se concluir que:

1. A análise química realizada nos aços AISI 4135 (nacional) e SCM 435H (japonês) mostrou que esses possuem composições químicas próximas, o que era esperado devido à composições químicas nominais dos aços. Além disso, pode-se apontar que os dois materiais apresentaram composições químicas coerentes com os valores requeridos pelas suas respectivas normas, com exceção do fósforo no aço SCM 435H que excedeu um pouco o teor máximo especificado pela norma desse material;

2. A análise metalográfica dos fios-máquinas revelou que ambos apresentaram matriz ferrítica, com tamanhos de grão próximos e carbonetos esferoidizados. Foi possível observar, também, que a microestrutura do fio-máquina fabricado com o aço AISI 4135 apresentou, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados muito superior ao do fio-máquina fabricado com aço SCM 435H. Com relação aos parafusos, a microestrutura característica que todos os grupos apresentaram foi martensita revenida e a única diferença entre os grupos foram as linhas de laminação muito bem definidas nos contornos da raiz dos filetes da rosca do grupo com laminação após o tratamento térmico (I550 LATT), ou seja, o tratamento térmico realizado após

o processo de laminação elimina o alinhamento dos grãos (“fibras mecânicas”) nos contornos da raiz dos filetes da rosca;

3. A análise das micro-inclusões revelou que o aço nacional (AISI 4135) possui uma quantidade de inclusões muito superior ao japonês (SCM 435H). Além disso, o aço nacional apresenta, basicamente, óxidos globulares das séries fina e grossa. Por outro lado, o aço importado apresenta uma quantidade um pouco superior de sulfeto de manganês e óxidos de alumínio alinhados e uma quantidade muito inferior de óxidos globulares, quando comparado com o aço nacional;

4. As propriedades de tração do fio-máquina nacional, ao contrário das do japonês, apresentaram uma dispersão muito alta, com relação ao alongamento até a fratura. Além disso, o aço nacional apresentou níveis de resistência mecânica inferiores e de ductilidade superiores aos do japonês. Com relação às propriedades de tração dos parafusos, como esperado, quanto maior a temperatura de revenimento, menores foram os níveis de resistência mecânica. Observou-se também que o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT) apresentou níveis de resistência mecânica superiores aos grupos tratados termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém, com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550 e I550), sendo esses níveis de resistência mecânica também superiores aos grupos de parafusos revenidos a uma temperatura um pouco inferior (N520 e I520);

5. Os ensaios de microdureza Vickers realizados nos fios-máquinas nacional e japonês mostraram que o nacional possui níveis de dureza inferiores aos do japonês. Os resultados dos ensaios de microdureza realizados nos parafusos, da mesma forma que as propriedades de tração, mostraram que os parafusos revenidos a uma temperatura maior apresentaram níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, inferiores. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT), semelhante ao ensaio de tração, apresentou níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, superiores aos grupos de parafusos revenidos na mesma temperatura ou até mesmo com temperatura um pouco inferior, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550, N550, I520 e N520). Este aumento de dureza do grupo I550 LATT mostra que, além das regiões próximas à

raiz do filete da rosca, o núcleo do parafuso também sofre um encruamento durante a laminação da rosca;

6. Os resultados dos ensaios de fadiga axial em meio neutro, realizados para os grupos de parafusos laminados antes do tratamento térmico, revelaram que as variações realizadas na temperatura de revenido dos parafusos e a diferença na quantidade de inclusões contida nos aços tiveram pouca, ou nenhuma, influência no limite de resistência à fadiga, realizados com pré-carga constante de 700 MPa e razão de carga em torno de 0,8. Por outro lado, os ensaios de fadiga realizados nos parafusos com laminação da rosca após o tratamento térmico apresentaram um aumento de aproximadamente 9% no limite de resistência à fadiga, com relação ao grupo tratado termicamente na mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Este aumento pode ser justificado pela introdução de tensões residuais de compressão na superfície do parafuso e pelo alinhamento dos grãos nas proximidades da raiz do filete da rosca na direção de laminação, que dificultam a iniciação e a propagação de trincas de fadiga;

7. Com ensaios de fadiga axial adicionais, realizados para o grupo N490 (aço nacional, temperatura de revenido de 490 °C e laminação da rosca antes do tratamento térmico) , com razão de cargas $R = 0,1$, foi possível observar que o critério de falha por fadiga que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca antes do tratamento térmico encontrado na literatura é o VDI 2230, pois este prevê uma tensão alternada constante independente da razão de cargas utilizada. No entanto, o valor da tensão alternada calculada teoricamente pelo critério VDI 2230, $\sigma_a = 55,9 MPa$, ficou abaixo da verificada experimentalmente, $\sigma_a = 73,1 MPa$;

8. Todas as fraturas dos parafusos nos ensaios de fadiga ocorreram no primeiro filete da rosca, em contato com a porca, que é o local de maior tensão durante o carregamento axial do parafuso. Isso mostra que os parafusos utilizados neste trabalho estavam em perfeitas condições após a fabricação. Os micromecanismos de fratura observados na superfície de fratura dos parafusos dos ensaios de fadiga foram iguais para os grupos analisados. Todos apresentaram uma região de propagação estável da trinca, caracterizada pelo micromecanismo de fratura por fadiga,

e uma região de propagação instável da trinca, caracterizada pelo micromecanismo de fratura alveolar (“*dimples*”). Como os únicos micromecanismos de fratura encontrados nos parafusos foram o de fadiga e o alveolar, podemos dizer que os tratamentos térmicos utilizados neste trabalho não geraram nenhum tipo de fragilização metalúrgica nos parafusos. Além disso, foi observado que a nucleação da trinca de fadiga, em todos os casos, ocorreu na superfície do parafuso.

5.2 Sugestões para próximos trabalhos

1. Estudar a influência da razão de cargas no limite de resistência à fadiga de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico, pois, de acordo com a literatura, com o aumento da razão de cargas, o benefício gerado pela laminação da rosca após o tratamento térmico diminui e até desaparece a partir de uma determinada razão de cargas. Sendo assim, em muitos casos em que os parafusos são utilizados com alta pré-carga, ou seja, elevada razão de cargas, os custos gerados pela laminação da rosca após o tratamento térmico não se justificariam;

2. Desenvolver estudos quanto ao limite de resistência à fadiga de parafusos utilizando pré-carga acima do limite de escoamento (zona plástica). Neste caso a literatura é escassa, porém alguns estudos têm mostrado que parafusos utilizados com pré-carga acima do limite de escoamento possuem limite de resistência à fadiga superior ao de parafusos com pré-carga inferior ao limite de escoamento.

Referências Bibliográficas

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 3; standard practice for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, 2001, 12p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 140; standard hardness conversion tables for metals relationship among brinell hardness, vickers hardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, and scleroscope hardness. Philadelphia, 2007, 21p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 384; standard test method for microindentation hardness of materials. Philadelphia, 2007, 33p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 1823; standard terminology relating to fatigue and fracture testing. Philadelphia, 2007, 22p.

ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel. Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1993, pp.328-518.

ASM Committee on Threaded Steel Fasteners. Threaded Steel Fasteners. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1993, pp.782-812.

- Bradley, N. J., Stephens, R. I., Horn, N. J., Gradman, J. J., Arkema, J. M., Borgwardt, C. S. Influence of cold rolling threads before or after heat treatment on the fatigue resistance of high strength fine thread bolts for multiple preload conditions. *Journal of ASTM International*, v. 3, (4), 2006.
- Bresciani Filho, E. *Seleção de materiais metálicos*. 3.ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 1991. Cap.III: Resistência mecânica dos materiais metálicos, pp.51-150.
- Burlat, M., Julien, D., Lévesque, M., Bui-Quoc, T., Bernard, M. Effect of local cold working on the fatigue life of 7475-T7351 aluminium alloy hole specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 75, pp. 2042-2061, 2008.
- Collins, J. A. *Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis, Prediction, Prevention*. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1993. 678p.
- Dieter, G. E. *Mechanical Metallurgy*. SI Metric ed. Singapore: McGraw-Hill Book Co, 1988. Cap. 12: Fatigue of metals, pp.375-431.
- Dotson, J. L., Henrey, C. R., Domblesky, J. P. Experimental investigation of external thread rolling. *Wire Journal International*, v. 35, pp.64-68, 2002.
- Dragoni, E. Effect of nut geometries on screw thread stress distribution: photoelastic results. *Journal of Strain Analysis*, v. 27, (1), 1992.
- Dragoni, E. Effect of thread pitch and frictional coefficient on the stress concentration in metric nut-bolt connections. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, v. 116, (1), pp.21-27, 1994.

- Dragoni, E. Effect of thread pitch on the fatigue strength of steel bolts. *Proceedings Institution of Mechanical Engineers*, v. 211, pp.591-600, 1997.
- Eliaz, N., Shachar, A., Tal, B., Eliezer, D. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, pp.167-184, 2002.
- Forrest, P. G. *Fatigue of metals*.1.ed. New York: Pergamon, 1952, pp.262-280.
- Garwood, M. F., Zurburg, H. H., Erickson, M. A. Interpretation of Tests and Correlation with Service. Ohio: American Society for Metals, Metals Park, 1951.
- Giordani, E. J. *Propriedades mecânicas monotônicas e cíclicas de um aço microligado ao titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, 89p. Dissertação (Mestrado).
- Goss, D. C. High-strength fastener bypass heat treatment. *Machine Design*, v. 25, pp.122-124, 1997.
- Hertzberg, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 3.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.
- Hoepfner, D. W. Industrial Significance of Fatigue Problems. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 19: Fatigue and Fracture. ASM International, 1997, pp.10-13.
- Ifergane, S., Eliaz, N., Stern, N., Kogan, E., Shemesh, G., Sheinkopf, H., Eleizer, D. The effect of manufacturing processes on the fatigue lifetime of aeronautical bolts. *Engineering Failure Analysis*, v. 8, pp.227-235, 2001.

International Organization for Standardization, Switzerland, 898-1; mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel – part 1: bolts, screws and studs. Switzerland, 1999, 26p.

International Organization for Standardization, Switzerland, 3800; threaded fasteners – axial load fatigue testing – test methods and evaluation of results. Switzerland, 1993, 20p.

Juvinall, R. C., Marshek, K. M. *Fundamentals of Component Design*. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1991. Cap. 10: Threaded fasteners and power screws, pp. 339-403.

Kawazoe, K., Matsumoto, H., Kamada, Y., Ohtani, H. Development of boron-treated steel with microalloying technology for high-strength bolts. *Wire Journal International*, v. 33, pp.120-130, 2000.

Kephart, A. R. Optimum thread rolling process that improves SCC resistance. *Journal of ASTM International*, v. 3, (7), 2006.

Lee, K. B., Yoon, S. H., Hong, S. I., Kwon, H. On intergranular tempered martensite embrittlement. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 32, (8), pp.1197-1201, 1995.

Madayag, A. F. *Metal fatigue: Theory and design*. New York: John Wiley & Sons, 1969. Cap. 3: The influence of processing and metallurgical factors on fatigue, pp.66-105.

Majzoobi, G. H., Farrahi, G. H., Habibi, N. Experimental evaluation of the effect of thread pitch on fatigue life of bolts. *International Journal of Fatigue*, v. 27, pp.189-196, 2005.

- Majzoubi, G. H., Farrahi, G. H., Hardy, S. J., Pipelzadeh, M. K., Habibi, N. Experimental results and finite-element predictions of the effect of nut geometry, washer and Teflon tape on the fatigue life of bolts. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v. 28, pp.557-564, 2005.
- Martin, J. W., Talbot, D. E. J. A study of crack initiation in corrosion fatigue of AISI type 316 stainless steel by dynamic measurement of corrosion current transients. *Nuclear Technology*, v.55, n.2, pp.499-504, 1981.
- McBain, N. S., Uhlig, S. J. The development and structure of the threaded fastener industry. *Wire Journal International*, v. 18, pp.40-43, 1985.
- Mischke, C. R. Prediction of stochastic endurance strength. *Journal of Vibration, Acoustics, Stress, and Reliability in Design*, v. 109, (1), pp.113-122, 1987.
- Namimura, Y., Ibaraki, N., Urushihara, W., Nakayama, T. Development of steels for high-strength bolts with excellent delayed fracture resistance. *Wire Journal International*, v. 36, pp.62-67, 2003.
- Panasyuk, V. V., Sylovanyuk, V. P., Ivantyshyn, N. A. Influence of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals. *Materials Science*, v. 43, (2), pp.139-144, 2007.
- Pariente, I. F., Guagliano, M. About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue ΔK_{th} of a nitrided and shot peened low-alloy steel. *Surface & Coatings Technology*, v.202, pp.3072-3080, 2008.
- Shigley, J. E., Mischke, C. R., Budynas, R. *Mechanical Engineering Design*. 7.ed. New York: McGraw-Hill Co, 2004. Cap. 7: Fatigue failure resulting from variable loading, pp.305-393.

Stephens, R. I., Bradley, N. J., Horn, N. J., Arkema, J. M., Gradman, J. J. Influence of cold rolling threads before or after heat treatment on the fatigue resistance of high strength coarse thread bolts for multiple preload conditions. *Journal of ASTM International*, v.3, (3), 2006.

Staddon, D., Lings, K. The development of dual phase steels for the manufacture of high strength fasteners without heat treatment. *Wire Journal International*, v. 39, pp.78-81, 2006.

Thuston, R. C. A. The fatigue strength of threaded connections. *Adoption-Centric Software Engineering*, v. 84, pp.1085-1092, 1951.

Yang, Z. G., Yao, G., Li, G. Y., Li, S. X., Chu, Z. M., Hui, W. J., Dong, H., Weng, Y. Q. The effect of inclusions on the fatigue behavior of fine-grained high strength 42CrMoVNb steel. *International Journal of Fatigue*, v. 26, pp.959-966, 2004.

Anexo I – Desenhos dos dispositivos utilizados nos ensaios de fadiga axial

As Figuras A.1.1 a A.1.4 apresentam os desenhos dos dispositivos de fixação construídos, segundo a norma ISO 3800 (1993), para a realização dos ensaios de fadiga axial.

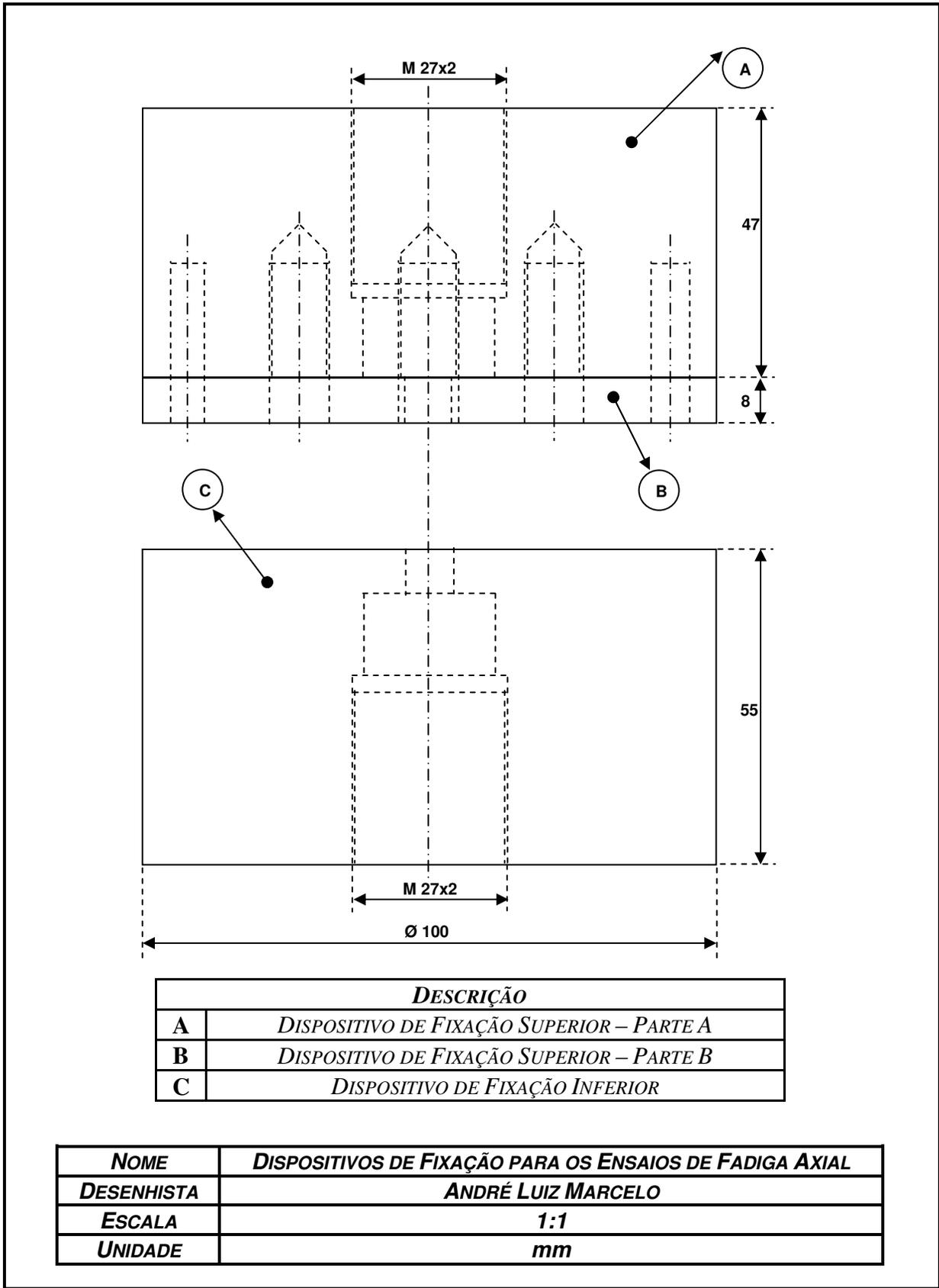


Figura A.1.1 – Desenho dos dispositivos de fixação utilizados nos ensaios de fadiga axial.

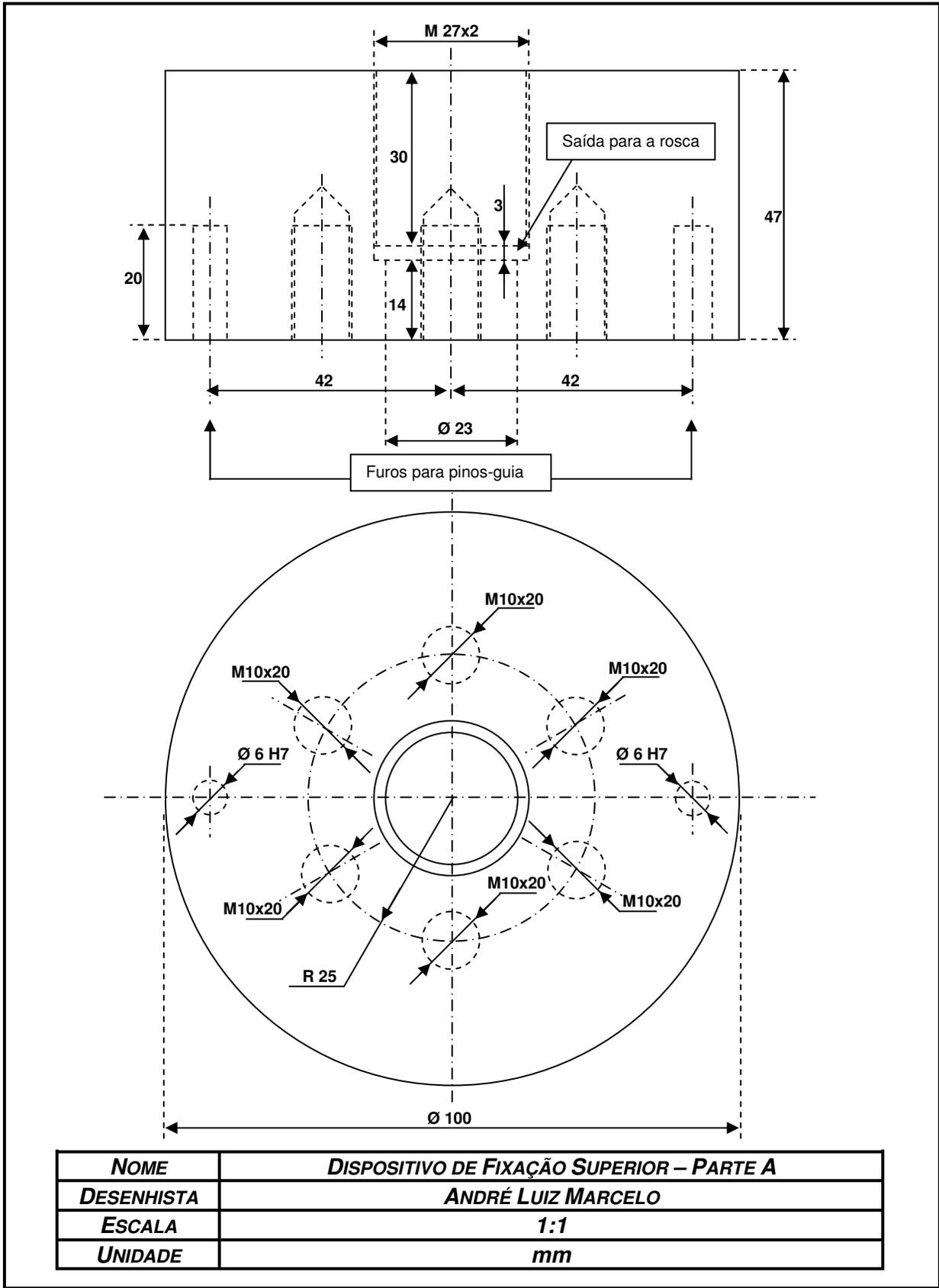


Figura A.1.2 – Desenho da parte A do dispositivo de fixação superior.

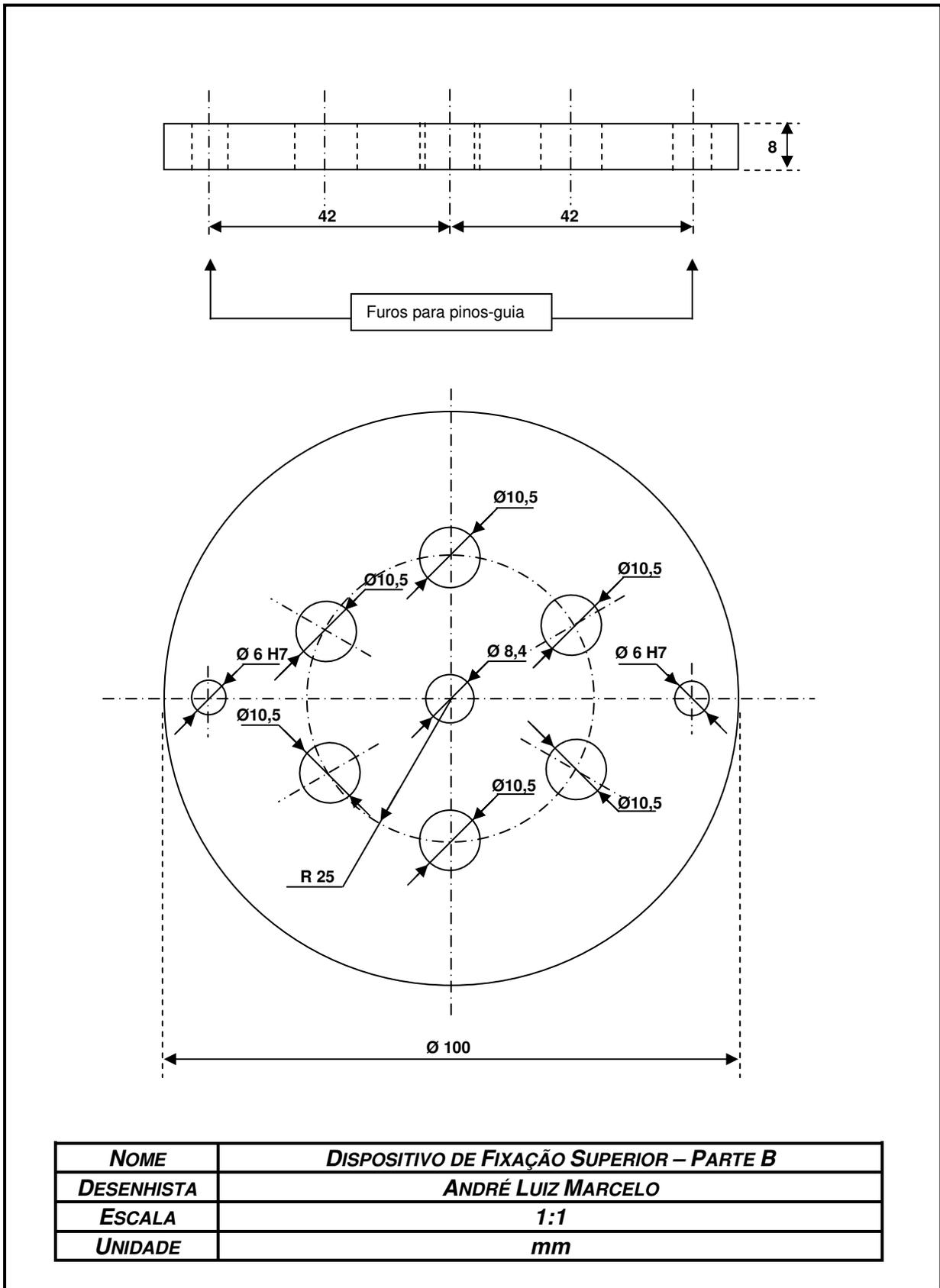


Figura A.1.3 – Desenho da parte B do dispositivo de fixação superior.

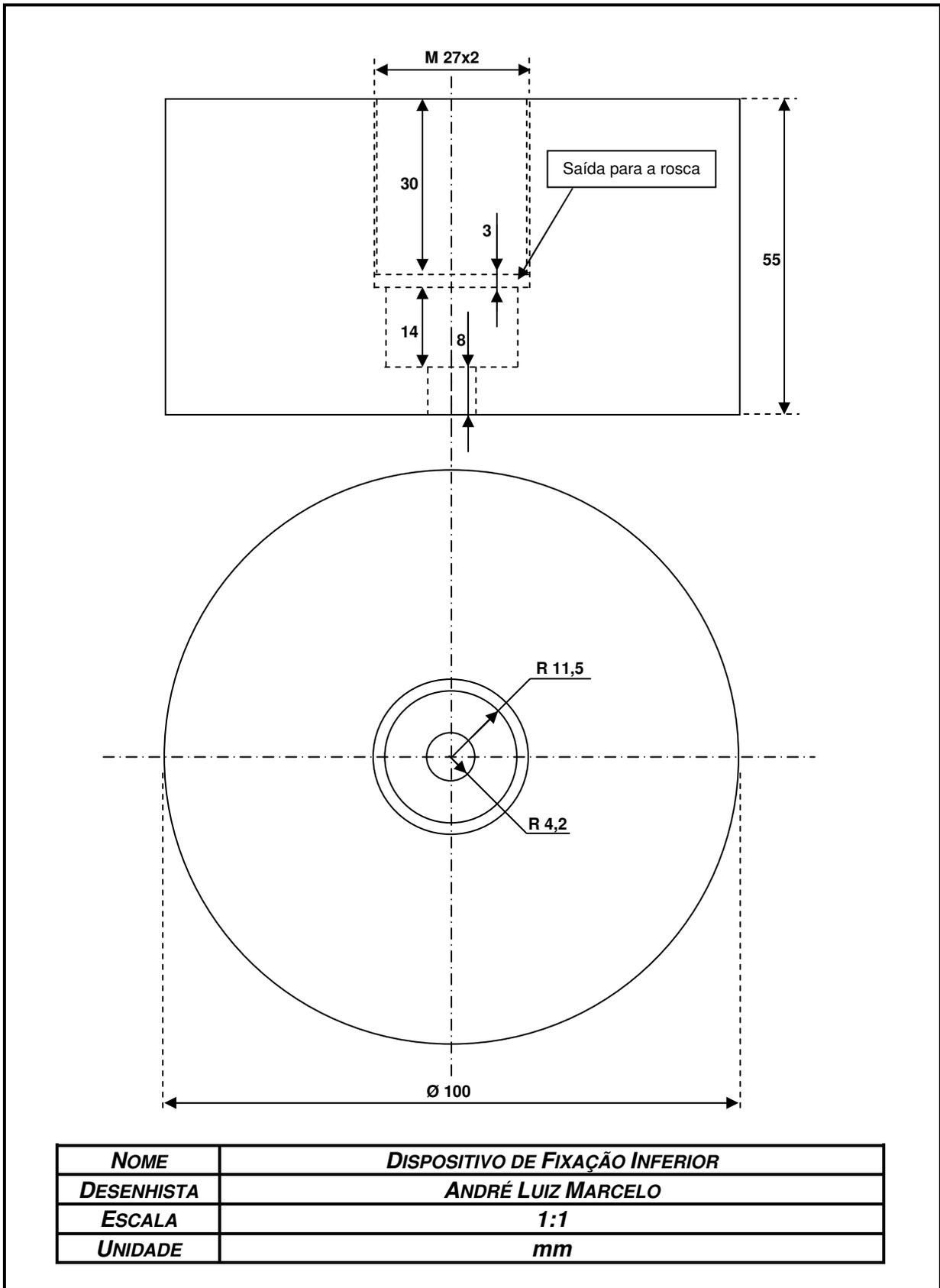
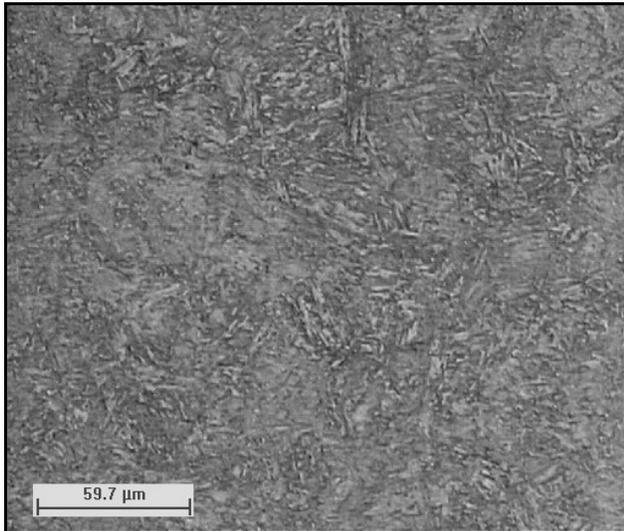


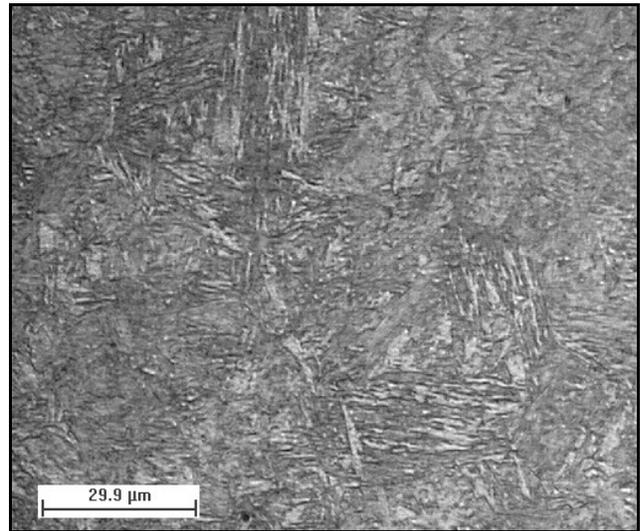
Figura A.1.4 – Desenho do dispositivo de fixação inferior.

Anexo II – Análise metalográfica de todas as condições analisadas

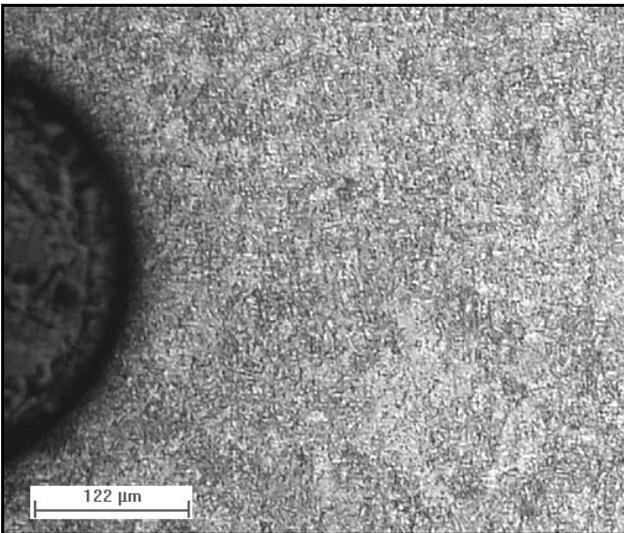
As Figuras A.2.1 a A.2.7 apresentam as micrografias de todos os grupos de parafusos analisados por este trabalho.



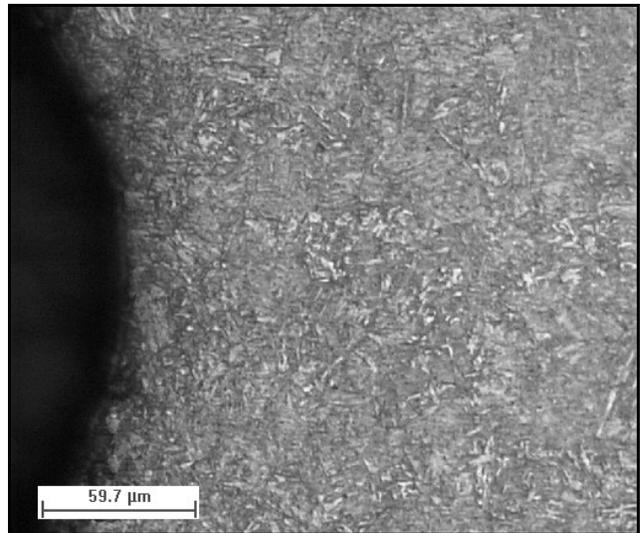
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

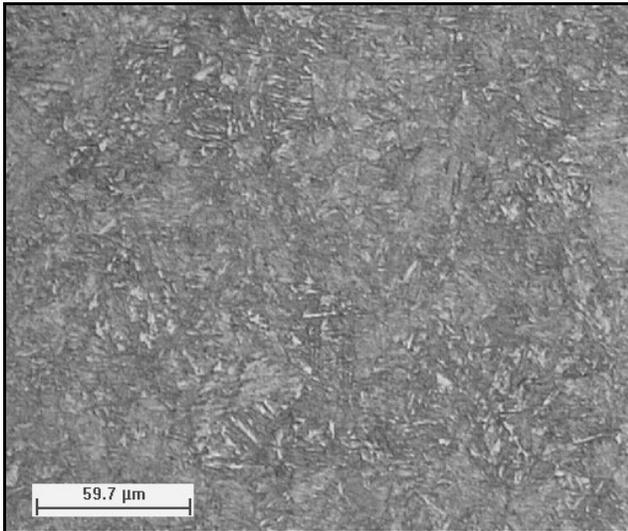


(c) Região da raiz do filete da rosca.

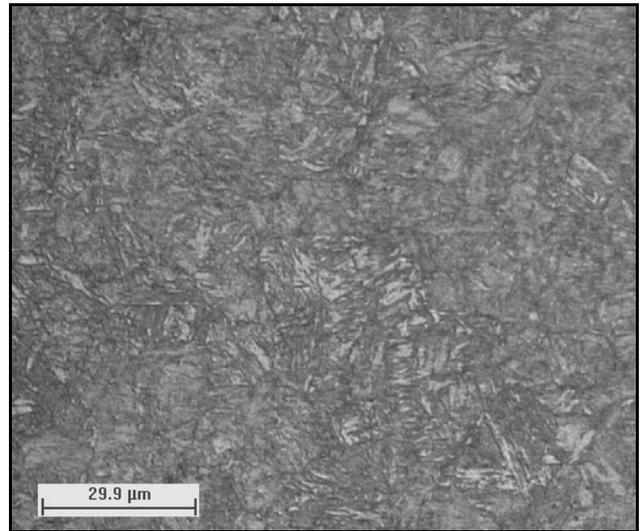


(d) Região da raiz do filete da rosca.

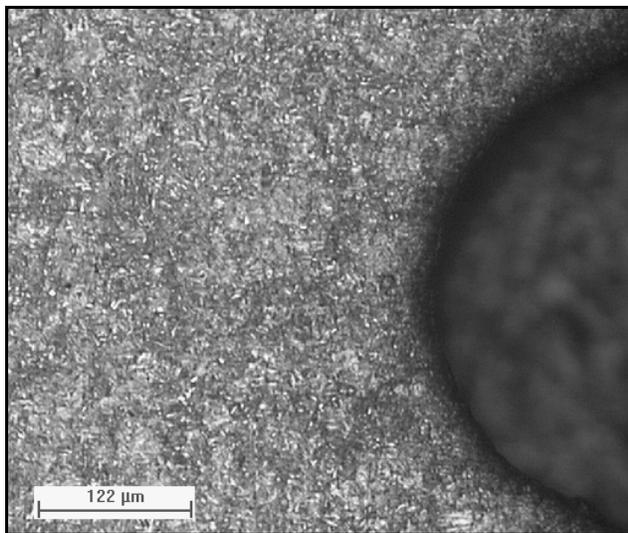
Figura A.2.1 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.



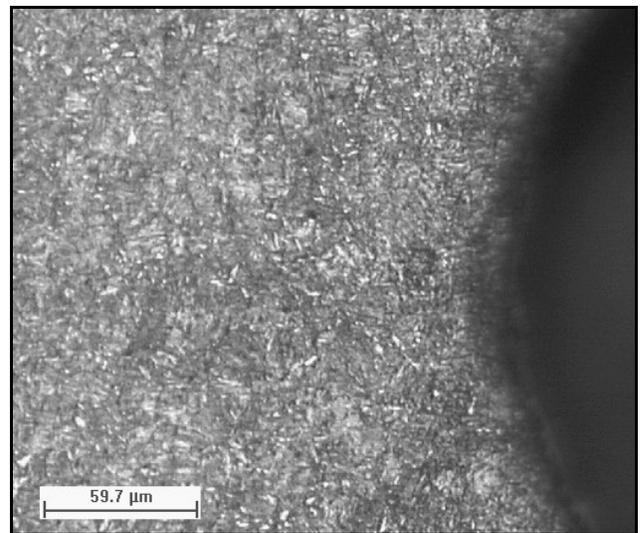
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

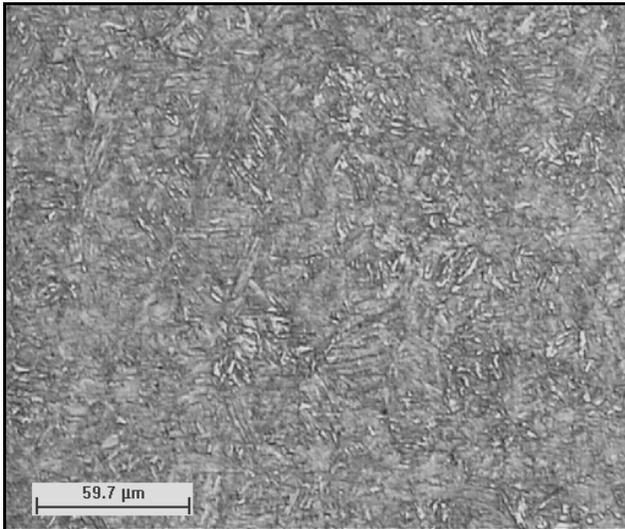


(c) Região da raiz do filete da rosca.

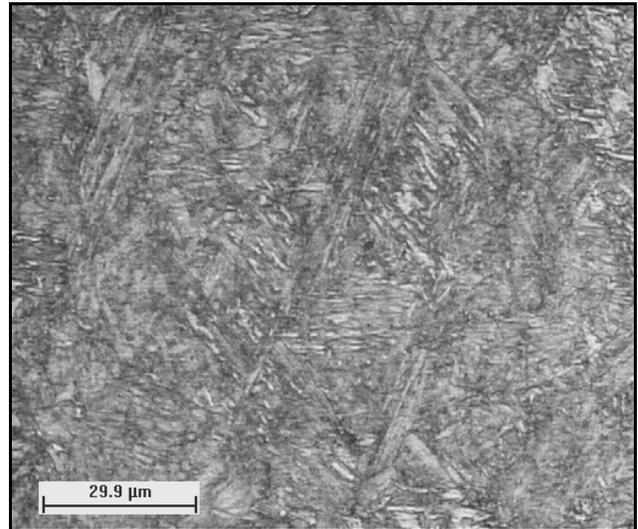


(d) Região da raiz do filete da rosca.

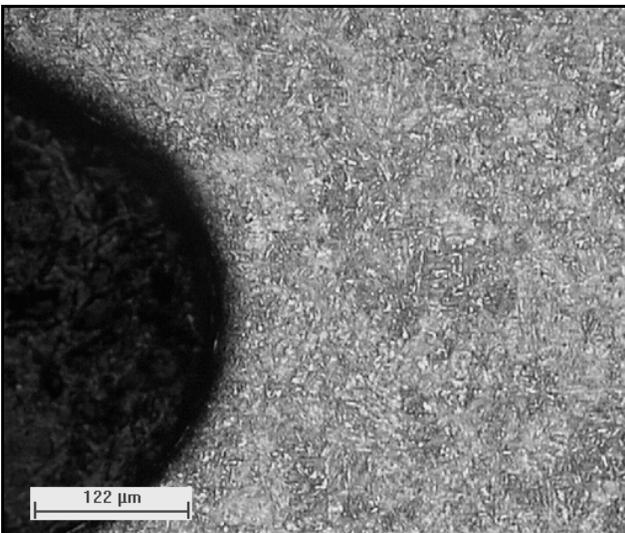
Figura A.2.2 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520). Ataque com Nital 2%.



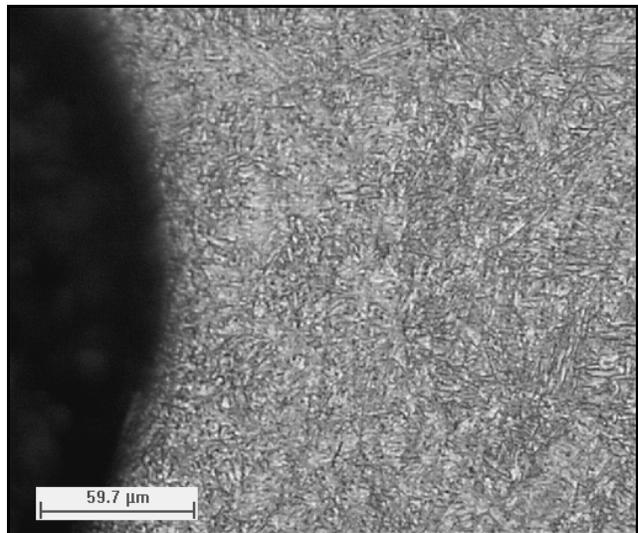
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

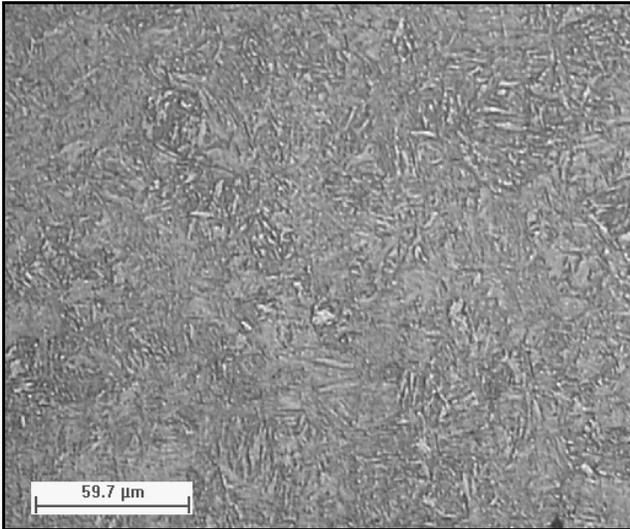


(c) Região da raiz do filete da rosca.



(d) Região da raiz do filete da rosca.

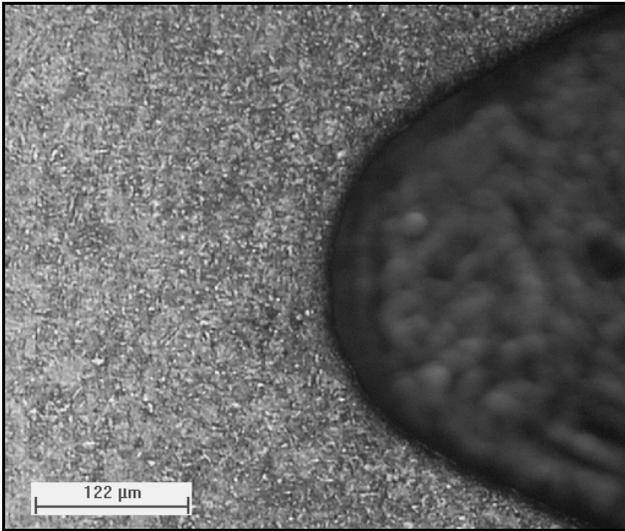
Figura A.2.3 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550). Ataque com Nital 2%.



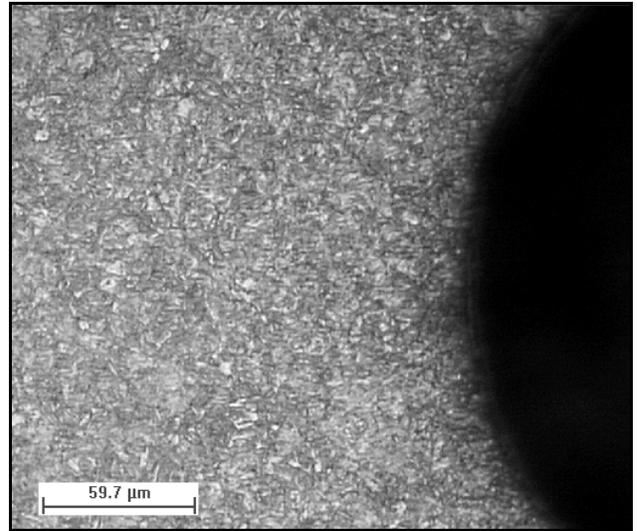
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

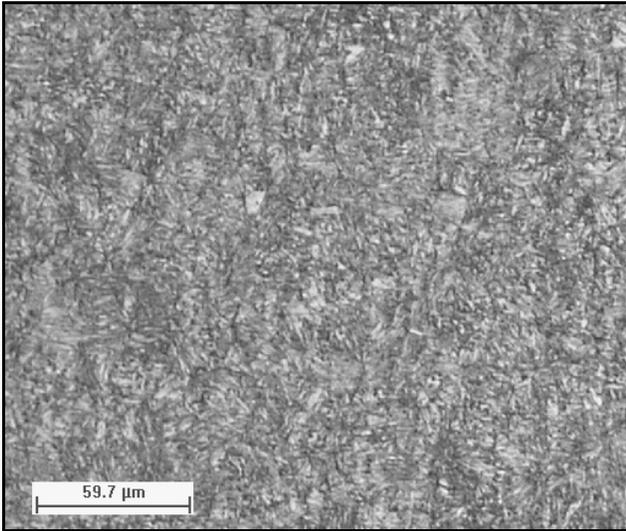


(c) Região da raiz do filete da rosca.

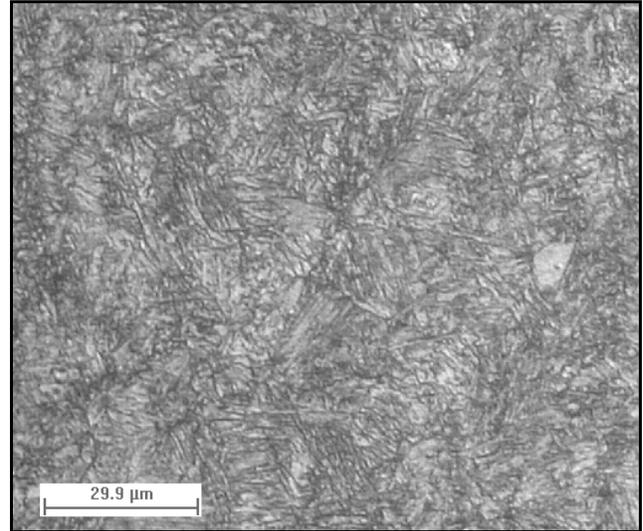


(d) Região da raiz do filete da rosca.

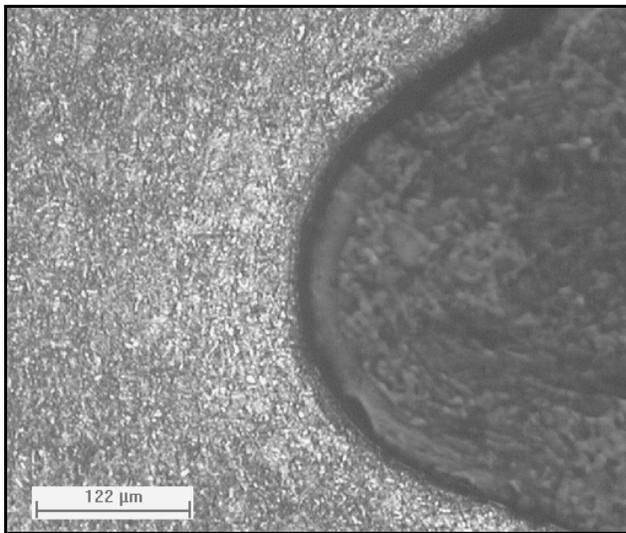
Figura A.2.4 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490). Ataque com Nital 2%.



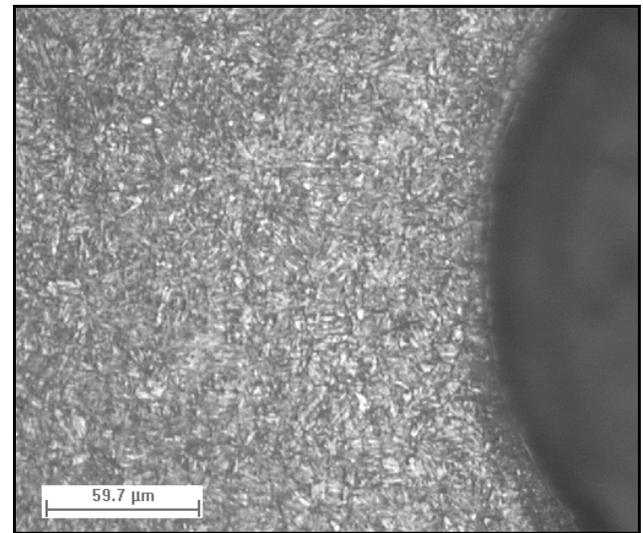
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

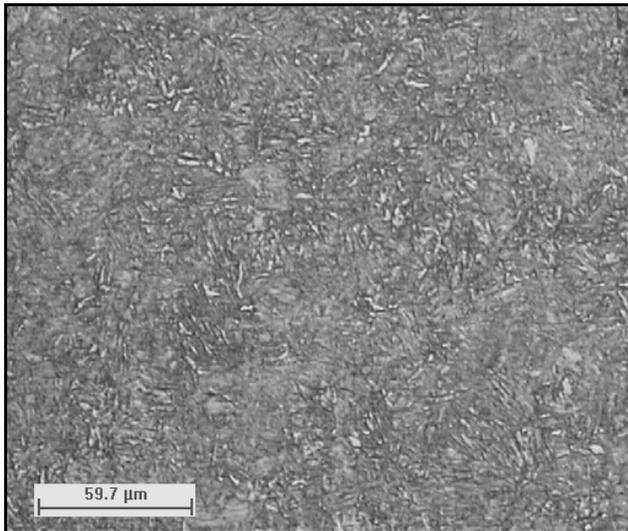


(c) Região da raiz do filete da rosca.

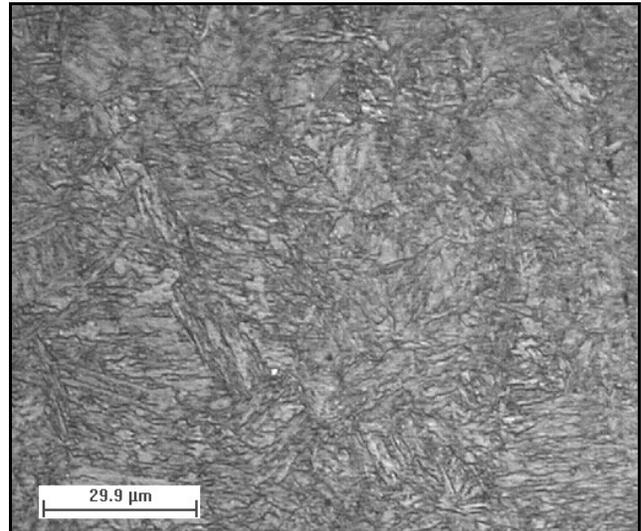


(d) Região da raiz do filete da rosca.

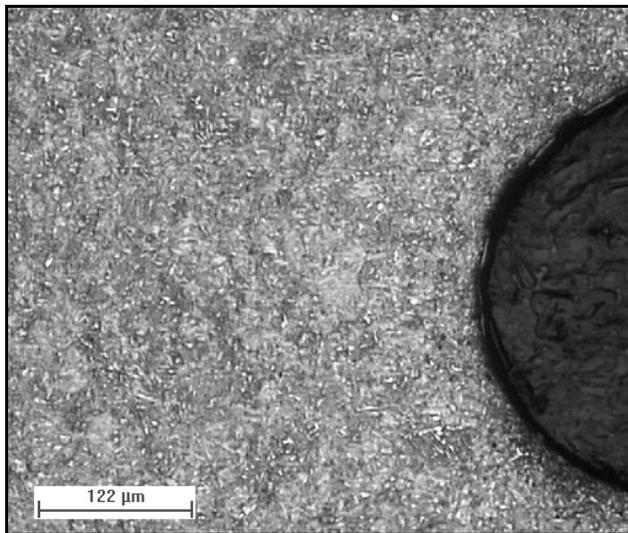
Figura A.2.5 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520). Ataque com Nital 2%.



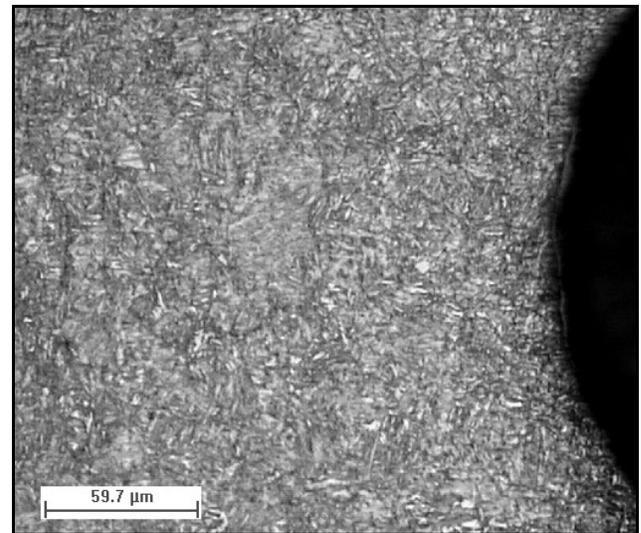
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

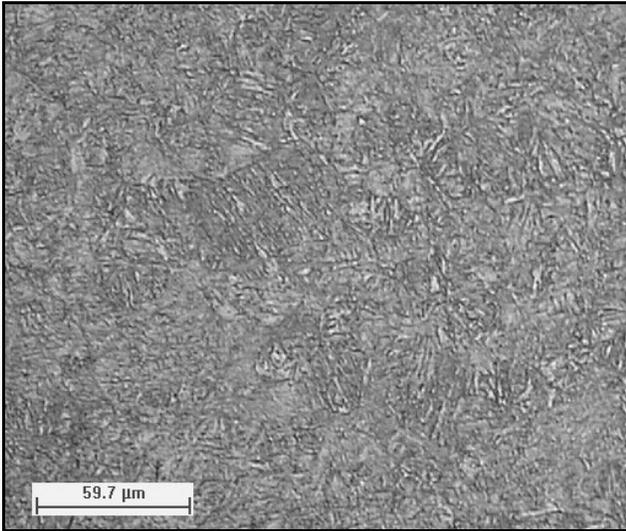


(c) Região da raiz do filete da rosca.

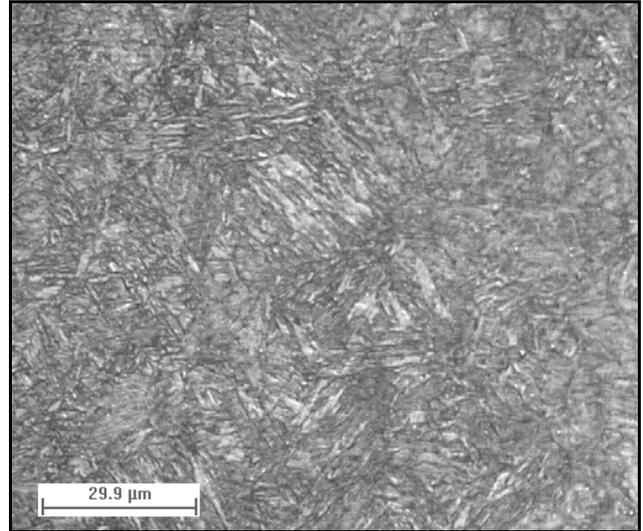


(d) Região da raiz do filete da rosca.

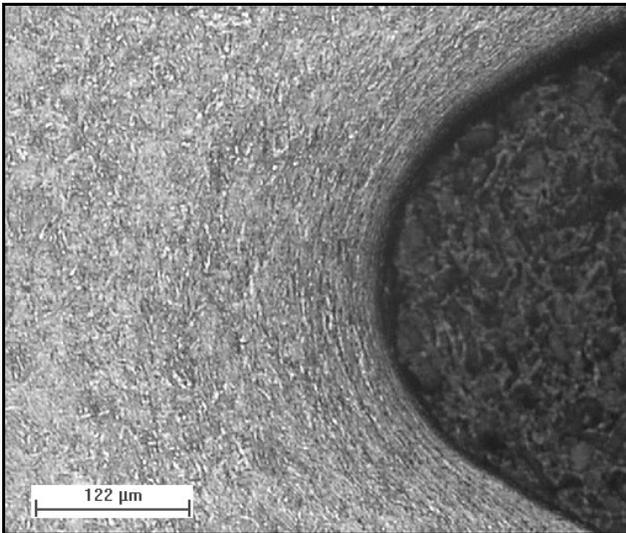
Figura A.2.6 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550). Ataque com Nital 2%.



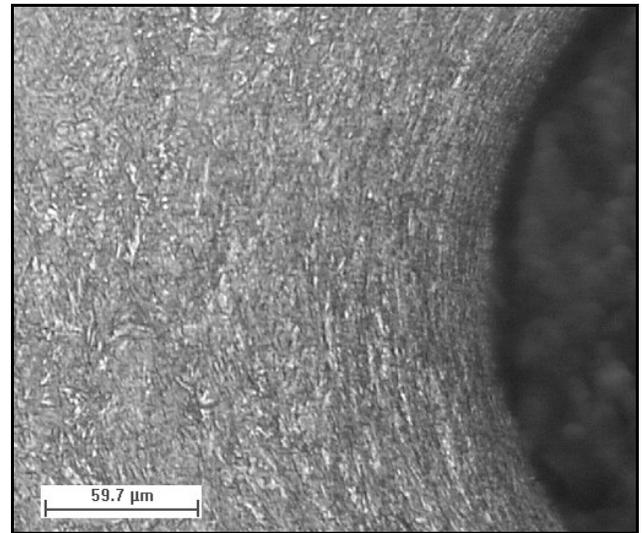
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.



(c) Região da raiz do filete da rosca.



(d) Região da raiz do filete da rosca.

Figura A.2.7 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT). Ataque com Nital 2%.

Anexo III – Resultados individuais de todos os ensaios de fadiga axial

As Tabelas A.3.1 a A.3.10 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga axial utilizados neste trabalho para a obtenção, pelo método estatístico escada (“staircase”), do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos com uma pré-carga constante de 700 MPa. Além disso, as Tabelas A.3.11 e A.3.12 mostram os resultados dos ensaios adicionais de fadiga axial, com razão de carga $R = 0,1$, utilizados para a obtenção de uma estimativa do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos.

Tabela A.3.1 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.280		X				X	X		X	X	X				
30.780	O		X		O		O		O		O		O	O	
30.280				O											
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.2 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	541.823
3	511.158
6	448.106
8	525.956
10	520.322
12	617.236
14	667.362

Tabela A.3.3 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
30.780	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	
30.280	O	O	O	O	O	O	O	O	O	O	O	X	O	O	
29.780													O		
CP n°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.4 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	636.034
4	737.759
6	733.028
8	646.613
10	819.510
12	978.225
13	926.116

Tabela A.3.5 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.780				X	X										X
31.280		X		O		O		X		X		X			O
30.780	O		O						O		O		O		
CP n°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.6 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	681.600
5	427.330
7	513.982
8	644.503
10	977.766
12	604.494
15	593.695

Tabela A.3.7 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.780	X		X												
31.280	O		O	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
30.780						O	O	O	O	O	O	O	O	X	
30.280															O
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.8 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	271.052
4	336.818
5	563.732
7	675.711
9	443.136
11	450.073
13	614.442
14	989.674

Tabela A.3.9 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.280	X		X		X				X		X		X		X
30.780		O		O		X		O		O		O		O	
30.280								O							
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.10 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	784.549
3	399.949
5	490.358
6	978.558
9	424.087
11	633.015
13	665.435
15	375.417

Tabela A.3.11 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).

F_{máx} (N)	X – falhou							O – não falhou								
31.780								X				X				
31.280				X		X		O		O		X		X		
30.780	X		O		O		O						O		O	
30.280		O														
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	

Tabela A.3.12 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	820.698
4	554.273
6	557.505
9	522.587
11	336.154
12	675.480
14	829.902

Tabela A.3.13 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
34.780					X										
34.280			O		X										
33.780	X		O			X		X		X	X				
33.280		O					O		X		O	O			
32.780										O					
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.14 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	267.863
5	158.859
6	248.409
7	227.834
9	281.352
10	547.993
13	239.242
15	263.740

Tabela A.3.15 – Resultado dos ensaios adicionais de fadiga axial realizados com razão de cargas $R = 0,1$ nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

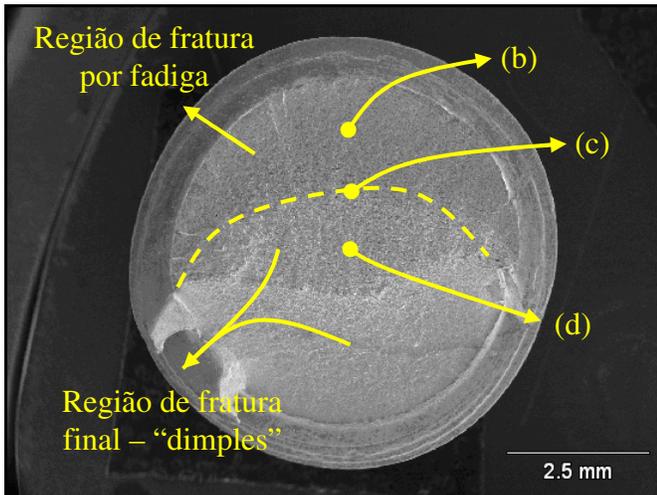
$F_{m\acute{a}x}$ (N)	X – falhou					O – não falhou			
14.640	X								
12.810		X							
10.980			X						
9.150				X					
7.320					X				
6.405						X		X	
5.490							O		O
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9

Tabela A.3.16 – Número de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios adicionais de fadiga axial com razão de cargas $R = 0,1$.

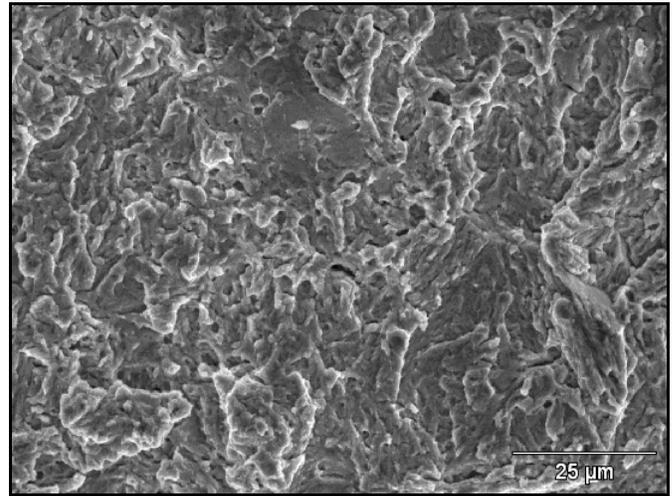
Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	66.139
2	160.637
3	80.637
4	400.878
5	341.715
6	457.581
8	792.814

Anexo IV – Análise fractográfica de todas as condições analisadas

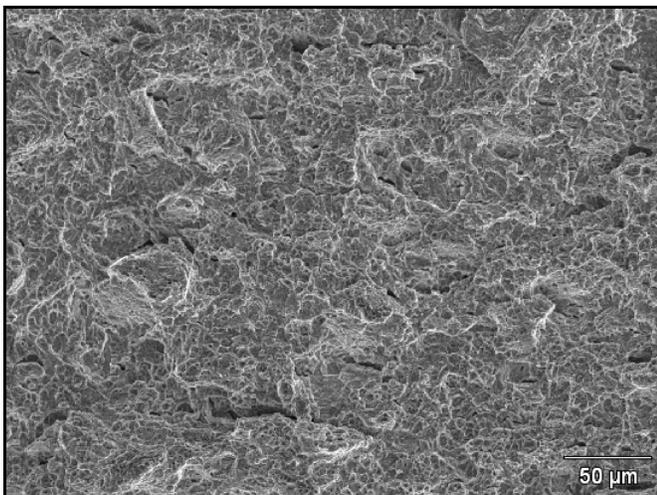
As Figuras A.4.1 a A.4.7 apresentam fractografias de parafusos, um para cada condição estudada, que falharam durante os ensaios de fadiga axial realizados neste trabalho.



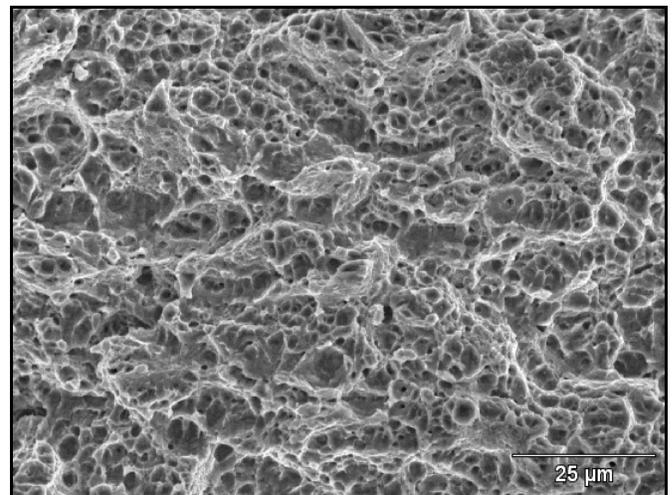
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

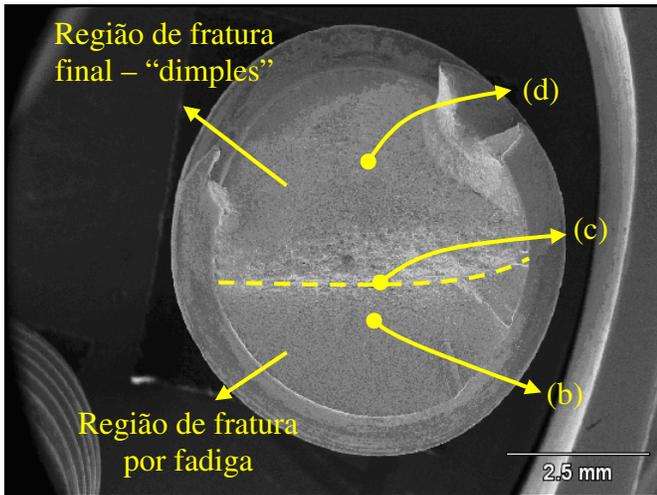


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

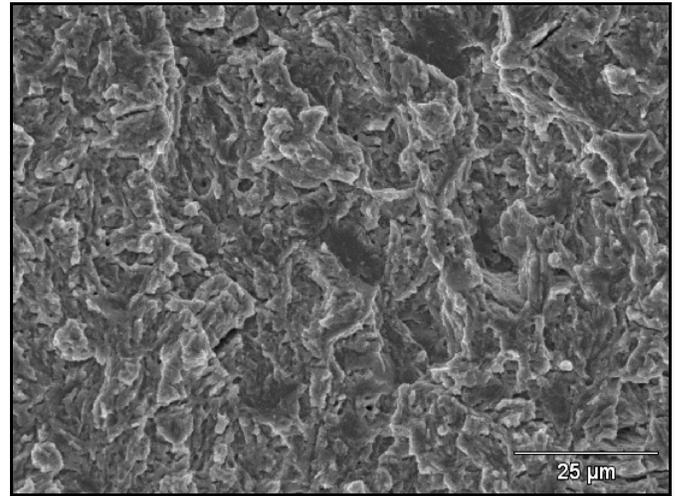


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

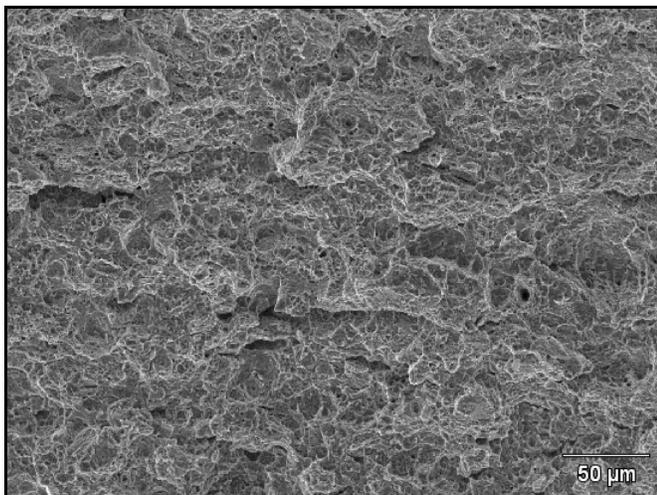
Figura A.4.1 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).



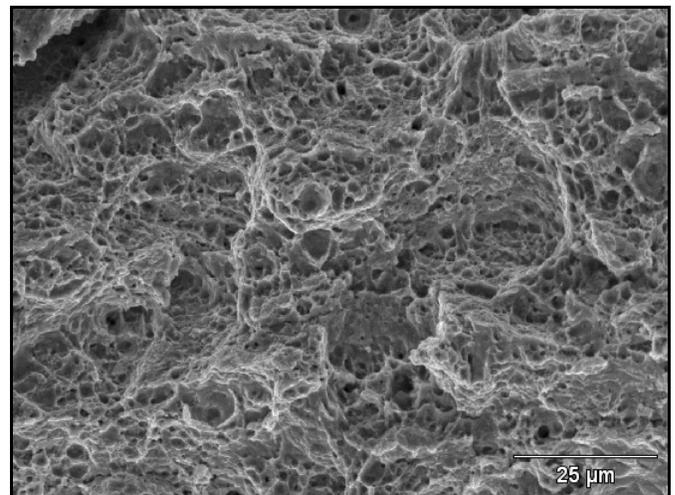
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

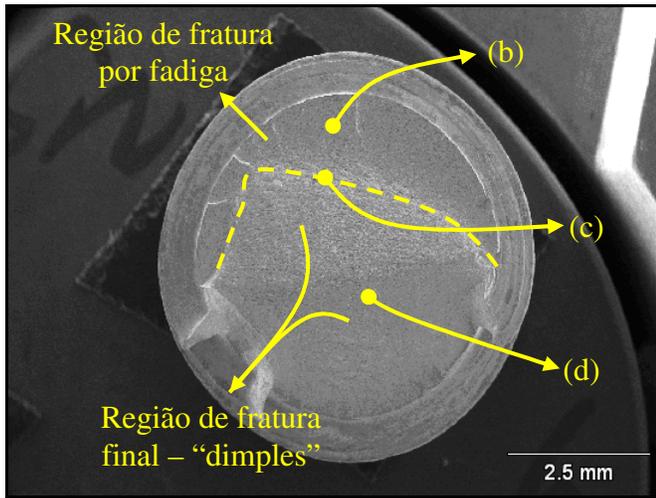


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

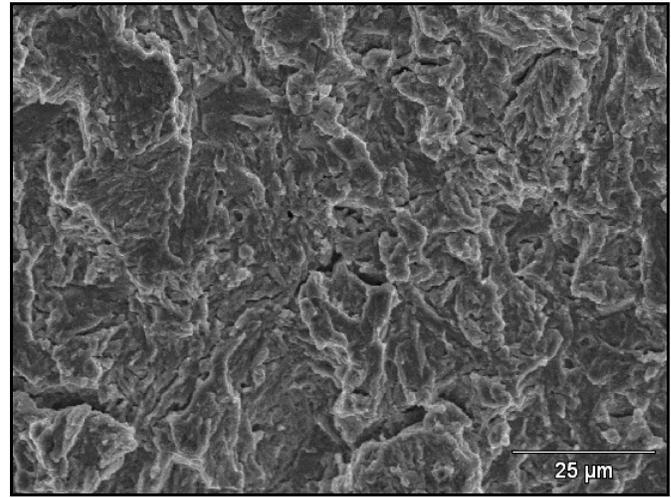


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

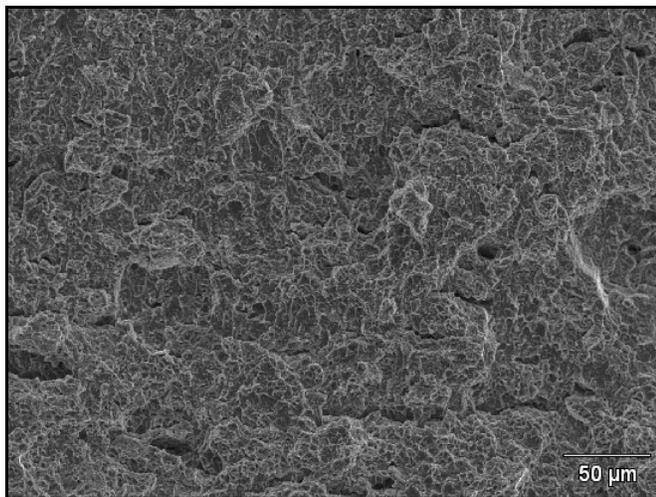
Figura A.4.2 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).



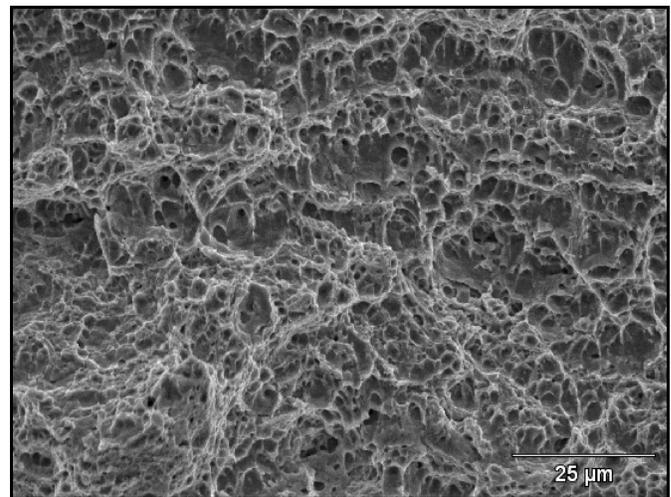
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

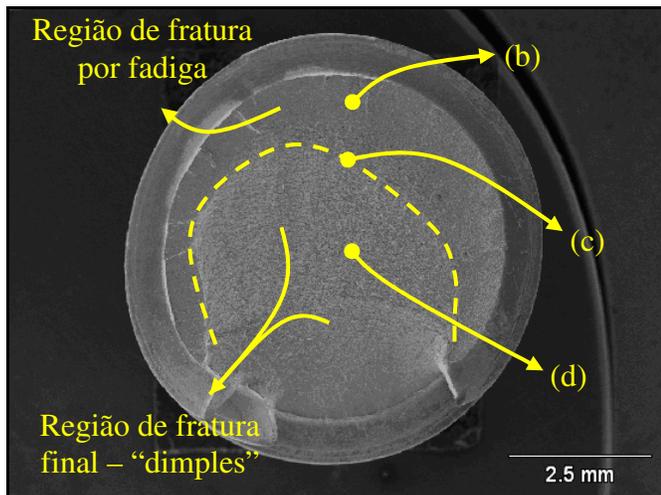


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

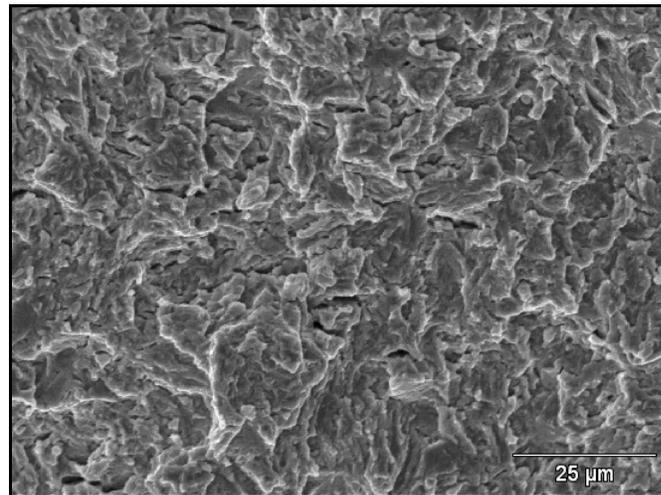


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

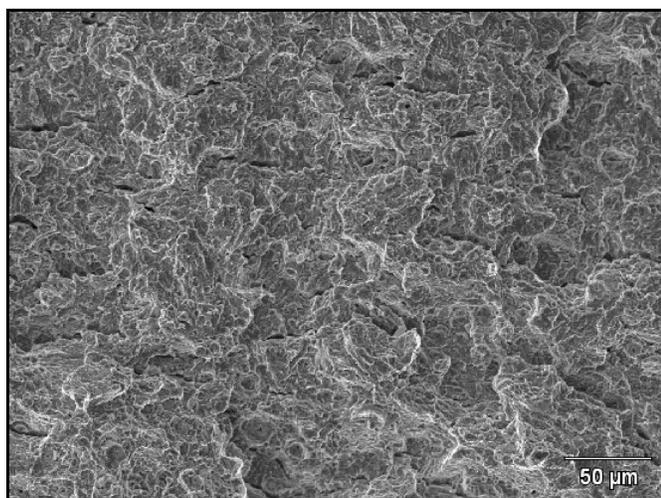
Figura A.4.3 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).



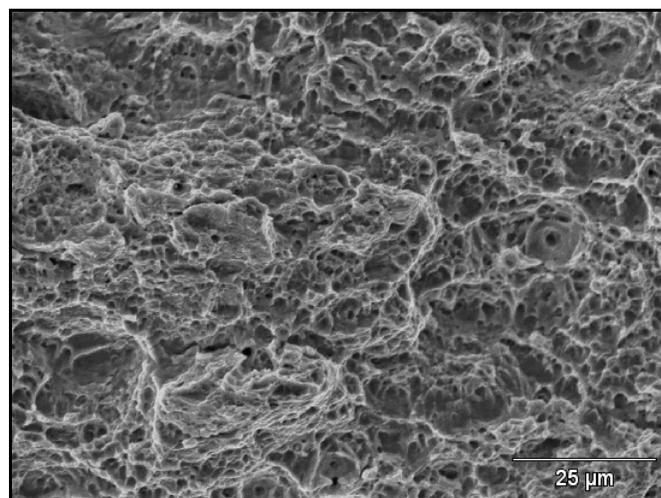
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

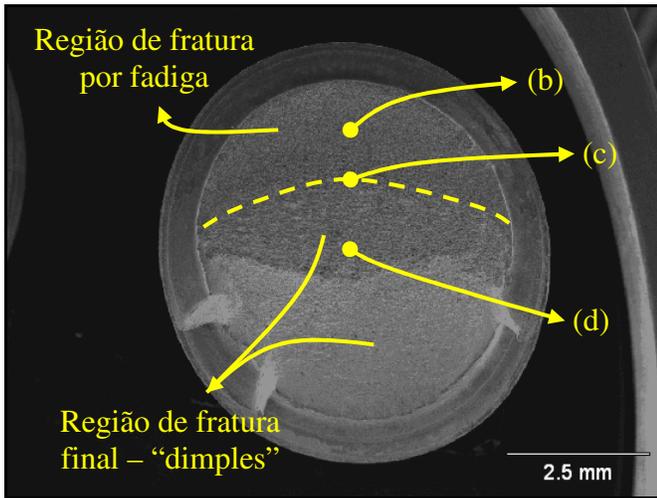


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

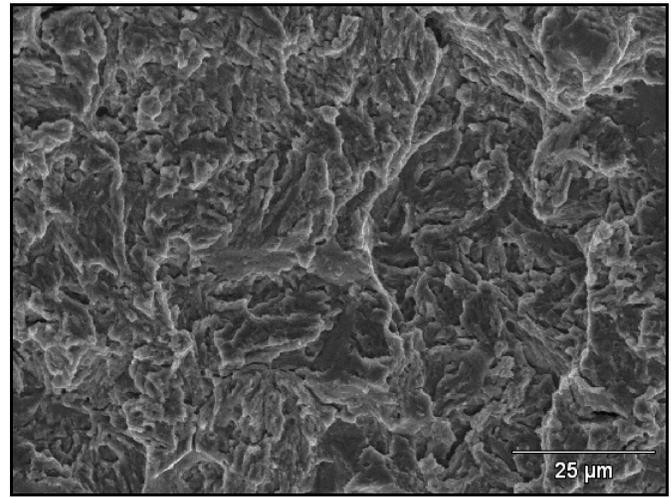


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

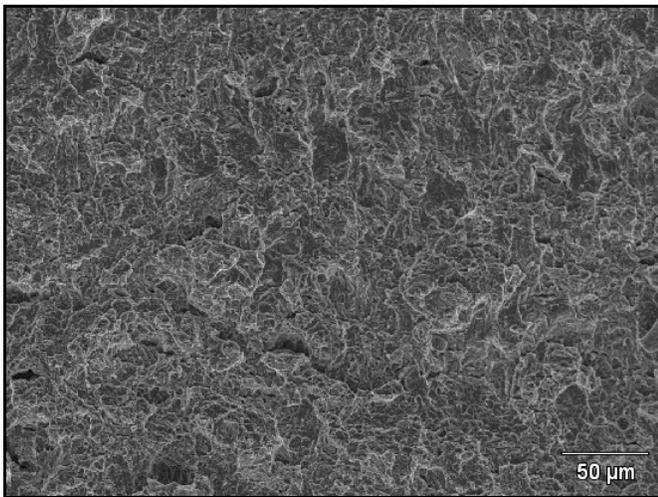
Figura A.4.4 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).



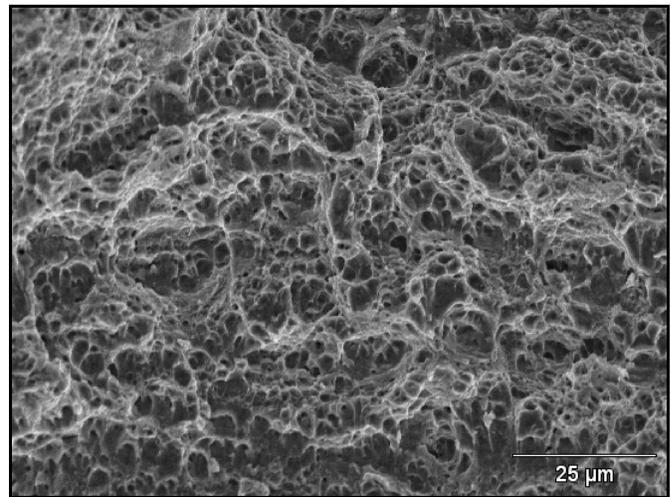
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

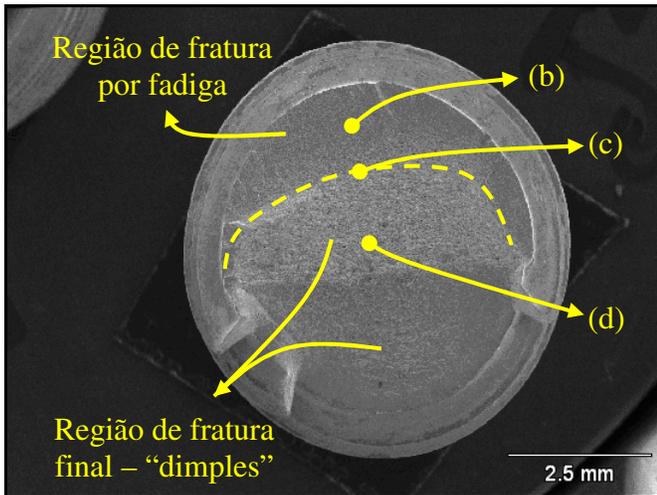


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

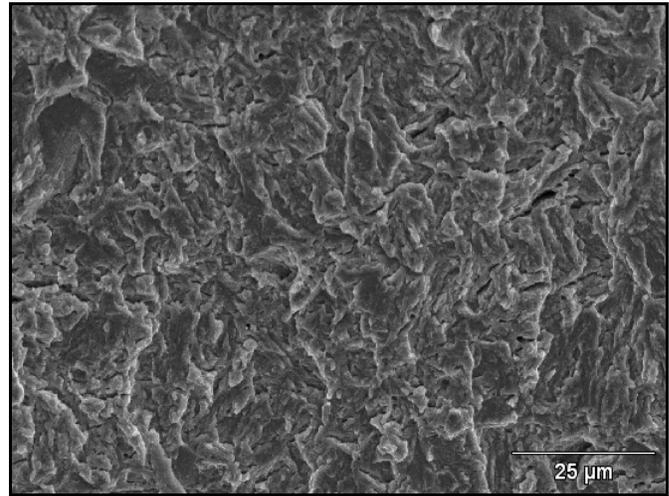


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

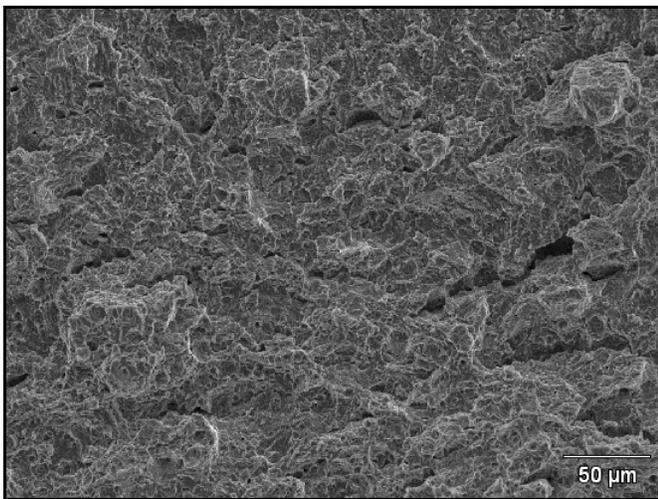
Figura A.4.5 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).



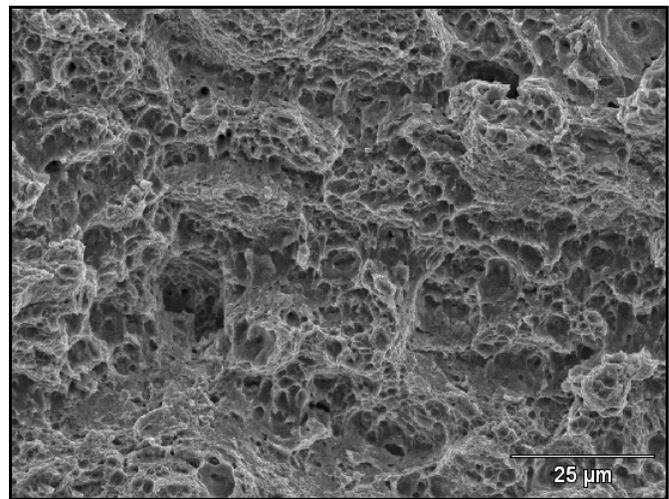
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

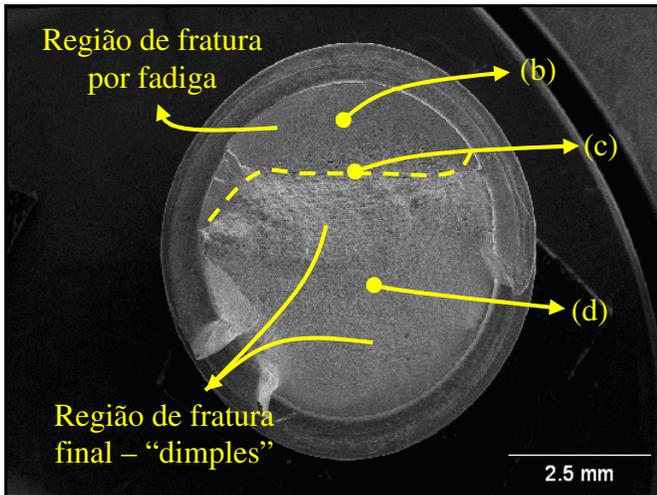


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

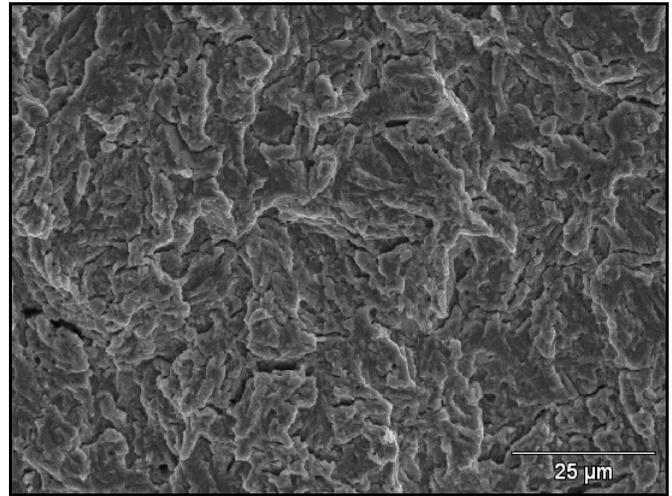


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

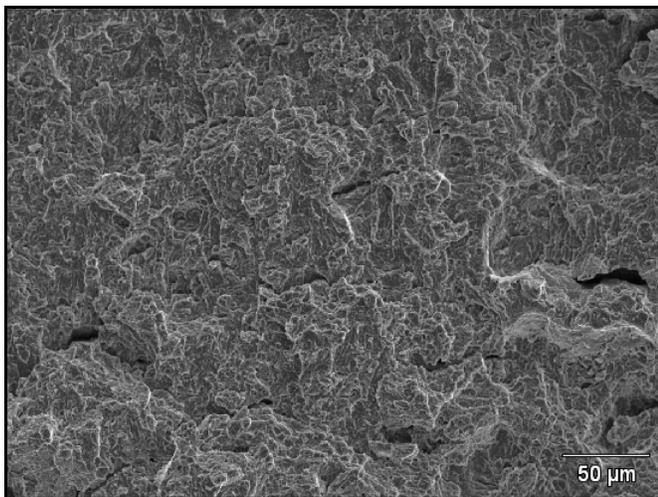
Figura A.4.6 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).



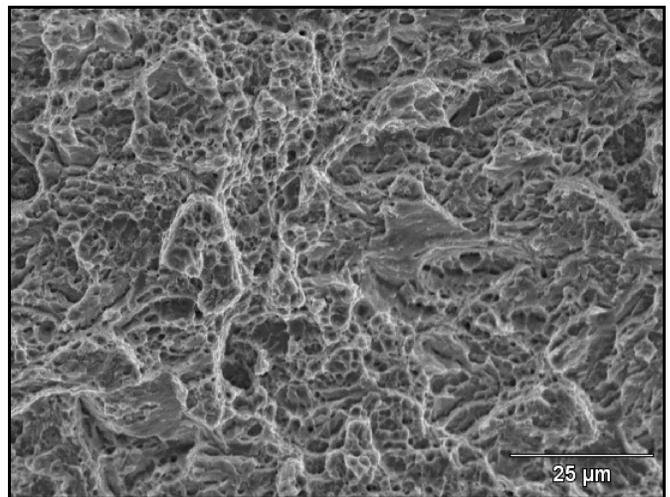
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.



(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.



(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

Figura A.4.7 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT).

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR *ANDRÉ LUIZ MARCELO*
..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM *15/12/2008*
.....

Itamar

ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica

Autor: **André Luiz Marcelo**
Orientador: **Itamar Ferreira**

11/2009

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica

Autor: **André Luiz Marcelo**
Orientador: **Itamar Ferreira**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008
S.P . – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

M331p Marcelo, André Luiz
 Propriedades de fadiga de parafusos de alta resistência
 mecânica / André Luiz Marcelo. --Campinas, SP: [s.n.],
 2008.

 Orientador: Itamar Ferreira.
 Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de
 Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

 1. Aço - Fadiga. 2. Parafusos e porcas. 3. Aço -
 Tratamento térmico. 4. Aço - Propriedade mecânica . I.
 Ferreira, Itamar. II. Universidade Estadual de Campinas.
 Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Fatigue properties of high strength bolts

Palavras-chave em Inglês: Steel fatigue, Bolt and nuts, Steel - Heat treatment,
Steel - Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Célia Marina de Alvarenga Freire, Valdir Alves Guimarães

Data da defesa: 15/12/2008

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO

**Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta
Resistência Mecânica**

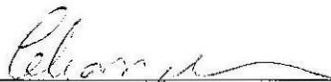
Autor: **André Luiz Marcelo**

Orientador: **Itamar Ferreira**

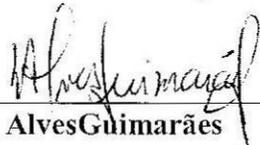
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Itamar Ferreira, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dra. Célia Marina de Alvarenga Freire
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães
Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” – UNESP/Guaratinguetá

Dedicatória:

Dedico este trabalho aos meus pais João e Nilce, por sempre me incentivarem a estudar, a minha irmã Caroline e minha namorada Cíntia, que sempre me apoiaram e acreditaram em mim.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

À Deus, por estar sempre presente na minha vida, iluminando meu caminho e me dando forças para seguir sempre em frente.

Aos meus pais, Nilce e João, e minha irmã, Caroline, por todo amor, dedicação, afeto, apoio e incentivo em todos os momentos da minha vida.

À minha namorada Cíntia, pela compreensão e paciência infinitas, pelo carinho e amor, que muitas vezes me confortaram nos momentos mais difíceis da construção desse trabalho.

Ao meu amigo e orientador, prof. Dr. Itamar Ferreira, pela confiança depositada, pelos valiosos ensinamentos e por ter me mostrado os caminhos a serem seguidos.

A todos os professores do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA/FEM/UNICAMP), que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho. Em especial ao prof. Dr. Rubens Caram Junior por disponibilizar os equipamentos de seu laboratório.

A todos os professores da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” (FEIS/UNESP) pelos ensinamentos durante a graduação que serviram de base para o Mestrado. Em especial ao prof. Dr. Daniel Yvan Martin Delforge, do Departamento de Engenharia de Materiais e Processos de Fabricação, por me incentivar a seguir com os estudos.

A todos os amigos da república HCC de Ilha Solteira, que foram muito importantes durante minha graduação e continuam fazendo parte da minha vida.

Aos amigos de longa data, Arthur, Bruno, Daniel, Marcelinho e Rafael, por tornarem os dias mais divertidos. Em especial ao Ademir pela receptividade quando mais precisei.

Aos colegas do departamento, Danielle, Sandra e Fabiano, e aos demais colegas da FEM/UNICAMP pela convivência e companheirismo. Em especial ao colega Carmo pelas valiosas discussões técnicas e pela ajuda nas técnicas de caracterização microestrutural.

A todos os funcionários da FEM/UNICAMP, especialmente ao José Luiz do Laboratório de Propriedades Mecânicas, pela paciência, disposição e pelas boas conversas durante a realização dos ensaios.

À NHK Fastener do Brasil, pelo auxílio financeiro e de materiais, pela paciência e apoio sem os quais este trabalho não seria possível. Em especial para o Sr. Roberto e Sr. Sueo pelo pronto atendimento quando solicitados.

*“A mente que se abre a uma nova idéia jamais
voltará ao seu tamanho original”
(Albert Einstein)*

Resumo

MARCELO, André Luiz, *Propriedades de Fadiga de Parafusos de Alta Resistência Mecânica*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 118 p. Dissertação (Mestrado).

Parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 10.9) fabricados com dois aços de origens diferentes são utilizados para investigar a influência da temperatura de revenido, da seqüência do processo de fabricação (laminação da rosca antes e após o tratamento térmico) e da quantidade de inclusões contidas no aço, no limite de fadiga e também qual o critério de falha por fadiga existente na literatura que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Parafusos M8 com rosca grossa foram divididos em sete grupos diferentes, três fabricados com aço nacional (AISI 4135) e tratados termicamente após laminação da rosca com temperaturas de revenido 490, 520 e 550 °C, e quatro fabricados com aço japonês (SCM 435H), porém, desses quatro grupos, três foram idênticos aos fabricados com aço nacional e um último grupo teve a rosca laminada após tratamento térmico, com temperatura de revenido de 550 °C. Nesses grupos foram realizadas análises metalográficas e de micro-inclusões, ensaios de tração, microdureza Vickers e fadiga e, por último, uma análise fratógráfica dos parafusos que falharam durante o ensaio de fadiga, utilizando microscopia eletrônica de varredura. Os ensaios de fadiga foram realizados com pré-carga constante de 700 MPa, razão de carga por volta de 0,8, e utilizando o método estatístico “*staircase*” para a determinação do limite de fadiga. Além disso, foram realizados alguns ensaios de fadiga adicionais, com baixa razão de carga, $R = 0,1$, para um grupo específico, com a finalidade de analisar os critérios de falha por fadiga já existentes. A análise metalográfica revelou que em todos os grupos a microestrutura característica foi martensita revenida e a única diferença foi encontrada no grupo com laminação da rosca após tratamento térmico que apresentou linhas de laminação muito bem definidas nos contornos dos filetes da rosca. A análise de micro-inclusões mostrou que o aço nacional possui uma quantidade de inclusões muito superior ao aço japonês. Os ensaios de microdureza e de tração revelaram que os parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico possuem níveis de resistência mecânica inferior somente aos grupos revenidos a 490 °C. Todos os grupos com laminação da rosca antes do tratamento térmico apresentaram praticamente o mesmo limite de resistência à fadiga, mostrando que, neste caso, variações de até 60 °C no tratamento de revenido não interferiram no limite de fadiga. Por outro lado, o grupo com laminação da rosca após tratamento térmico apresentou um limite de fadiga de aproximadamente 9% superior ao grupo tratado nas mesmas condições, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Esta melhora está relacionada ao alinhamento dos grãos nos contornos dos filetes da rosca e à introdução de tensões residuais de compressão na superfície da rosca. Com os ensaios de fadiga adicionais, foi possível mostrar que o critério que mais se ajusta a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca após tratamento térmico é o VDI 2230, que apresenta uma tensão alternada constante independente da razão de carga.

Palavras Chave

- Fadiga, Parafuso, Pré-carga, Inclusão, Temperatura de Revenido, Razão de Cargas

Abstract

MARCELO, André Luiz, *Fatigue Properties of High Strength Bolts*, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, University of Campinas, 2008. 118 p. Dissertation (Master of Science).

High strength bolts, class ISO 10.9, were manufactured with two different steels in order to investigate the influence of tempering temperature, the sequence of manufacture process (threads rolled before and after heat treatment), and the inclusions amount contained in steels, in the bolt fatigue behavior and also what criterion of fatigue failure existent in literature is the best for application on high strength bolts with the threads rolling before heat treatment. M8 bolts with coarse threads were separated in seven different groups, three manufactured with Brazilian steel (AISI 4135) and heat treated, after the process of thread rolling, with tempering temperatures of 490, 520, and 550 °C, and four groups were manufactured with Japanese steel (SCM 435H), however, three groups were identical of the bolts manufactured with national steel and a last one group had the threads rolled after heat treatment with tempering temperature of 550 °C. In all groups were carried out metallographic and inclusion analyses, tension, microindentation hardness, and fatigue tests, and a fractographic analysis of bolts failed in the fatigue tests, using a scanning electron microscope. The fatigue tests were carried out with constant preload of 700 MPa, stress ratio about 0.8, and it was used the staircase statistical method for determine the fatigue limit. Besides, additional fatigue tests were carried out, with low stress ratio ($R = 0.1$), in order to analyze the existents criteria of fatigue failure. The results of metallographic analysis showed that the characteristic microstructure in all groups was tempered martensite and the only difference between the groups was the alignment of the grains around the root of the thread that occurred in the group which was heat treated before the threads rolling. The inclusion analysis revealed that the Brazilian steel has an amount of inclusions very superior than Japanese steel. The tension and microindentation hardness tests showed that the bolts with threads rolling after heat treatment have strength level lower than solely the groups tempered at 490 °C. All the groups with threads rolling before heat treatment presented practically the same fatigue limit. It shows that variations of up to 60 °C in the tempering temperature don't interfere in the fatigue limit. On the other hand, the group with threads rolling after heat treatment presented fatigue limit approximately 9% superior than the group treated in the same conditions, however with threads rolling before heat treatment. This improve is related with the alignment of the grains around the root of the thread and the introduction of residual compressive stress near the surface of the bolts. With the results of the additional fatigue tests, it was possible to analysis some criteria of fatigue failure and show that the best criterion of failure, existent in the literature, for high strength bolts with thread rolling after heat treatment is the VDI 2230, which presents a constant alternating stress independently of the stress ratio.

Key Words

- Fatigue, Bolt, Preload, Inclusion, Tempering Temperature, Stress Ratio

Sumário

Lista de Figuras.....	iv
Lista de Tabelas.....	x
Nomenclatura.....	xiv
1- Introdução e objetivos.....	1
2- Revisão bibliográfica.....	4
2.1- Fadiga dos metais.....	4
2.1.1- Aspectos gerais.....	4
2.1.2- Determinação do limite de resistência à fadiga.....	8
2.1.2.1- Determinação experimental.....	8
2.1.2.2- Determinação teórica.....	11
2.1.3- Efeito da razão de carga na fadiga.....	15
2.1.4- Efeito de concentradores de tensões na fadiga.....	19
2.1.5- Efeito dos fatores associados ao processo de fabricação na fadiga.....	20
2.1.5.1- Trabalho a frio (encruamento).....	20
2.1.5.2- Conformação plástica.....	23
2.1.5.3- Tratamento térmico.....	23
2.1.5.4- Endurecimento superficial.....	24
2.1.5.5- Eletrodeposição.....	25
2.1.6- Influência de variáveis metalúrgicas na fadiga.....	26
2.1.6.1- Acabamento superficial.....	26

2.1.6.2- Microestrutura.....	27
2.1.6.3- Defeitos superficiais.....	27
2.1.6.4- Defeitos no núcleo e sub-superficiais, heterogeneidades e anisotropia.....	27
2.2- Parafusos metálicos.....	29
2.2.1- Influência da rosca na resistência à fadiga de parafusos.....	29
2.2.2- Influência do processo de fabricação da rosca.....	31
2.2.3- Influência do tipo de conexão parafuso/porca.....	34
2.2.4- Influência da instalação do parafuso na resistência à fadiga.....	35
2.2.5- Seleção de materiais e suas propriedades para parafusos.....	35
2.2.6- Inovações nos materiais utilizados em parafusos.....	37
3. Materiais e métodos.....	42
3.1- Materiais.....	42
3.1.1- Condições microestruturais dos parafusos.....	43
3.2- Análise microestrutural por microscopia óptica (MO).....	45
3.2.1- Caracterização de fases.....	45
3.2.2- Caracterização das micro-inclusões.....	45
3.3- Ensaio mecânicos básicos.....	46
3.3.1- Ensaio de tração.....	46
3.3.2- Ensaio de microdureza Vickers.....	49
3.4- Ensaio de fadiga axial.....	49
3.5- Análise da superfície de fratura.....	51
4- Resultados e discussão.....	52
4.1- Análise da composição química.....	52
4.2- Análise microestrutural por microscopia óptica (MO).....	53
4.2.1- Caracterização de fases.....	53
4.2.2- Caracterização das micro-inclusões.....	58
4.3- Ensaio mecânicos básicos.....	60

4.3.1- Ensaio de tração.....	60
4.3.2- Ensaio de microdureza Vickers.....	66
4.4- Ensaio de fadiga axial.....	68
4.5- Análise da superfície de fratura.....	75
5. Conclusões e sugestões para próximos trabalhos.....	79
5.1- Conclusões.....	79
5.2- Sugestões para próximos trabalhos.....	82
Referências bibliográficas.....	83
Anexo I- Desenhos dos dispositivos utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	89
Anexo II- Análise metalográfica de todas as condições analisadas.....	94
Anexo III- Resultados individuais de todos os ensaios de fadiga axial.....	102
Anexo IV- Análise fratográfica de todas as condições analisadas.....	111

Lista de Figuras

2.1-	Superfícies de fratura por fadiga observada no MEV. (a) aspecto macroscópico revelando a região de propagação da trinca (região P) e a região de fratura final (região F) em um aço API 5L X65 e (b) aspecto microscópicos da região de propagação da trinca revelando a presença de estrias de fadiga em uma liga Al-6Zn-1,6Cu (Giordani, 1997).....	7
2.2-	Curvas típicas de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos (Dieter, 1988).....	8
2.3-	Exemplo de uma tensão senoidal flutuante (Shigley et al., 2004).....	15
2.4-	Influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha (Dieter, 1988).....	17
2.5-	Diagrama de fadiga com alguns critérios de falha (Shigley et al., 2004).....	17
2.6-	Gradiente de tensão de uma viga simples: (a) flexão, sem tensões residuais, (b) tensão residual, sem flexão, (c) tensão residual com flexão (Madayag, 1969; Dieter, 1988).....	21
2.7-	Efeito do aquecimento, por uma hora, de parafusos fabricados com aço AISI 8740, após trabalho a frio, nas propriedades de fadiga (Madayag, 1969).....	22
2.8-	Limite de resistência à fadiga de aços liga em função da dureza Rockwell C (Dieter, 1988).....	24
2.9-	Efeito da laminação a frio dos filetes de parafusos fabricados com aço tratado termicamente para um mínimo de 860 MPa (Madayag, 1969).....	32

2.10-	Efeito da laminação da rosca antes e após o tratamento térmico em parafusos com limite de resistência à tração de aproximadamente 1.500 MPa (Madayag, 1969).....	32
3.1-	Fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho.....	43
3.2-	Desenho dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração dos fios-máquinas. Dimensões em mm.....	47
3.3-	Esquema dos corpos-de-prova usinados a partir de um parafuso. Dimensões em mm.....	48
3.4-	Fotografias (a) da máquina de ensaios MTS e (b) do dispositivo, utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	50
3.5-	Fotografia do microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises fractográficas.....	51
4.1-	Micrografia do fio-máquina de aço AISI 4135, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.....	54
4.2-	Micrografia do fio-máquina de aço SCM 435H, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.....	54
4.3-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.....	55
4.4-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT). Ataque com Nital 2%.....	56
4.5-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.....	57
4.6-	Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.	57

4.7-	Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina nacional mostrando as inclusões características encontradas neste material.....	59
4.8-	Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina importado mostrando as inclusões características encontradas neste material.....	60
4.9-	Resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos-de-prova usinados a partir dos diferentes fios-máquinas.....	61
4.10-	Resultados dos ensaios de tração, em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Cada curva representa uma média de cinco ensaios.....	63
4.11-	Fotografia de um dos corpos-de-prova, usinados a partir de parafusos, utilizados nos ensaios de tração.....	64
4.12-	Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, de todas as condições estudadas. Cada curva presente no gráfico representa uma média de três ensaios.....	65
4.13-	Variação do limite de resistência à fadiga, baseado na máxima carga, para 10^6 ciclos, em função da variação da temperatura de revenido e conseqüentes níveis de dureza, utilizando uma alta pré-carga (700 MPa).....	70
4.14-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	72
4.15-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	73
4.16-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	73
4.17-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	74

4.18-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	74
4.19-	Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	75
4.20-	Superfície de fratura de um dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga do grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	76
4.21-	(a) Micromecanismo de fratura por fadiga encontrado na região de propagação estável da trinca e (b) micromecanismo de fratura alveolar (“ <i>dimples</i> ”) observado na região de propagação instável da trinca de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	77
4.22-	Fratografia, de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), mostrando a região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga e a região de fratura final.....	78
A.1.1-	Desenho dos dispositivos de fixação utilizados nos ensaios de fadiga axial.....	90
A.1.2-	Desenho da parte A do dispositivo de fixação superior.....	91
A.1.3-	Desenho da parte B do dispositivo de fixação superior.....	92
A.1.4-	Desenho do dispositivo de fixação inferior.....	93
A.2.1-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.....	95
A.2.2-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520). Ataque com Nital 2%.....	96

A.2.3-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550). Ataque com Nital 2%.....	97
A.2.4-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490). Ataque com Nital 2%.....	98
A.2.5-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520). Ataque com Nital 2%.....	99
A.2.6-	Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550). Ataque com Nital 2%.....	100
A.2.7-	Figura A.1.7 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT). Ataque com Nital 2%.....	101
A.4.1-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	112
A.4.2-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	113
A.4.3-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	114
A.4.4-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	115

A.4.5-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	116
A.4.6-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	117
A.4.7-	Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT).....	118

Lista de Tabelas

2.1-	Valores médios da relação entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração (S'_f / S_t) para diferentes microestruturas (Shigley et al., 2004).....	11
2.2-	Parâmetros do fator de modificação da condição superficial (k_a) (Shigley et al., 2004).....	13
2.3-	Fatores de confiabilidade (k_e) (Shigley et al., 2004).....	14
2.4-	Fatores concentradores de tensão em fadiga (K_f) (Juvinall & Marshek, 1991).....	20
2.5-	Influência das inclusões no limite de resistência à fadiga do aço SAE 4340 (Dieter, 1988).....	29
2.6-	Propriedades mecânicas para parafusos (ISO 898-1, 1999).....	37
2.7-	Composições químicas para as classes de parafusos de aço (ISO 898-1, 1999).....	38
3.1-	Composições químicas nominais dos aços utilizados neste trabalho (% em peso) (ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel, 1993).....	43
3.2-	Detalhes dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.....	44
4.1-	Composição química dos principais elementos dos aços AISI 4135 e SCM 435H produzidos pela Belgo Bekaert Arames S.A. e O&K Company Limited, respectivamente.....	52
4.2-	Resultados da contagem de micro-inclusões conforme ASTM E45 (2005) para os dois aços estudados. Os valores apresentados representam uma média das três amostras de cada material.....	58

4.3-	Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os dois fios-máquinas fabricados com aços diferentes.....	62
4.4-	Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, de corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, de todas as condições estudadas, com exceção da I550 LATT, e as especificações da norma ISO 898-1 (1999) para as classes de parafusos 10.9 e 12.9. Os valores apresentados representam uma média \pm desvio padrão de cinco ensaios.....	64
4.5-	Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, em termos do limite de resistência à tração.....	66
4.6-	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados na região central da seção longitudinal dos parafusos e dos fios-máquinas. Cada valor de microdureza está representado por uma média e um desvio padrão de três ensaios.....	67
4.7-	Limite de resistência à fadiga médio e desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos de todas as condições estudadas, utilizando pré-carga fixa de 700 MPa.....	68
4.8-	Estimativa do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos do grupo N490 utilizando razão de carga fixa $R = 0,1$	71
A.3.1-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	103
A.3.2-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	103
A.3.3-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).....	104
A.3.4-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	104

A.3.5-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).....	105
A.3.6-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa).....	105
A.3.7-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).....	106
A.3.8-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	106
A.3.9-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).....	107
A.3.10-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	107
A.3.11-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).....	108
A.3.12-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	108

A.3.13-	Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT).....	109
A.3.14-	Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).....	109
A.3.15-	Resultado dos ensaios adicionais de fadiga axial realizados com razão de cargas $R = 0,1$ nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).....	110
A.3.16-	Número de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios adicionais de fadiga axial com razão de cargas $R = 0,1$	110

Nomenclatura

Letras Latinas

A – Alongamento até a fratura	[%]
A – Soma da coluna IV da tabela montada durante ensaio de fadiga	
B – Soma da coluna V da tabela montada durante ensaio de fadiga	
d – Incremento utilizado no ensaio de fadiga	[N]
d – Diâmetro externo do parafuso	[mm]
N – Número de ciclos até a fratura	
N - Número total de eventos com a menor frequência durante o ensaio de fadiga	
R – Razão de cargas	
S – Amplitude de tensão cíclica	[MPa]
Z – Redução de área	[%]

.....

Letras Gregas

δ – Desvio padrão	
σ_a – Tensão alternada	[MPa]
σ_m – Tensão média	[MPa]
σ_{max} – Tensão máxima	[MPa]
σ_{min} – Tensão mínima	[MPa]
σ_R – Tensão residual	[MPa]

Abreviações

A_i	– Área inicial da secção transversal da parte útil do corpo-de-prova de tração	[mm ²]
A_f	– Área final da secção transversal da parte útil do corpo-de-prova de tração	[mm ²]
°C	– Graus Celsius (centígrados)	
CP	– Corpo-de-prova	
CST	– Corrosão sob tensão	
$F_{máx}$	– Força máxima	[N]
FMR	– Fragilização da martensita revenida	
HB	– Número de dureza Brinell	
HRC	– Número de dureza Rockwell, escala C	
HV	– Número de dureza Vickers	
I490	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 490 °C	
I520	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 520 °C	
I550	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado e revenidos a 550 °C	
I550 LATT	– Grupo de parafusos fabricados com aço importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após tratamento térmico	
k_a	– Fator de modificação da condição superficial	
k_b	– Fator de modificação do tamanho	
k_c	– Fator de modificação do tipo de carregamento	
k_d	– Fator de modificação da temperatura	
k_e	– Fator de confiabilidade	
k_f	– Fator de modificação de efeitos diversos	
K_f	– Fator concentração de tensão em fadiga	
l_i	– Comprimento inicial entre as marcas do corpo-de-prova de tração, na região útil	[mm]
l_f	– Comprimento final entre as marcas do corpo-de-prova de tração, na região útil	[mm]
LR	– Laminação da rosca do parafuso	
LVDT	– “ <i>Linear variable differential transformer</i> ”	
MEV	– Microscopia eletrônica de varredura ou microscópio eletrônico de varredura	

MO	– Microscopia óptica ou microscópio óptico	
N490	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 490 °C	
N520	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 520 °C	
N550	– Grupo de parafusos fabricados com aço nacional e revenidos a 550 °C	
S_a	– Tensão alternada permitida em projeto	[MPa]
S_m	– Tensão média permitida em projeto	[MPa]
S_e	– Limite de escoamento	[MPa]
S_t	– Limite de resistência à tração	[MPa]
S_f	– Limite de resistência à fadiga	[MPa]
\bar{S}_f	– Limite de resistência à fadiga médio	[MPa]
S'_f	– Limite de resistência à fadiga para corpos-de-prova submetidos ao ensaio da barreta rotativa	[MPa]
S_0	– O menor nível de tensão no qual o evento com a menor frequência ocorreu durante o ensaio de fadiga	[N]
TT	– Tratamento térmico	
UNRF	– “ <i>Unified National Round Fine</i> ”	
UNRC	– “ <i>Unified National Round Coarse</i> ”	

.....

Siglas

- AISI** – “*American Iron and Steel Institute*”
- ASTM** – “*American Society for Testing and Materials*”
- CT** – Centro de Treinamento da UNICAMP
- IFI** – “*Industrial Fasteners Institute*”
- ISO** – “*International Organization for Standardization*”
- SAE** – “*Society of Automotive Engineers*”
- VDI** – “*Verein Deutsche Ingenieure*”

Capítulo 1

Introdução e Objetivos

Os modernos fixadores com rosca tiveram sua origem no prego metálico e no parafuso que datam de aproximadamente 3000 a.C. e 300 a.C., respectivamente. Embora os parafusos fossem utilizados para prover carga de aperto constante (por exemplo, em obras arquitetônicas de ferro) por volta de 1200 d.C., pregos e rebites permaneceram, sem dúvida, sendo os tipos mais importantes de fixadores mecânicos até o começo do século XIX (McBain & Uhlig, 1985).

No início do século XIX, a maioria das roscas dos parafusos era fabricada manualmente utilizando um jogo de tarraxas e cossinetes. Após 1840, foram introduzidos nos Estados Unidos os tornos mecânicos e tornos revólveres especializados na fabricação de roscas em parafusos e em 1861 foi inventada um came capaz de controlar automaticamente um torno mecânico para usinar parafusos a partir de uma barra metálica. A laminação da rosca foi patenteada em 1831 e embora tenha sido utilizada comercialmente desde 1860, as roscas laminadas eram de baixa qualidade. Esta baixa qualidade era resultado da falta de rigidez das máquinas, das ferramentas imprecisas e da baixa qualidade dos aços e ferros forjados, os quais causavam falhas da rosca (McBain & Uhlig, 1985).

O avanço tecnológico no século XX foi rápido. Nos Estados Unidos, em 1920, foram produzidas máquinas capazes de forjar a quente 200 parafusos por minuto. Por volta de 1940, máquinas automáticas de alta velocidade, que antes eram alimentadas com barras para forjamento a quente, passaram a utilizar o fio-máquina com forjamento a frio. Assim, foi possível construir máquinas que forjam até 600 peças por minuto (McBain & Uhlig, 1985).

Os parafusos possuem um papel muito importante no desempenho das máquinas. A maioria desses parafusos está sujeita a carregamento flutuante, levando ao fenômeno, muito bem conhecido, da fadiga que é o responsável pela maioria das falhas prematuras em parafusos. Existem diversos parâmetros que alteram o desempenho do parafuso, tais como: o passo da rosca, o ângulo da rosca, o raio da raiz da rosca e o material (Majzoobi et al., 2005).

Do ponto de vista do material, podemos dizer que, de uma maneira geral, quanto maior o nível de resistência mecânica, maior será a resistência à fadiga (Yang et al., 2004). No entanto, esta relação da resistência mecânica com a resistência à fadiga possui um limite, ou seja, a partir de um determinado valor de resistência mecânica, a resistência à fadiga começa a diminuir com o aumento da resistência mecânica (Dieter, 1988).

Embora a rosca dos parafusos possa ser fabricada por usinagem, a laminação é preferida devido a seu baixo custo, economia de material e propriedades mecânicas superiores, principalmente a resistência à fadiga (Dotson et al., 2002).

A literatura sobre fadiga em parafusos com rosca laminada antes e após o tratamento térmico é contraditória. Em muitos casos, os ensaios de fadiga axial foram realizados com razão de cargas (R) igual a 0,1, o que não representa uma condição de pré-carga desejável, já que os parafusos de alta resistência mecânica são utilizados com alta pré-carga e, conseqüentemente, alta razão de cargas. Sob baixas razões de cargas, um aumento significativo na resistência à fadiga geralmente ocorre. Estes resultados benéficos, geralmente, têm sido extrapolados para altas razões de cargas sem verificação. No entanto, algumas pesquisas sugerem que os benefícios devido à laminação da rosca após tratamento térmico serão reduzidos significativamente para altas razões de cargas. Essa redução pode estar associada a um alívio da tensão residual superficial decorrente da alta pré-carga (Stephens et al., 2006).

Sob esta incerteza, a indústria de parafusos tende a preferir a laminação da rosca antes do tratamento térmico, de forma que a vida da matriz de laminação é maximizada e os custos minimizados. Além disso, laminar a rosca dos parafusos após o tratamento térmico completo

resulta em uma substituição mais freqüente das matrizes nas máquinas de laminação, reduzindo as taxas de produção e aumentando os custos (Kephart, 2006).

Diante da necessidade constante da otimização das propriedades mecânicas, principalmente da resistência à fadiga, dos parafusos de alta resistência mecânica, este trabalho tem por objetivos:

- a) Caracterizar e analisar a influência da temperatura de revenido, da seqüência dos processos de fabricação (laminação da rosca antes e após o tratamento térmico) e da quantidade de micro-inclusões contidos na matéria-prima, na microestrutura (por microscopia óptica), nas propriedades mecânicas básicas (ensaios de dureza e tração) e, principalmente, no limite de resistência à fadiga axial de parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 10.9), fabricados com dois aços diferentes: AISI 4135 (nacional) e SCM 435H (importado);
- b) Analisar qual critério de falha por fadiga existente na literatura é mais adequado para ser utilizado em parafusos de alta resistência mecânica, quando laminados antes do tratamento térmico;
- c) Estudar os micromecanismos de falha por fadiga dos parafusos utilizados, com a intenção de verificar a possibilidade de fragilização metalúrgica gerada pelos tratamentos térmicos aplicados, bem como, para conhecer o micromecanismo de fratura por fadiga característico desses parafusos, nas condições específicas deste trabalho.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 Fadiga dos metais

2.1.1 Aspectos gerais

A descoberta do fenômeno da fadiga ocorreu no século XIX quando muitas investigações na Europa observaram que pontes e componentes ferroviários estavam trincando quando submetidos a carregamento cíclico. Com o passar do século e com a expansão do uso de metais, devido ao aumento do uso de máquinas, mais e mais falhas de componentes submetidos a carregamento cíclico foram registradas, o que estimulou a necessidade de se desenvolver procedimentos de projeto que pudessem prevenir falhas provenientes de carregamentos cíclicos para todos os tipos de equipamentos. Esta atividade se intensificou na metade do século XIX e prevalece até os dias de hoje. Embora já tenham sido obtidos muitos progressos, desenvolver procedimentos de projeto para prevenir a falha decorrente da aplicação com carregamentos cíclicos é ainda uma tarefa muito difícil (Hoepfner, 1996).

Consta na norma ASTM E 1823 (2007) que **fadiga** é o processo de alteração estrutural permanente, localizada e progressiva que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto ou pontos do material e que podem culminar em trincas ou fratura completa após um número de flutuações suficientes.

Segundo Dieter (1988), desde 1830 é conhecido o fato de que um metal submetido a tensões cíclicas romperá a uma tensão inferior àquela necessária para ocasionar fratura devido à aplicação de carga estática (carregamento monotônico). Atualmente pode-se dizer que o fenômeno da fadiga está envolvido em pelo menos 90% das falhas mecânicas.

O critério para que ocorra falha por fadiga envolve a ação conjunta de três fatores, sendo que se não existir um destes três fatores não ocorre fadiga (Dieter, 1988). São eles:

- tensão normal de tração suficientemente alta;
- flutuação da tensão aplicada;
- quantidade de ciclos, da tensão aplicada, suficiente.

Em uma superfície de fratura por fadiga, é possível observar duas zonas, nomeadas: zona de fadiga e zona de ruptura. A zona de fadiga é a área de propagação estável da trinca e a área de fratura final é chamada zona de ruptura, como pode ser observado na Figura 2.1(a). Além disso, o tamanho relativo da zona de ruptura comparada com a zona de fadiga relata o grau de sobrecarga aplicado na estrutura. O grau de ruptura pode ser mencionado como: alta sobrecarga se a área da zona de fadiga é muito pequena comparada com a área da zona de ruptura; média sobrecarga se o tamanho da área de ambas as zonas forem praticamente iguais e baixa sobrecarga se a área da zona de ruptura é muito pequena (Madayag, 1969).

A seqüência de eventos que constituem a falha por fadiga pode ser convenientemente dividida em quatro estágios distintos (Martin & Talbot, 1981):

1. *Nucleação da trinca* – inclui o desenvolvimento inicial dos danos causados pelo carregamento cíclico, os quais podem ser removidos por meio de tratamentos térmicos adequados. O aspecto característico durante essa fase é a formação de bandas de deslizamento persistentes, ou seja, regiões do metal que sofrem deformações altamente localizadas (Martin & Talbot, 1981). De maneira geral uma trinca por fadiga tem início numa superfície livre, sendo que nas raras oportunidades em que uma trinca por fadiga principia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida (Dieter, 1981).

Uma explicação para isso talvez esteja no fato da deformação plástica ser mais fácil na superfície do material;

2. *Crescimento das trincas em bandas de deslizamento* – envolve o aprofundamento da trinca inicial nos planos com altas tensões de cisalhamento. Este estágio é frequentemente chamado de estágio I do crescimento da trinca. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 tamanhos de grão, não sendo visíveis a olho nu. A taxa de propagação é da ordem de ângstrons por ciclo (Martin & Talbot, 1981). Este estágio, juntamente com a fase de nucleação da trinca, compreende a maior parte da vida em fadiga em alto ciclo de componentes ou corpos-de-prova, podendo chegar a 90% da vida (Dieter, 1988);
3. *Crescimento da trinca em planos de altas tensões de tração* – envolve o crescimento de uma trinca bem definida na direção normal à tensão normal máxima. Este estágio é normalmente chamado de estágio II do crescimento da trinca. Ao contrário da etapa inicial de propagação (estágio I de propagação da trinca), esta etapa apresenta uma morfologia característica definida macroscopicamente como uma região lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca, como mostrado na Figura 2.1(a). Microscopicamente, a presença de estrias, principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, caracteriza essa etapa [Figura 2.1(b)] (Hertzberg, 1996; Dieter, 1988). As estrias são resultantes de sucessivos avanços da ponta da trinca (Martin & Talbot, 1981). A presença de estrias define, sem dar margem a dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade da fratura por fadiga (Dieter, 1988);
4. *Ruptura final* – ocorre quando a trinca atinge um comprimento tal que a secção transversal resistente do espécime não mais suporta a carga. A superfície de fratura macroscópica correspondente a este estágio se caracteriza por uma região áspera, como ilustrado na Figura 2.1(a). Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode ou não apresentar evidências de deformações plásticas (Bresciani, 1991), semelhantes aos micromecanismos de fratura observados em corpos-de-prova lisos, submetidos a ensaios

de tração monotônico, ou seja, alveolar (“*dimples*”), clivagem, quase-clivagem e intergranular.

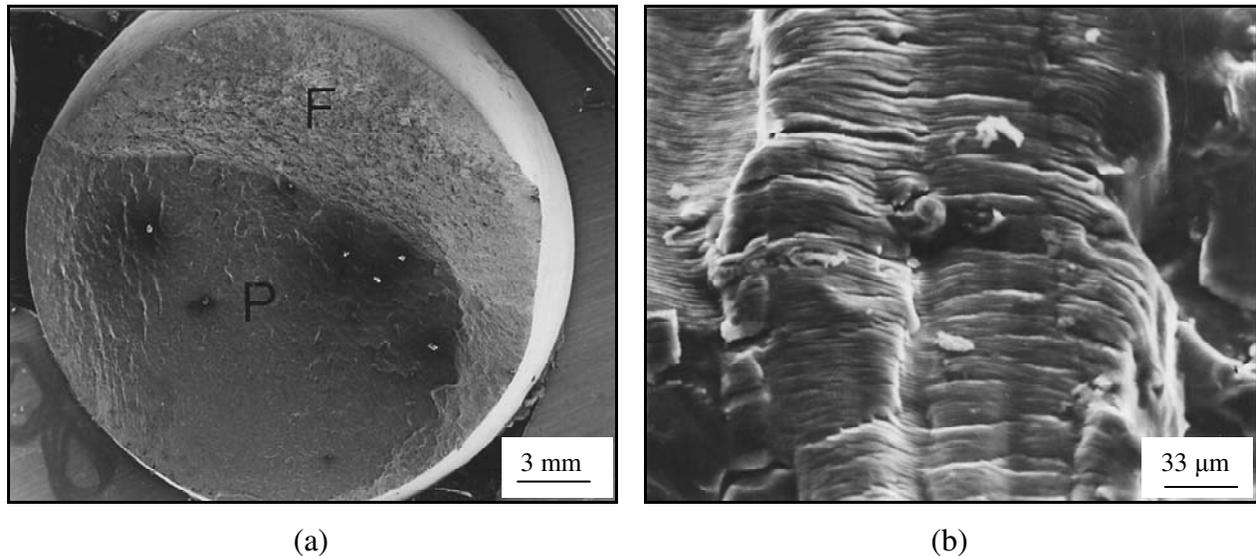


Figura 2.1 - Superfícies de fratura por fadiga observada no MEV. (a) aspecto macroscópico revelando a região de propagação da trinca (região P) e a região de fratura final (região F) em um aço API 5L X65 e (b) aspecto microscópicos da região de propagação da trinca revelando a presença de estrias de fadiga em uma liga Al-6Zn-1,6Cu (Giordani, 1997).

A base de apresentação de resultados experimentais de fadiga em alto ciclo é feita por meio da “curva S-N” ou “curva de Wöhler”, na qual são plotados a amplitude de tensão cíclica (S) na ordenada e o logaritmo do número de ciclos até a fratura (N) na abcissa, como mostra a Figura 2.2 (Dieter, 1988).

Para alguns materiais importantes de engenharia, tais como aço e titânio, a curva S-N se torna horizontal para um determinado nível de tensão. Abaixo deste nível de tensão, que é chamado de limite de resistência à fadiga, o material presumivelmente pode resistir um número infinito de ciclos sem falhar. A maioria dos metais não ferrosos, tais como ligas de alumínio, magnésio e cobre, não possui um limite de resistência à fadiga verdadeiro porque as curvas S-N nunca se tornam horizontais. Em alguns casos, é comum atribuir o limite de resistência à fadiga para um número de ciclos arbitrado, como por exemplo, 10^8 ciclos (Dieter, 1988).

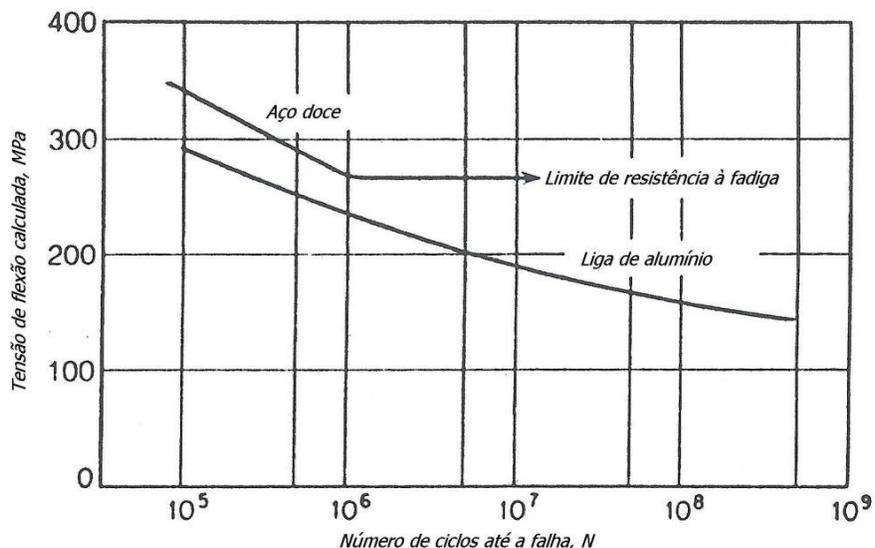


Figura 2.2 - Curvas típicas de fadiga para metais ferrosos e não ferrosos (Dieter, 1988).

2.1.2 Determinação do limite de resistência à fadiga

2.1.2.1 Determinação experimental

Um método de ensaio muito útil para determinar a média e a variação do limite de resistência à fadiga é o método escada.

Para executar este método de ensaio, um grupo de pelo menos 15 corpos-de-prova é selecionado para avaliar o limite de resistência à fadiga. O primeiro corpo-de-prova é ensaiado em um nível de tensão um pouco maior do que o limite de resistência à fadiga estimado. Se o primeiro corpo-de-prova falhar antes de atingir o número de ciclos previamente determinado, geralmente entre 10^6 e 10^7 , o nível de tensão é diminuído por um incremento pré-selecionado e o segundo corpo-de-prova é ensaiado com este novo nível de tensão (menor). Por outro lado, se o primeiro corpo-de-prova não romper até o número especificado de ciclos, deve-se aumentar o nível de tensão por um incremento pré-selecionado e o segundo corpo-de-prova é ensaiado com este novo nível de tensão (maior). O ensaio é continuado desta maneira, diminuindo ou aumentando o nível de tensão quando ocorre ou não fratura, respectivamente. Assim, este método de ensaio tende a centrar no valor médio de falha (Collins, 1993).

Embora os detalhes do desenvolvimento deste método estejam além do interesse deste trabalho, o método é simples e fácil de usar. Segundo Collins (1993), os procedimentos para analisar os dados deste método são:

1. Estimar o limite de resistência à fadiga (S_f) do componente;
2. Estimar o desvio padrão (δ) para o material, baseado na experiência;
3. Ensaia o primeiro corpo-de-prova em um nível de tensão $S_f + d$, na qual d é o incremento a ser utilizado. Geralmente utiliza-se um incremento próximo a um desvio padrão. Continue o ensaio neste nível de tensão até que o corpo-de-prova falhe ou não falhe em um número de ciclos previamente especificado;
4. Se o primeiro corpo-de-prova romper, o segundo corpo-de-prova deve ser ensaiado com um nível de tensão diminuído do valor do incremento. Por outro lado, se o primeiro corpo-de-prova não romper, o segundo corpo-de-prova deve ser ensaiado com um nível de tensão aumentado do valor do incremento;
5. Continuar os ensaios até que sejam ensaiados de 15 a 30 corpos-de-prova;
6. Após o término dos ensaios, verificar qual o evento, de falhas ou não falhas, que possui a menor frequência. Somente o evento de menor frequência é utilizado na análise;
7. Construir uma tabela com os dados da seguinte maneira: na coluna I liste todos os níveis de tensões utilizados pelo evento de menor frequência. Na coluna II, o número 0 é atribuído ao menor nível de tensão, 1 é atribuído ao segundo menor nível de tensão, e assim sucessivamente até que todos os níveis de tensão sejam numerados. Na coluna III, liste o número de vezes que o evento ocorreu para cada nível de tensão. Na coluna IV, insira o produto da coluna II com a coluna III. Na coluna V, insira o produto da coluna II com a coluna IV;

8. Somar a coluna IV e atribuir a esta soma a letra A. Somar também a coluna V e atribuir a esta soma a letra B;
9. Calcular o limite de resistência à fadiga médio para o número de ciclos especificado, conforme a Equação (2.1):

$$\bar{S}_f = S_0 + d \left[\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right] \quad (2.1)$$

na qual, \bar{S}_f = o limite de resistência à fadiga médio para o número de ciclos especificado;

S_0 = o menor nível de carregamento no qual o evento com a menor frequência ocorreu;

d = incremento;

N = número total de eventos com a menor frequência;

A = soma definida no passo 8.

O sinal de mais (+) é utilizado quando o evento com menor frequência é a de não fratura do corpo-de-prova e o sinal de menos (-) é utilizado quando o evento de menor frequência é a de fratura;

10. Calcular o desvio padrão segundo a Equação (2.2):

$$\begin{cases} \delta = 1,62 \cdot d \left[\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right] & \text{se } \frac{NB - A^2}{N^2} \geq 0,3 \\ \delta = 0,53 \cdot d & \text{se } \frac{NB - A^2}{N^2} < 0,3 \end{cases} \quad (2.2)$$

na qual, δ = desvio padrão;

d = incremento;

N = número total do evento de menor frequência;

A, B = somas definidas no passo 8.

2.1.2.2 Determinação teórica

Segundo Shigley et al. (2004), a determinação do limite de resistência à fadiga por meio de ensaios de fadiga se tornou rotineiro, embora sejam ensaios longos. No entanto, algumas vezes é necessário um método rápido de estimar o limite de resistência à fadiga para um determinado componente.

Mischke (1987) analisou uma grande quantidade de resultados de ensaios de fadiga de diversas fontes e concluiu que o limite de resistência à fadiga pode, de fato, ser relacionado com o limite de resistência à tração. Para aços, a relação do limite de resistência à fadiga com o limite de resistência à tração é dada pela Equação (2.3).

$$S'_f = \begin{cases} 0,504 \cdot S_t & \text{quando } S_t \leq 1460 \text{ MPa} \\ 740 \text{ MPa} & \text{quando } S_t > 1460 \text{ MPa} \end{cases} \quad (2.3)$$

na qual, S'_f é o limite de resistência à fadiga para corpos-de-prova submetidos ao ensaio da barra rotativa e S_t o limite de resistência à tração. No entanto, quando se conhece a microestrutura do material, é possível obter um resultado mais aproximado a partir das relações de S'_f / S_t encontrados na Tabela 2.1 (Shigley et al., 2004).

Tabela 2.1 – Valores médios da relação entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração (S'_f / S_t) para diferentes microestruturas (Shigley et al., 2004).

	Ferrita	Perlita	Martensita
Aço carbono	0,60	0,40	0,25
Aço liga	-	-	0,35

Como os corpos-de-prova utilizados no ensaio da barra rotativa são preparados com muito cuidado e ensaiados sob condições estritamente controladas, é ilusório esperar que o limite de resistência à fadiga obtido desta forma seja o mesmo limite de resistência à fadiga do

componente. Portanto, foram desenvolvidos fatores que quantificam os efeitos do acabamento superficial, tamanho, carga, temperatura e itens diversos no limite de resistência à fadiga (Shigley et al., 2004).

Quando os limites de resistência à fadiga de determinados componentes não estão disponíveis, estimativas são feitas aplicando a Equação de Marin (2.4) (Shigley et al., 2004).

$$S_f = k_a k_b k_c k_d k_e k_f S'_f \quad (2.4)$$

na qual, k_a = fator de modificação da condição superficial;

k_b = fator de modificação do tamanho;

k_c = fator de modificação do tipo de carregamento;

k_d = fator de modificação da temperatura;

k_e = fator de confiabilidade;

k_f = fator de modificação de efeitos diversos

S'_f = limite de resistência à fadiga para um corpo-de-prova do ensaio da barreta rotativa;

S_f = limite de resistência à fadiga da parte crítica do componente na geometria e condição de utilização.

O corpo de prova do ensaio da barreta rotativa é polido na direção axial, sem riscos de polimento principalmente na direção circunferencial. O fator de modificação da condição superficial (k_a) depende da condição superficial do componente e deve ser calculado de acordo com a Equação (2.5) (Shigley et al., 2004).

$$k_a = a \cdot S_t^b \quad (2.5)$$

na qual S_t é o limite de resistência à tração e o coeficiente a e o expoente b são encontrados na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Parâmetros do fator de modificação da condição superficial (k_a) (Shigley et al., 2004).

Acabamento superficial	Coefficiente a (para S_t em MPa)	Expoente b
Retificado	1,58	-0,085
Usinado ou trefilado a frio	4,51	-0,265
Laminado a quente	57,7	-0,718
Forjado	272,0	-0,995

O modelo atualmente proposto para o fator de modificação do tamanho (k_b) em caso de solicitação em flexão e torção, baseado em um grande volume de pesquisas, é dado pela Equação (2.6) (Shigley et al., 2004).

$$k_b = \begin{cases} (d / 7,62)^{-0,107} = 1,24 \cdot d^{-0,107} & 2,79 \leq d \leq 51 \text{ mm} \\ 1,51 \cdot d^{-0,157} & 51 < d \leq 254 \text{ mm} \end{cases} \quad (2.6)$$

nas quais d é a dimensão característica da peça.

Para carregamento axial, o efeito do tamanho é insignificante ($k_b = 1$).

Os valores médios do fator de modificação do tipo de carregamento (k_c) podem ser determinados de acordo com a Equação (2.7) (Shigley et al., 2004).

$$k_c = \begin{cases} 1,00 \text{ para flexão} \\ 0,85 \text{ para carregamento axial} \\ 0,59 \text{ para torção} \end{cases} \quad (2.7)$$

A temperatura exerce grande influência no comportamento mecânico do aço. A grande maioria dos aços estruturais torna-se frágil em baixas temperaturas (abaixo da temperatura de

transição), o que pode representar um sério problema. Em temperaturas altas (acima da ambiente) há diminuição da resistência mecânica e da resistência à corrosão e quanto maior a temperatura maior a diminuição. Além disso, em altas temperaturas podem ocorrer fenômenos metalúrgicos, como a fragilização do revenido, que podem comprometer a utilização da peça. Além do que foi anteriormente dito, quando o componente estrutural é utilizado acima da temperatura ambiente deve-se também considerar a sua influência no limite de fadiga (Shigley et al., 2004).

O fator de modificação da temperatura (k_d) é obtido por meio da Equação (2.8), sendo T_F a temperatura de utilização do componente em graus Fahrenheit. Porém, esta equação só é válida para $70 \leq T_F \leq 1000^\circ F$ (Shigley et al., 2004).

$$k_d = 0,975 + 0,432(10^{-3})T_F - 0,115(10^{-5})T_F^2 + 0,104(10^{-8})T_F^3 - 0,595(10^{-12})T_F^4 \quad (2.8)$$

Dados apresentados por Hougen & Wirching mostraram que o desvio padrão associado ao limite de fadiga de aços é da ordem de 8% (Shigley et al., 2004). Assim o fator de confiabilidade (k_e) pode ser obtido diretamente da Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Fatores de confiabilidade (k_e) (Shigley et al., 2004).

Confiabilidade (%)	Fator k_e
50	1,000
90	0,897
95	0,868
99	0,814
99,9	0,753
99,99	0,702
99,999	0,659
99,9999	0,620

O fator de modificação de efeitos diversos (k_f) deve levar em consideração todos os outros fatores que influenciam a fadiga, tais como os aspectos metalúrgicos associados com fadiga, e

que não foram considerados nos fatores anteriormente analisados. Assim, a presença de tensões residuais (decorrentes, por exemplo, do jateamento de granalhas de aço, etc.), a presença de uma camada eletrodepositada na superfície do componente estrutural, a possibilidade de corrosão, a frequência (quando esta influenciar a fadiga, como no caso da corrosão), entre outros (Shigley et al., 2004).

2.1.3 Efeito da razão de cargas na fadiga

Embora a maioria dos dados de fadiga, que se encontram na literatura, ter sido determinada com ciclos de tensões completamente reversos, $\sigma_m = 0$, elementos de máquinas e estruturais raramente estão sujeitos a tensões completamente reversas, e sim, tensões flutuantes. Essas tensões flutuantes são, geralmente, expressas em termos de um par de variáveis, tais como a tensão média (σ_m) e a tensão alternada (σ_a). No entanto, os termos tensão máxima (σ_{max}) e tensão mínima (σ_{min}) também são utilizados. A Figura 2.3 apresenta um exemplo de tensão senoidal flutuante, mostrando os significados das tensões mínima, máxima, média e alternada (Shigley et al., 2004).

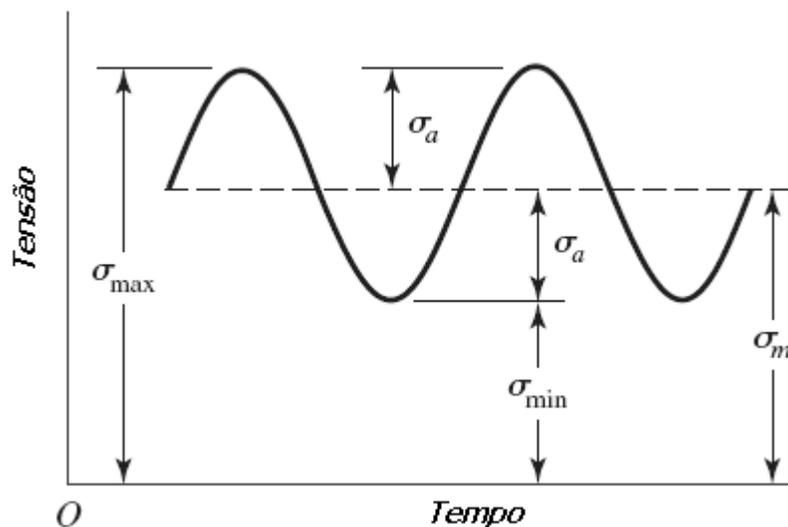


Figura 2.3 – Exemplo de uma tensão senoidal flutuante (Shigley et al., 2004).

As Equações 2.9 a 2.11 mostram como calcular as tensões média e alternada e a razão de cargas a partir das tensões máxima e mínima (Shigley et al., 2004).

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.9)$$

$$\sigma_a = \left| \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \right| \quad (2.10)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.11)$$

Fadiga em parafusos envolve tensões flutuantes de tração, podendo ser acompanhadas de uma pequena quantidade de flexão alternada. Devido ao torque de aperto inicial (pré-carga), os parafusos possuem, inerentemente, tensões médias altas (Juvinall e Marshek, 1991), conseqüentemente, altas razões de cargas (R).

A Figura 2.4 apresenta a influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha. Note que à medida que R se torna mais positivo, o que é equivalente a aumentar a tensão média, o limite de fadiga se torna maior (Dieter, 1988).

Quando se realiza ensaios de fadiga utilizando uma determinada razão de cargas com a finalidade de se obter o limite de resistência à fadiga, existem alguns diagramas que possibilitam a extrapolação do resultado para as demais razões de cargas. Esses diagramas são utilizados para análise e também para projetos. Eles são fáceis de usar e os resultados podem ser obtidos diretamente. A Figura 2.5 apresenta um diagrama de fadiga contendo alguns critérios de falha. Após traçada a curva do critério escolhido, se o componente for utilizado com tensões média e alternada conhecidas, é possível prever se o componente irá falhar ou não. Caso o ponto correspondente às tensões média e alternada estiver abaixo da curva então, o componente não irá

falhar. Por outro lado, se o ponto estiver sobre a curva ou acima dela, então, o componente irá falhar (Shigley et al., 2004).

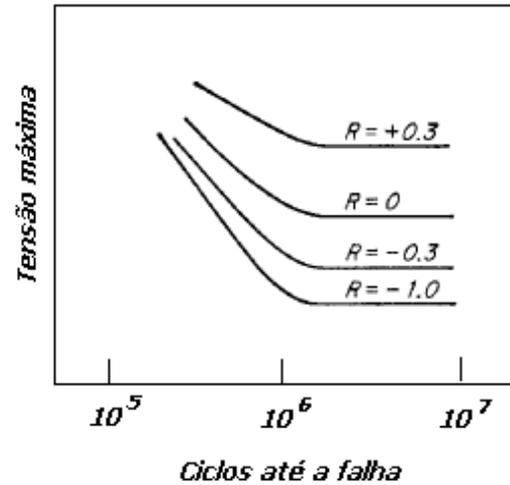


Figura 2.4 – Influência da razão de cargas no limite de fadiga em termos da tensão máxima e do número de ciclos até a falha (Dieter, 1988).

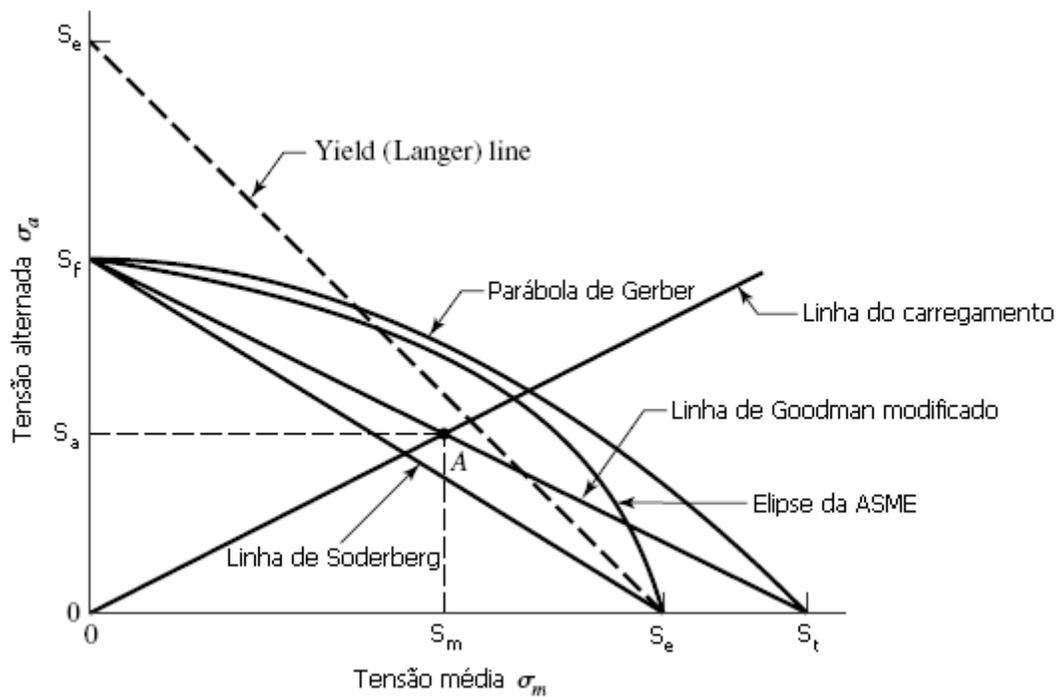


Figura 2.5 – Diagrama de fadiga com alguns critérios de falha (Shigley et al., 2004).

Segundo Dieter (1988), para metais dúcteis, a parábola de Gerber se aproxima mais dos resultados de fadiga. No entanto, devido à dispersão dos resultados e ao fato de que ensaios em corpos-de-prova com entalhes se aproximam mais do diagrama de Goodman, ele é, geralmente, preferido em projetos de engenharia.

A linha de Soderberg e de Goodman modificado, a parábola de Gerber e a elipse da ASME são obtidas a partir das Equações 2.12 a 2.15, respectivamente (Shigley et al., 2004).

$$\frac{S_a}{S_f} + \frac{S_m}{S_e} = 1 \quad (2.12)$$

$$\frac{S_a}{S_f} + \frac{S_m}{S_t} = 1 \quad (2.13)$$

$$\frac{S_a}{S_f} + \left(\frac{S_m}{S_t} \right)^2 = 1 \quad (2.14)$$

$$\left(\frac{S_a}{S_f} \right)^2 + \left(\frac{S_m}{S_e} \right)^2 = 1 \quad (2.15)$$

No caso de parafusos de alta resistência mecânica (classe ISO 8.8 ou superior) existe um critério específico de falha por fadiga, com carregamento axial, para parafusos com rosca laminada antes ou após o tratamento térmico (critério VDI 2230). Este critério fornece a tensão alternada permitida em projeto (S_a) que é dependente somente do diâmetro do parafuso (d), quando a rosca é laminada antes do tratamento térmico, Equação (2.16), e dependentes do diâmetro do parafuso e da razão entre a tensão média e o limite de escoamento, quando a rosca é laminada após tratamento térmico, Equação (2.17). Estas equações são recomendadas para uma razão entre tensão média e limite de escoamento $\left(\frac{S_m}{S_e} \right)$ entre 0,2 e 0,8 (Stephens et. al, 2006).

$$S_a = \frac{3}{4} \left(\frac{180}{d} + 52 \right) \quad (2.16)$$

$$S_a = \frac{3}{4} \left(\frac{180}{d} + 52 \right) \left(2 - \frac{S_m}{S_e} \right) \quad (2.17)$$

2.1.4 Efeito de concentradores de tensões na fadiga

A resistência à fadiga é seriamente reduzida pela introdução de concentradores de tensão, tais como um entalhe ou um orifício. Como os elementos de máquinas atuais contêm concentradores de tensões, tais como filetes, rasgo de chavetas, roscas, montagem com interferência e orifícios, não é nenhuma surpresa que as trincas de fadiga em componentes estruturais geralmente se iniciem em tais irregularidades geométricas. Uma das melhores maneiras de minimizar a falha por fadiga é reduzindo os concentradores de tensões através de um projeto cuidadoso e evitando concentradores de tensões acidentais, através de uma fabricação e usinagem cuidadosa (Madayag, 1969).

A presença de um entalhe em um corpo-de-prova sob carregamento uniaxial introduz três efeitos: (a) há um aumento ou uma concentração de tensão na raiz do entalhe; (b) um gradiente de tensões é formado entre a raiz do entalhe e o centro do corpo-de-prova; (c) um estado triaxial de tensões é formado (Madayag, 1969).

Quando um componente ou corpo-de-prova possui algum tipo de entalhe, o fator concentração de tensão em fadiga pode ser definido pela Equação (2.18) (Shigley et al., 2004):

$$K_f = \frac{\textit{máxima tensão no corpo - de - prova com entalhe}}{\textit{tensão no corpo - de - prova sem entalhe}} \quad (2.18)$$

Juinall & Marshek (1991) fornecem alguns valores do fator concentrao de tensão em fadiga (K_f) para fixadores com roscas laminada ou usinada, como pode ser visto na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Fatores concentradores de tensão em fadiga (K_f) (Juvinall & Marshek, 1991).

Dureza	Classe SAE	Classe SAE	K_f^a	K_f^a
	(Roscas Unified)	(Roscas ISO)	Roscas Laminadas	Roscas Usinadas
Abaixo de 200 HB (recozido)	2 e abaixo	5.8 e abaixo	2,2	2,8
Acima de 200 HB (endurecido)	4 e acima	8.8 e acima	3,0	3,8

^a Com superfícies comerciais boas, utilizar o valor de K_f com $k_a=1$ na equação de Marin (2.4).

No cálculo do limite de resistência à fadiga (S_f), utilizando a Equação de Marin (2.4), o fator concentrador de tensão em fadiga (K_f) divide o valor de S'_f .

2.1.5 Influência dos fatores associados ao processo de fabricação na fadiga

2.1.5.1 Trabalho a frio (encruamento)

O trabalho a frio utilizado em componentes induz tensões residuais de compressão na superfície, o que é uma ferramenta poderosa para tanto retardar a nucleação de trincas de fadiga como também para atrasar o crescimento dessas trincas (Burlat et al., 2008).

Considere uma viga simples solicitada à flexão com tensão bem abaixo do limite de escoamento do material. Esta viga terá um gradiente de tensão como mostrado na Figura 2.6(a). Se, no entanto, uma fina camada superficial é sujeita à tensão residual de compressão como mostrado na Figura 2.6(b), então a máxima tensão de tração na superfície será a soma algébrica da tensão devido à flexão com a tensão residual de compressão, como mostrado na Figura 2.6(c) (Madayag, 1969).

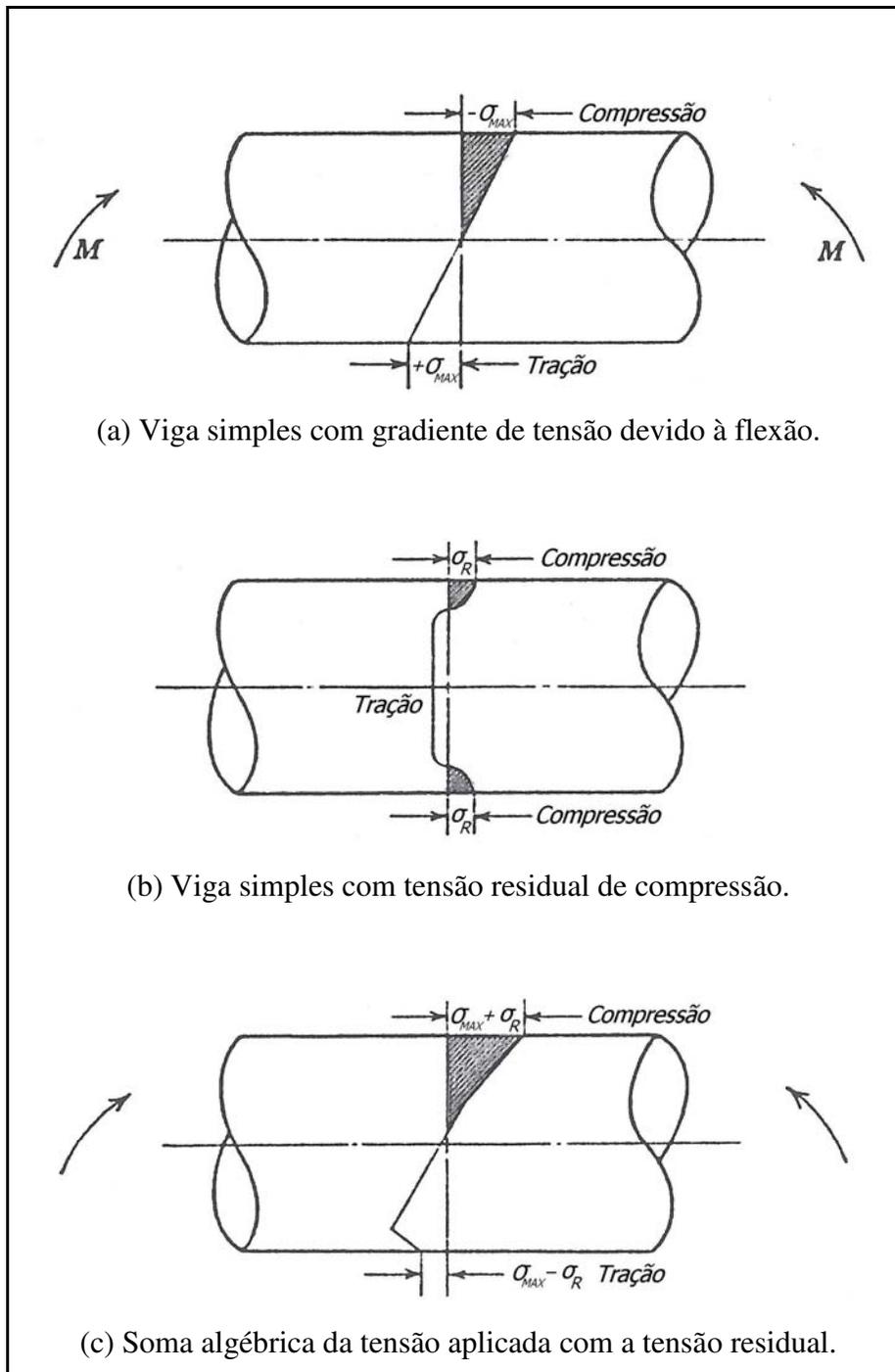


Figura 2.6 - Gradiente de tensão de uma viga simples: (a) flexão, sem tensões residuais, (b) tensão residual, sem flexão, (c) tensão residual com flexão (Madayag, 1969; Dieter, 1988).

As características mais importantes de uma curva de distribuição de tensão residual são: (a) o valor da tensão na superfície, (b) a máxima tensão de compressão, (c) a profundidade da

camada compressiva, (d) a área da tensão residual compressiva; (e) a localização e a magnitude da máxima tensão residual de tração (Madayag, 1969).

Para manter o efeito desejável na superfície das peças encruadas, o processo de trabalho a frio deve ser realizado após o tratamento térmico final. O aquecimento de peças encruadas pode levar à recuperação e recristalização, dissipando as tensões residuais. A Figura 2.7 mostra o efeito do aquecimento dessas peças por uma hora sobre as propriedades de fadiga, a temperatura ambiente, de um parafuso de aço AISI 8640 laminado após tratamento térmico (Madayag, 1969).

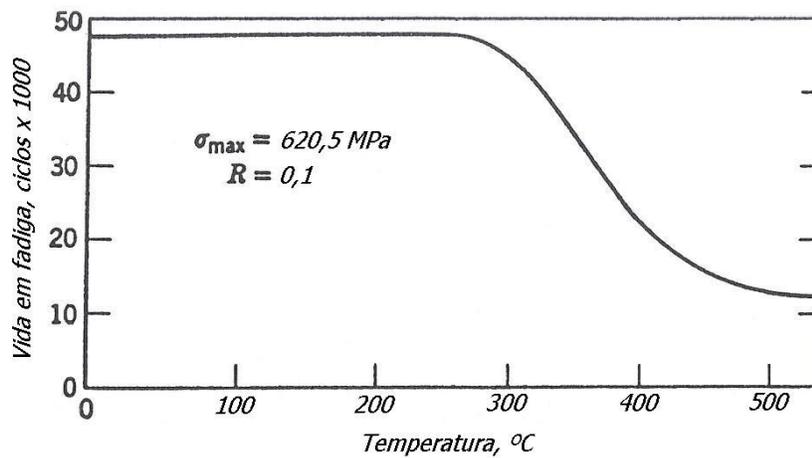


Figura 2.7 - Efeito do aquecimento, por uma hora, de parafusos fabricados com aço AISI 8740, após trabalho a frio, nas propriedades de fadiga (Madayag, 1969).

Um dos processos de tratamento de superfície, para melhorar a resistência à fadiga de componentes sujeitos a carregamento cíclico, mais utilizado é o “shot peening”. É um processo em que a superfície do componente é bombardeada por pequenas esferas. O impacto dessas esferas na superfície da peça produz pequenas deformações plásticas, que resultam na introdução de um campo de tensões residuais de compressão próxima à superfície. Este efeito é responsável pela melhora na resistência à fadiga da parte do componente que sofreu o “shot peening”; a melhora é mais pronunciada no caso de componentes com entalhes, devido ao severo gradiente de tensões aplicado (Pariente & Guagliano, 2008).

2.1.5.2 Conformação plástica

Por definição, o processo de conformação produz deformação plástica (e tensões residuais) em um componente para alcançar a mudança permanente de sua configuração. As tensões residuais produzidas na conformação (e seu efeito na fadiga) geralmente são ditadas pelos limites de deformação dos materiais (Madayag, 1969).

As tensões residuais da conformação, de um componente como um todo, são dependentes de pelo menos três fatores adicionais: a seqüência das operações do tratamento termo-mecânico, condição metalúrgica do material e a temperatura de conformação. Em geral, quanto menor for o limite de escoamento quando a conformação ocorrer, mais fraco será o campo de tensão residual gerado (Madayag, 1969).

2.1.5.3 Tratamento térmico

Tensões residuais são produzidas ou aliviadas em muitos dos ciclos dos tratamentos térmicos de ligas ferrosas e não ferrosas. Em aços, a principal fonte de geração de tensões residuais, em tratamento térmico, refere-se ao resfriamento brusco (têmpera) a partir de um tratamento de austenitização. Com a expansão da transformação austenita – martensita, desenvolve-se tensões residuais de tração na superfície e compressão no núcleo (Madayag, 1969).

As temperaturas de revenido são suficientemente altas para afetar as tensões residuais da têmpera. Conseqüentemente, no caso de aços revenidos em altas temperaturas, as tensões residuais provenientes da têmpera são aliviadas (Madayag, 1969). No entanto, o limite de resistência à fadiga de aços temperados e revenidos aumenta com a diminuição da temperatura de revenido até uma dureza de 45 a 55 HRC, dependendo do aço. A Figura 2.8 apresenta resultados obtidos em ensaios com razão de cargas $R = -1$, em corpos-de-prova lisos (Dieter, 1988).

É conhecido que o aumento da temperatura de revenido diminui a resistência mecânica e aumenta a tenacidade à fratura dos aços, porém é importante evitar faixas de temperaturas específicas para alguns aços que causam a fragilização da martensita revenida (FMR). Esta

fragilização ocorre, geralmente, entre 250 e 400 °C e gera uma redução notável na tenacidade à fratura do material (Lee et al., 1995). Segundo Eliaz et al. (2002), a FMR representa um problema de fragilização intergranular devido à precipitação de carbonetos ao longo dos contornos de grão da austenita prévia e à segregação de impurezas no aço tais como P, S, N, Sb e Sn.

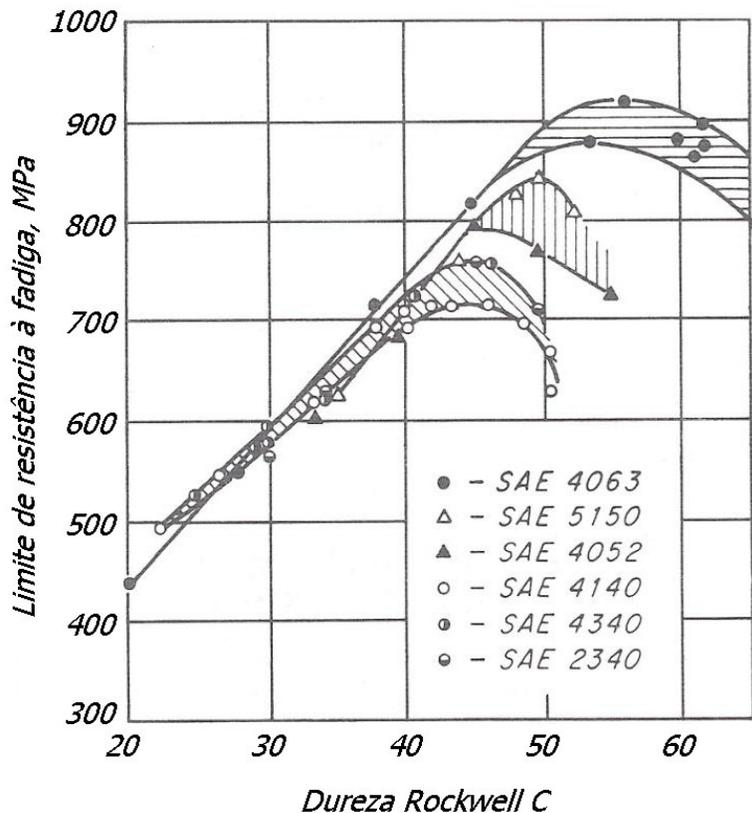


Figura 2.8 - Limite de resistência à fadiga de aços liga em função da dureza Rockwell C (Dieter, 1988).

2.1.5.4 Endurecimento superficial

O endurecimento superficial de aços é, geralmente, acompanhado por um aumento no limite de resistência à fadiga resultante de um aumento da dureza e às tensões residuais de compressão geradas na superfície. Este efeito tem sido observado nos processos de cementação, nitretação e têmpera por indução. Além disso, o endurecimento superficial aumenta a sensibilidade ao entalhe e deve ser utilizado com cuidado. Se a interface entre o núcleo e a

camada endurecida estiver próxima à superfície ou alguma região de concentração de tensão, há aumento da suscetibilidade à nucleação de trincas (Madayag, 1969).

Camadas obtidas pelos processos de carbonetação e carbonitretação são muito frágeis e não devem ser utilizadas em parafusos. Essas camadas, por serem muito frágeis, trincam quando os parafusos são apertados ou flexionados na montagem ou durante o serviço. Essas trincas devem, então, dar origem a uma trinca por fadiga e conduzir o parafuso a uma possível fratura (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

2.1.5.5 Eletrodeposição

No caso da eletrodeposição, há influência negativa sobre a resistência à fadiga; isso se deve, basicamente, às seguintes possibilidades (Madayag, 1969):

- Presença de fissuras na camada eletrodepositada;
- Introdução de tensões residuais de tração;
- Difusão de hidrogênio no metal base (há ocorrência da fragilização por hidrogênio).

A eletrodeposição de cromo e níquel diminui a resistência à fadiga de seções com rosca e não devem ser utilizadas em parafusos exceto em algumas aplicações, tais como prisioneiros em pára-choques de automóveis ou parafusos similares que operam sob condições de baixa tensão e requerem coberturas devido à aparência. Eletrodeposição de cádmio e zinco reduz levemente a resistência à fadiga. Componentes que foram eletro galvanizados para aplicações de alta resistência mecânica devem ser tratados após a eletrodeposição para eliminar ou minimizar a fragilização por hidrogênio, a qual é uma forte contribuinte a falha por fadiga (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

Deve ser observado, no entanto, que a proteção contra a corrosão fornecida pela maioria dos processos de eletrodeposição mais que compensam as perdas, na resistência à fadiga, intrínsecas ao processo de eletrodeposição (Collins, 1993).

2.1.6 Influência de variáveis metalúrgicas na fadiga

Sem dúvida, as modificações de projeto que visam à redução de concentradores de tensões e o uso inteligente das tensões residuais de compressão, que são benéficas à resistência à fadiga, resultam nas mais significativas melhorias. Ainda assim, existem certos fatores metalúrgicos que devem ser considerados para garantir o melhor desempenho, com relação à fadiga, de um metal ou liga particular (Dieter, 1988).

2.1.6.1 Acabamento superficial

Praticamente todas as falhas por fadiga se iniciam na superfície. Para a maioria dos tipos de carregamento, tais como o de flexão e o de torção, a máxima tensão ocorre na superfície, de forma que seja lógico que a falha deva começar ali. No entanto, em carregamento axial a falha por fadiga quase sempre se inicia na superfície. Existe uma ampla evidência que as propriedades de fadiga são muito sensíveis às condições de superfície (Dieter, 1988).

Um dado processo de acabamento superficial influencia as propriedades de fadiga de um componente mecânico devido, a pelo menos, uma das seguintes características superficiais: rugosidade superficial, nível de tensão residual e microestrutura metalúrgica. Em geral, a vida em fadiga aumenta quando a magnitude da rugosidade superficial diminui (Madayag, 1969).

Defeitos e irregularidades superficiais, que podem ser introduzidas pelos processos de fabricação ou em serviço, são prejudiciais à fadiga, pois são locais de fácil nucleação de trincas, devido à concentração de tensões. Marcas de usinagem e pites de corrosão são exemplos de irregularidades prejudiciais à fadiga (Madayag, 1969).

Como a falha por fadiga é muito dependente da condição da superfície, qualquer mudança na resistência mecânica da superfície do material irá alterar as propriedades de fadiga. A decarbonetação da superfície em aços tratados termicamente é prejudicial à fadiga (Dieter, 1988).

2.1.6.2 **Microestrutura**

Microestruturas temperadas e revenidas, de aço baixa liga, resultam, geralmente, em ótimas propriedades de fadiga. Porém, para níveis de dureza acima de 40 HRC a microestrutura bainítica, produzida por austêmpera, apresenta limite de resistência à fadiga maior do que a martensita revenida, para uma mesma dureza (Dieter, 1988).

Materiais com grãos refinados exibem propriedades de fadiga superior aos materiais de mesma composição e grãos grosseiros. Embora o tamanho de grão de aços ferríticos parece ter um efeito pequeno, para aços austeníticos e algumas ligas não ferrosas a degradação da resistência à fadiga, com grãos grosseiros, se torna significativa (Collins, 1993).

2.1.6.3 **Defeitos superficiais**

Os processos de fabricação podem introduzir defeitos superficiais, tais como dobras de laminação, inclusão de materiais estranhos (óxidos, cavacos, etc.) sobre a superfície do material durante a conformação e defeitos de fundição (como inclusão de óxidos, porosidades, trincas, etc.). Esses defeitos, no geral, são locais de concentração de tensões e são prejudiciais à fadiga. Muitos desses defeitos podem ser detectados por meio de ensaios não destrutivos (Madayag, 1969).

2.1.6.4 **Defeitos no núcleo e sub-superficiais, heterogeneidades e anisotropia**

Os principais defeitos no núcleo e sub-superficiais do material são originados no lingote. Vazios em metais fundidos se formam devido à retenção de gases (porosidade e técnicas impróprias de fundição). No caso de lingotes, as regiões com alta concentração de vazios (por exemplo, o massalote) são descartadas antes do processo de laminação (Madayag, 1969).

Ensaio de fadiga em espécimes de ligas de alumínio de alta resistência mecânica, contendo defeitos de fundição, apresentam as seguintes tendências (Madayag, 1969):

- a) Tensões paralelas ao plano do defeito têm pequena influência sobre a fadiga, desde que estes defeitos não estejam na superfície;
- b) Quanto mais interno o defeito, menor a influência na fadiga;
- c) Um defeito interno influencia a resistência à fadiga devido à concentração de tensões;
- d) Dois ou mais defeitos próximos podem se comportar como um defeito de dimensões maiores.

Há dois tipos de inclusões em metais: as não metálicas e as intermetálicas. A quantidade e distribuição dessas inclusões são determinadas pela composição química da liga, pela técnica de fundição, pela transformação termo-mecânica e pelos tratamentos térmicos do material. Inclusões não metálicas são compostas a base de oxigênio, nitrogênio, carbono, fósforo, enxofre e silício (Madayag, 1969).

Em produtos trabalhados (laminados, forjados etc) as inclusões ficam alongadas na direção do trabalho mecânico; conseqüentemente, o seu efeito negativo é maior quando a direção da tensão principal é normal à direção alongada da inclusão, ou seja, ao longo da espessura. As dimensões das inclusões são parâmetros importantes; quanto maior o tamanho médio da inclusão, menores são os níveis de resistência mecânica do material metálico. No geral, para aços, o limite de fadiga varia inversamente com o tamanho das inclusões (Madayag, 1969).

Fusão a vácuo e fusão com atmosfera inerte diminuem a quantidade de inclusões e são as principais maneiras de melhoria dos níveis de resistência mecânica e resistência à fadiga dos materiais (Madayag, 1969). Em geral, as inclusões diminuem a resistência mecânica, a ductilidade e a resistência à fadiga dos materiais. O nível com que as inclusões afetam essas propriedades é determinado pela natureza, distribuição, tamanho, forma e quantidade com que essas inclusões se apresentam no material. Os mecanismos com que as inclusões não metálicas influenciam as propriedades e, especificamente, a resistência à fadiga dos materiais não estão muito bem definidos (Panasyuk et al., 2007).

Ensaio têm mostrado que o limite de resistência à fadiga na direção transversal do forjamento de aços deve ser somente 60 a 70 % do limite de resistência à fadiga na direção

longitudinal. Além disso, praticamente todas as falhas por fadiga, em corpos-de-prova retirados na direção transversal ao forjamento, iniciam-se em inclusões. A eliminação quase que completa das inclusões por fundição a vácuo produz um aumento considerável no limite de resistência à fadiga na direção transversal ao forjamento, como pode ser visto na Tabela 2.5. O baixo limite de resistência à fadiga em aços contendo inclusões é geralmente atribuído à concentração de tensão na inclusão, a qual pode ser bastante alta quando uma inclusão alongada está orientada na direção transversal a tensão de tração principal (Dieter, 1988).

Tabela 2.5 - Influência das inclusões no limite de resistência à fadiga do aço SAE 4340 (Dieter, 1988).

	Fundido por forno elétrico	Fundido a vácuo
Limite de resistência à fadiga longitudinal, MPa	800	958
Limite de resistência à fadiga transversal, MPa	545	827
Relação transversal/longitudinal	0,68	0,86
Dureza, HRC	27	29

2.2 Parafusos metálicos

2.2.1 Influência da rosca na resistência à fadiga de parafusos

Com relação ao perfil da rosca, Thurston (1951) mostrou que uma rosca *Withworth* com um perfil normalizado pelo Reino Unido possui limite de resistência à fadiga superior quando comparado ao perfil com normalização americana. Por outro lado, Forrest (1952) apresentou a superioridade das roscas *Unified* em relação à rosca *Withworth* sob carregamento axial.

Quando a resistência à fadiga de parafusos está em jogo, a questão que geralmente surge é qual tipo de rosca, fina ou grossa, deve ser utilizado. A resistência à fadiga de parafusos é significativamente afetada pela severa concentração de tensão que surge na raiz do primeiro filete da rosca em contato com a porca. O quanto essa concentração de tensão fragiliza o parafuso de uma dada dimensão depende do passo da rosca de duas maneiras. Por um lado, quanto menor o

passo da rosca, maior será a concentração de tensão no parafuso (Dragoni, 1994), o qual contribui para uma redução da resistência. Por outro lado, quanto menor for o passo da rosca, menor será a sensibilidade ao entalhe e maior será a seção transversal do parafuso, o que beneficia a resistência. O efeito real do passo da rosca na resistência do parafuso é uma interação entre esses dois mecanismos (Dragoni, 1997).

Dragoni (1997) estudou o efeito do passo da rosca na resistência à fadiga de parafusos de aço, de especificação ISO, acoplados com porcas padronizadas. Por meio da análise de elementos de contorno e da fotoelasticidade, Dragoni (1997) mostrou que a capacidade de carga de parafusos está relacionada a uma compreensão do fator de entalhe, o qual inclui tanto a concentração de tensão e a sensibilidade ao entalhe. Dragoni apresenta gráficos do fator de entalhe como uma função do diâmetro nominal e do passo da rosca para uma seleção de classes de parafusos. Os gráficos mostram que a capacidade de carga aumenta sensivelmente com a diminuição do passo para parafusos pequenos fabricados com aços de baixa resistência mecânica (classe ISO 4.6). Reciprocamente, a capacidade de carga aumenta significativamente com o passo (melhoras acima de 40 % podem ser alcançadas) para parafusos grandes fabricados com aços de alta resistência mecânica (classe ISO 12.9).

Majzoubi (2005) também investigou o efeito do passo da rosca (grossa e fina) na resistência à fadiga de parafusos com especificação ISO, dentro de uma faixa de $10 \leq d \leq 24$ mm (d = diâmetro externo), e parafusos com especificação *American Unified*, dentro da faixa de $7/16'' \leq d \leq 1''$. Foram utilizados no estudo cinco dimensões de parafusos ISO (M10, M12, M16, M20 e M24) e cinco *American Unified* ($7/16''$, $1/2''$, $5/8''$, $7/8''$ e $1''$) com dois passos de rosca diferentes (rosca grossa e fina). Os parafusos ISO eram da classe 5.8 e os parafusos *American Unified* eram classificados como A325 de acordo com a especificação da ASTM. Os resultados experimentais mostraram que para os parafusos de especificação ISO, parafusos com rosca grossa tem uma vida em fadiga maior que os parafusos com rosca fina. Para os parafusos de especificação *American Unified*, quando a comparação foi realizada com base na tensão no núcleo (Força / Área do núcleo), parafusos com rosca grossa são superiores aos parafusos com rosca fina, no entanto, quando baseado na tensão nominal (Força / Área nominal), tanto os parafusos de rosca grossa quanto os de rosca fina exibiram a mesma capacidade de carga. Os

resultados também indicaram que para a mesma tensão no núcleo, a vida em fadiga de parafusos ISO e *American Unified*, exceto para o parafuso de 1”, diminui com o aumento do diâmetro nominal dentro da faixa analisada. Para o parafuso de 1”, a vida em fadiga aumentou com o aumento do diâmetro nominal.

2.2.2 Influência do processo de fabricação da rosca

Vários processos podem ser utilizados para fabricar a rosca dos parafusos. A Usinagem é economicamente vantajosa para pequenas quantidades e geometrias complicadas. No entanto, defeitos (tais como, microtrincas e contornos de grãos) que se formam na superfície durante o processo de fabricação servem como locais preferenciais para o início de uma trinca por fadiga. Assim, roscas usinadas geralmente exibem propriedades de fadiga inferiores. A laminação, por outro lado, é vantajosa para elevado números de produção. Durante este processo, grãos são alinhados na direção de laminação (“fibras mecânicas”) e tensões residuais de compressão são introduzidas no material. Conseqüentemente, tanto o início como a propagação de trincas por fadiga são dificultadas (Ifergane, 2001). A Figura 2.9 ilustra a melhora na resistência à fadiga de parafusos, com limite de resistência à tração de aproximadamente 860 MPa, com filetes laminados a frio após tratamento térmico (Madayag, 1969).

A seqüência dos processos envolvidos na fabricação dos parafusos também pode afetar as propriedades de fadiga da rosca dos parafusos. Já foi reportado que tensões residuais de compressão na raiz da rosca de parafusos e na raiz do entalhe de outro elemento estrutural podem aumentar significativamente a resistência à fadiga (Bradley et al., 2006). Se o tratamento térmico for conduzido após a laminação, ocorre uma diminuição da vida em fadiga devido ao crescimento dos grãos na superfície da rosca, a eliminação das tensões residuais e a uma alta taxa de propagação das microtrincas, que foram introduzidas durante o processo de fabricação da rosca. A Figura 2.10 ilustra a diferença na resistência à fadiga de aços laminados antes e após o tratamento térmico (Madayag, 1969). No entanto, para roscas usinadas, a influência da seqüência de usinagem/tratamento térmico não é evidente, mas depende principalmente do material e dos parâmetros de usinagem. Em aços de alta resistência mecânica, por exemplo, microtrincas que foram formadas na raiz da rosca durante o processo de usinagem podem se propagar durante o

tratamento térmico, resultando em uma diminuição da vida em fadiga (Ifergane, 2001). Por outro lado, após o tratamento térmico o aço de alta resistência mecânica se torna menos dúctil e, portanto, exibe uma alta tendência de trincar durante a usinagem (Dieter, 1988).

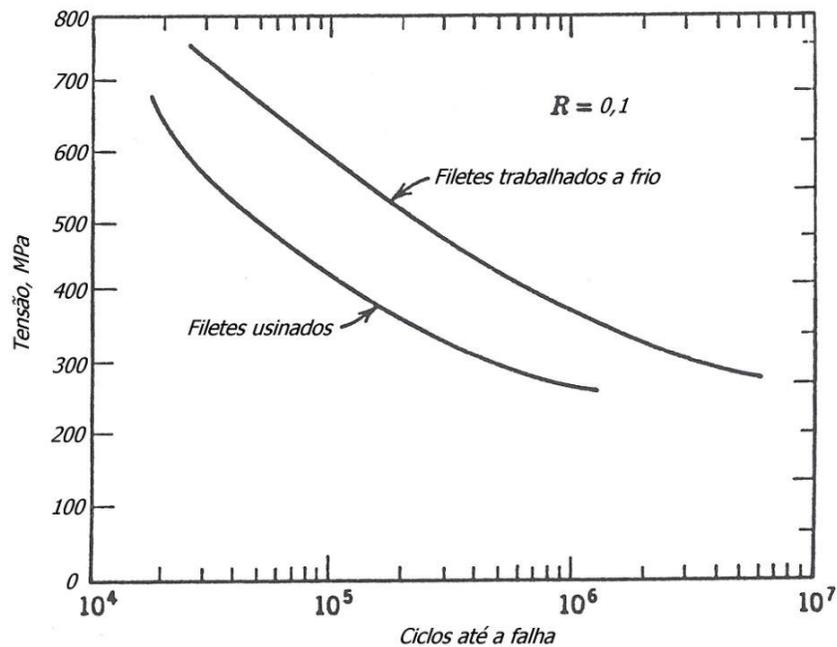


Figura 2.9 - Efeito da laminação a frio dos filetes de parafusos fabricados com aço tratado termicamente para um mínimo de 860 MPa (Madayag, 1969).

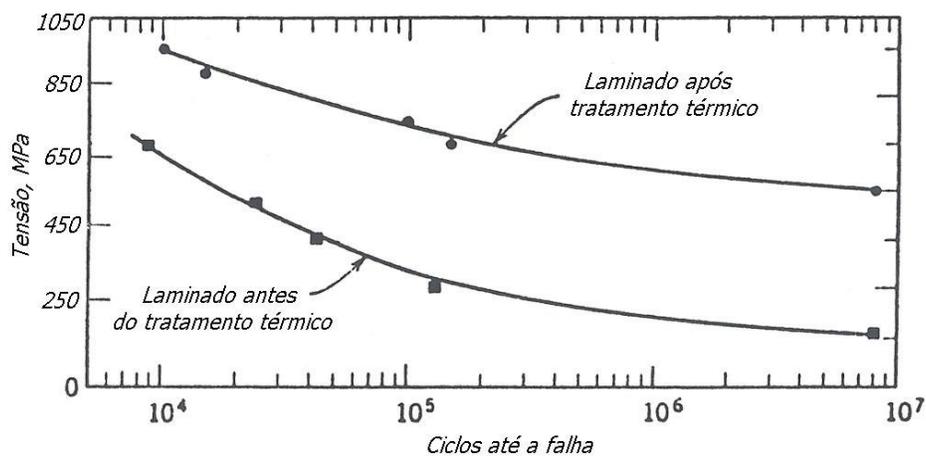


Figura 2.10 - Efeito da laminação da rosca antes e após o tratamento térmico em parafusos com limite de resistência à tração de aproximadamente 1.500 MPa (Madayag, 1969).

Bradley et al. (2006) verificaram a influência da laminação a frio da rosca, antes e após o tratamento térmico, na resistência à fadiga de parafusos com rosca fina e de alta resistência mecânica para múltiplas condições de pré-carga. Foram utilizados parafusos da classe ISO 12.9 fabricados com aço SAE 8640 somente com o perfil 3/8 UNRF-24. As pré-cargas utilizadas foram 1, 50, 75, 90 e 100% da tensão de prova dos parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico. A resistência à fadiga de roscas finas laminadas após tratamento térmico com pré-carga de 1 % (razão de cargas menor do que 0,05) aumentou consideravelmente (158 %) baseada em S_a (tensão alternada) e 10^7 ciclos quando comparada com roscas que foram laminadas antes do tratamento térmico. Isso está em acordo com resultados de comparação entre roscas laminadas antes e após o tratamento térmico para razões de cargas (R) baixas. Quando os parafusos foram ensaiados com pré-cargas maiores, obtiveram um aumento na resistência à fadiga em 10^7 ciclos de 69 a 30 %. Esses aumentos são muito inferiores aos 158 % quando utilizado uma pré-carga de 1 %, porém ainda são significantes.

Stephens et al. (2006) pesquisaram a influência da laminação a frio da rosca, antes e após o tratamento térmico, na resistência à fadiga de parafusos com rosca grossa e de alta resistência mecânica pra múltiplas condições de pré-carga. Para isso, utilizou parafusos da classe ISO 12.9 fabricados com aço SAE 8640, porém com perfil de rosca 3/8 UNRC-16. As pré-cargas utilizadas foram 1, 50, 75, 90 e 100 % da tensão de prova dos parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico. A resistência à fadiga de roscas laminadas após tratamento térmico com pré-carga de 1 % obteve um aumento de 147 % na resistência à fadiga baseado em S_a (tensão alternada) e 10^7 ciclos quando comparado com roscas que foram laminadas antes do tratamento térmico. Isso está em acordo com resultados de comparação entre roscas laminadas antes e após o tratamento térmico para razões de cargas (R) baixas. No entanto, utilizando uma alta pré-carga, a resistência à fadiga de roscas com laminação após tratamento térmico não aumentou.

Kephart (2006) estudou a suscetibilidade de parafusos com diferentes processos de fabricação da rosca ao fenômeno da corrosão sob tensão (CST). Kephart mostrou que parafusos com rosca usinada de um material de alta resistência mecânica (ASTM A193 B-7 e A354 Classe 8), que foram expostos a um ambiente agressivo contendo 8 % em peso de nitrato de amônio fervente e solicitados por volta de 40 % do limite de escoamento do aço, sofreram o fenômeno da

CST intergranular em apenas um dia. Em condições de ensaio similar, os parafusos com rosca laminada antes do tratamento térmico (têmpera e revenido) apresentaram uma suscetibilidade ao fenômeno da CST similar aos parafusos com rosca usinada. No entanto, parafusos com rosca laminada após tratamento térmico não exibiram o fenômeno da CST após uma semana de exposição, até mesmo quando solicitados a 100 % do limite de escoamento da liga B-7. Este efeito benéfico do processo ótimo de laminação da rosca (laminação da rosca após tratamento térmico) ocorre devido aos altos níveis de tensão residual de compressão na raiz da rosca (entalhes).

2.2.3 Influência do tipo de conexão parafuso/porca

As porcas são fabricadas em várias formas geométricas. A pergunta que surge é qual a geometria que garante uma maior vida em fadiga e possui a maior capacidade de carga, para o caso de parafusos conectados com porcas padronizadas. Embora muitos aspectos da conexão parafuso/porca têm sido estudados extensivamente por muitos pesquisadores, uma menor atenção tem sido dada ao estudo do efeito da geometria da porca, arruelas de pressão e materiais de vedação na vida em fadiga de parafusos (Majzoobi, 2005).

Dragoni (1992) examinou o efeito da geometria da porca utilizando fotoelasticidade. Ele mostrou que entre os parâmetros, tais como: passo da rosca, espessura radial da borda e o comprimento da borda, em uma porca cônica com fresta, o comprimento da borda é o parâmetro mais eficaz para reduzir a concentração de tensão. Os resultados de Dragoni indicaram que o fator de concentração de tensão pode ser reduzido de 7 para 4 usando um comprimento adequado de borda.

Majzoobi (2005) investigou o efeito da geometria da porca, da arruela de pressão e de um material de vedação (fita Teflon) na resistência à fadiga de parafusos ISO M12 e M16. Além disso, foi realizado um estudo da distribuição de tensões axial e de flexão na rosca por simulação numérica de conexões parafuso e porca utilizando o método de elementos finitos. Os resultados experimentais mostraram que entre a porca hexagonal simples, a porca cônica e a porca cônica com frestas, a que obteve a vida em fadiga mais alta foi a porca cônica com frestas. A presença

de uma arruela de pressão também aumenta a vida em fadiga, desde que o torque de aperto seja aplicado corretamente para produzir uma pré-carga no parafuso. O uso da fita Teflon como um material de preenchimento entre o parafuso e a porca tem mostrado um aumento significativo na vida em fadiga. Em geral, a mais alta vida em fadiga foi obtida para a porca cônica com fresta utilizando arruela de pressão. Embora não considerada nos experimentos, uma combinação da porca cônica com frestas, com a arruela de pressão e com a fita Teflon é de se esperar um aumento ainda maior da resistência à fadiga do conjunto.

2.2.4 Influência da instalação do parafuso na resistência à fadiga

O carregamento imposto nos parafusos é um fator muito importante na falha por fadiga. Quando colocado em serviço, é mais provável que o parafuso falhe por fadiga se a montagem envolver leves vedações ou flanges, ou se o parafuso não for alinhado e apertado corretamente. A resistência à fadiga está também relacionada com a força de aperto. Em muitas montagens, certa força mínima de aperto é necessária para garantir tanto o alinhamento correto do parafuso em relação a outros componentes da montagem como a pré-carga correta no parafuso. O alinhamento garante que o parafuso não estará sujeito a carregamento excêntrico inadequado, e a pré-carga correta garante que a tensão média adequada seja estabelecida para a aplicação. Em alguns casos, tensões de aperto que excedem o limite de escoamento podem ser desejáveis; experimentos têm mostrado que parafusos apertados além do limite de escoamento têm melhor resistência à fadiga do que parafusos apertados abaixo do limite de escoamento (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

2.2.5 Seleção de materiais e suas propriedades para parafusos

Embora a composição química possa ser um fator importante quando se especificam e selecionam parafusos para diversas aplicações (particularmente quando as aplicações requerem serviço em elevada temperatura, resistência à corrosão ou boa temperabilidade com propriedades de tenacidade adequadas), o critério primário na seleção de parafusos envolve a especificação dos níveis de resistência mecânica. Conseqüentemente a graduação ou classe de parafusos, prisioneiros e porcas são amplamente utilizados para designar os vários níveis de resistência

mecânica ou desempenho de prendedores com rosca nas especificações desenvolvidas pela Sociedade dos Engenheiros Automotivos (SAE), Organização Internacional de Normalizações (ISO), a Sociedade Americana de Ensaio e Materiais (ASTM) e/ou Instituto de Prendedores Industriais (IFI). Isso permite o comprador de parafusos, prisioneiros e porcas de aço selecionar o nível de resistência mecânica desejado por meio de especificações da SAE, ISO, ASTM ou IFI. O produtor então seleciona um aço particular que satisfaz a vasta variação de composição química permitidas por essas especificações. Isso possibilita ao produtor utilizar o material mais econômico consistente com seus equipamentos e procedimentos de produção que satisfaçam as propriedades especificadas. A resistência mecânica e as designações das propriedades de parafusos e prisioneiros são tipicamente baseadas no limite de resistência à tração mínimo, enquanto que as designações da classe de porcas são tipicamente baseada na tensão de prova. (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

Algumas propriedades requeridas pelas classes de parafusos são dadas pela Tabela 2.6 (ISO 898-1, 1999).

Diversos aços de baixo carbono, médio carbono e ligas são utilizados na fabricação das diferentes classes de parafusos para trabalharem entre -50 e 200 °C. Além do efeito da composição química do aço na resistência à corrosão e nas propriedades a elevada temperatura, a temperabilidade do aço utilizado em prendedores com rosca é importante quando se seleciona a composição química do aço. À medida que a resistência mecânica requisitada e o tamanho da seção aumentam, a temperabilidade do aço se torna um fator importante (ASM Committee on Threaded Steel Fasteners, 1993).

A Tabela 2.7 apresenta as composições químicas para as classes de parafusos de aço dadas na Tabela 2.6 (ISO 898-1, 1999). O fabricante de parafusos pode escolher qualquer aço dentro da limitação de cada classe, dados pela Tabela 2.7, para obter as propriedades especificadas na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas para parafusos (ISO 898-1, 1999).

Propriedades da classe	Tensão de prova (MPa)	Limite mínimo de resistência à tração ^b (MPa)	Limite mínimo de escoamento (MPa)	Alongamento mínimo (%)	Dureza no núcleo
3.6	180	330	190	25	52-95 HRB
4.6	225	400	240	22	67-95 HRB
4.8	310	420	340	-	71-95 HRB
5.6	280	500	300	20	79-95 HRB
5.8	380	520	420	-	82 -95 HRB
6.8	440	600	480	-	89-99,5 HRB
8.8($d \leq 16$ mm)	580	800	640	12	22-32 HRC
8.8($d > 16$ mm)	600	830	660	12	23-34 HRC
9.8 ^a	650	900	720	10	28-37 HRC
10.9	830	1040	940	9	32-39 HRC
12.9	970	1220	1100	8	39-44 HRC

^a Aplicado somente para diâmetros nominais da rosca $d \leq 16$ mm.

^b Limite mínimo de resistência à tração aplica-se a produtos com comprimento nominal $l \geq 2,5d$. Dureza mínima aplica-se a produtos com comprimento nominal $l < 2,5d$ e a outros produtos que não podem ser ensaiados à tração.

2.2.6 Inovações nos materiais utilizados em parafusos

Os engenheiros, quando projetam parafusos, devem escolher materiais que garantam a máxima resistência mecânica. Se o material escolhido puder ser utilizado no parafuso com um número de etapas inferior ao processo tradicional, então a companhia que fabrica esses parafusos pode economizar tempo e dinheiro (Goss, 1997).

Normalmente, parafusos de alta resistência mecânica são produzidos de um fio-máquina recozido. O fio é conformado a frio no formato do parafuso e roscado. Um tratamento térmico, têmpera e revenido, fornece ao parafuso as propriedades mecânicas necessárias. No entanto, desenvolvimentos recentes têm levado a parafusos de alta resistência mecânica a partir de aço encruado, o que elimina o recozimento do fio e um posterior tratamento térmico no parafuso. Além disso, este novo processo oferece muitos benefícios no desempenho desses parafusos, tais

como: aumento do limite de resistência à fadiga, menor suscetibilidade ao fenômeno da fragilização por hidrogênio e propriedades mecânicas mais altas (Goss, 1997).

Tabela 2.7 - Composições químicas para as classes de parafusos de aço (ISO 898-1, 1999).

Propriedades da classe	Materiais e tratamentos	Limites de composição química (%)				Temperatura mínima de revenimento (°C)
		C	P máx.	S máx.	B ^a máx.	
3.6 ^b	Aço carbono	0,20 máx.	0,05	0,06	0,003	-
4.6 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
4.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
5.6	Aço carbono	0,13-0,55	0,05	0,06	0,003	-
5.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
6.8 ^b	Aço carbono	0,55 máx.	0,05	0,06	0,003	-
8.8 ^c	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15 ^d -0,40	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	
9.8	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15-0,35	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	
10.9 ^{e f}	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,15 ^d -0,35	0,035	0,035	0,003	340
10.9 ^f	Aço carbono temperado e revenido.	0,25-0,55	0,035	0,035	0,003	425
	Aço carbono com aditivos (tais como: B, Mn ou Cr) temperado e revenido.	0,20 ^d -0,55	0,035	0,035	0,003	
	Aço liga temperado e revenido ^g	0,20-0,55	0,035	0,035	0,003	
12.9 ^{f h i}	Aço liga temperado e revenido ^g	0,28-0,50	0,035	0,035	0,003	380

^a A quantidade de B pode alcançar 0,005 % contanto que o B não efetivo seja controlado por adição de Ti e/ou Al.

^b Aços de usinagem fácil podem conter, para essas determinadas classes, até 0,34 % de S, 0,11 % de P, 0,35 % de Pb.

^c Para diâmetros nominais acima de 20 mm os aços especificados para a classe 10.9 podem ser necessários para alcançar a temperabilidade suficiente.

^d No caso de aço carbono simples ao boro com quantidade de carbono abaixo de 0,25 %, a quantidade mínima de manganês deve ser 0,6 % para a classe 8.8 e 0,7 % para as classes 9.8, 10.9 e 10.9.

^e Produtos desta classe deve ser identificados com o símbolo sublinhado. Todas as propriedades para a classe 10.9 devem ser satisfeitas pela 10.9, no entanto, sua temperatura de revenido fornece características de alívio de tensões diferentes a elevadas temperaturas.

^f Para os materiais desta classe, deve haver temperabilidade suficiente para garantir uma estrutura com aproximadamente 90 % de martensita no núcleo da seção da rosca para parafusos na condição pós têmpera, antes do revenido.

^g Este aço liga deve conter pelo menos um dos seguintes elementos na mínima quantidade fornecida: 0,30 % de Cr, 0,30 % de Ni, 0,20 % de Mo, 0,10% de V. Quando os elementos são especificados na combinação de dois, três ou quatro e possuem quantidade dos elementos de liga inferiores aos dados acima, o valor limite para ser aplicado para a determinação da classe é 70 % da soma dos valores limite individuais mostrados acima para dois, três ou quatro elementos de interesse.

^h Uma detecção, por meio de metalografia, de uma camada rica em fósforo não é permitida para a classe 12.9 na superfície sujeita a tensão de tração.

ⁱ A composição química e temperatura de revenido estão sob investigações.

Os parafusos utilizados neste processo são fabricados com aço de baixo carbono, os quais encruam durante a conformação a frio. A melhora na resistência à fadiga é parcialmente devido ao encruamento proveniente da laminação da rosca o que produz tensões de compressão na raiz da rosca. Essas tensões de compressão e um possível encruamento subsequente a ponta da trinca de fadiga atrasam o início da nucleação da trinca por fadiga e seu crescimento (Goss, 1997).

Com este mesmo propósito, de reduzir custos, estão sendo desenvolvidos aços boretados para parafusos de alta resistência mecânica, que permitem, também, a eliminação de certas etapas do processo de fabricação. Desde que aços boretados são fabricados sem elementos de liga, tais como Cr e Mo, o limite de resistência à tração do fio-máquina laminado a quente é baixo o suficiente para tanto eliminar como reduzir algumas etapas do processo, tais como coalescimento e recozimento. Por exemplo, o aço SAE 4135 deve ser coalescido e recozido antes do processo de trefilação, enquanto o aço SAE 10B22 possui uma boa plasticidade mesmo sem tratamento de coalescimento e recozimento. No entanto, os aços boretados são muito suscetíveis ao crescimento de grãos na fase austenita (Kawazoe et al., 2000).

Com a finalidade de eliminar este crescimento de grão, Kawazoe et al. (2000) estudaram a quantidade ótima de Ti a ser adicionada ao aço e verificaram o fenômeno da precipitação em aços boretados para a utilização em parafusos de alta resistência mecânica. Segundo os autores, no caso de aços boretados para parafusos de alta resistência mecânica, controlando a quantidade de Ti adicionada e a morfologia de precipitação, pode-se suprimir com sucesso o crescimento anormal do grão no aquecimento para a têmpera sem perda de trabalhabilidade a frio.

O desenvolvimento de parafusos de alta resistência mecânica é conduzido pelo desejo de produtos mais leves e de redução de custos. No entanto, parafusos se tornam mais suscetíveis a fragilização por hidrogênio com o aumento da resistência mecânica. A principal característica da fragilização por hidrogênio é a “fratura retardada”, sendo que a falha em serviço de um componente estrutural contendo hidrogênio pode ocorrer sem aviso, de minutos a anos, após carregamento estático. Aços convencionais de baixa liga temperados e revenidos são suscetíveis à fratura retardada quando sua resistência mecânica excede 1200 MPa. A resistência à fratura retardada no aço do parafuso é geralmente melhorada por meio de:

- Redução de impurezas. Para aumentar a resistência dos contornos de grão, impurezas tais como P, S e Mn (que acelera a segregação de P e S) devem ser reduzidas o máximo possível;
- Através do refino do tamanho de grão. Para melhorar a tenacidade e a ductilidade do aço, o tamanho do grão é refinado com a adição de Ti, Nb e V, com isso aumentando a resistência dos contornos de grão;
- Precipitação de carbonetos e de nitretos finos. Com o intuito de bloquear o hidrogênio difusivo, o qual é prejudicial ao aço, são adicionados elementos de liga que promovem o endurecimento por precipitação, tais como Mo, V e Ti, e realiza-se revenimento em altas temperaturas (Namimura et al., 2003).

Levando estes fatores e mecanismos em consideração, um novo aço (KNDS4) para parafusos de alta resistência mecânica foi desenvolvido por Namimura et al. (2003). Este novo

aço possui uma maior resistência à fratura retardada que o aço convencional AISI 4140 e uma maior resistência à corrosão devido à adição de Ti, Ni e Mo. Além disso, as propriedades da fratura retardada no aço KNDS4 foram melhoradas com o refino do tamanho do grão e a introdução de lugares para segurar o hidrogênio através dos precipitados finos e complexos de Mo-Ti-V (menores do que 50 nm), resultando no aumento do volume de hidrogênio crítico.

Outro aço desenvolvido para parafusos de alta resistência mecânica é o aço *dual phase*. Esta terminologia é dada ao aço que possui uma microestrutura de ferrita e uma segunda fase martensita. A composição química adequada é de baixo carbono (0,08 até 0,20%) e, tipicamente, contém adições de silício e manganês (0,5 até 1,5%). Pode ser empregado um tratamento termomecânico para produzir uma microestrutura de duas fases, conseguindo alta resistência mecânica e plasticidade. Esta combinação, de resistência e plasticidade, fornece ao aço de duas fases vantagens sobre os materiais comerciais tradicionais de alta resistência mecânica (Staddon e Lings, 2006).

Após a conformação a frio deste aço, pode-se obter um limite de resistência à tração de até 850 MPa no componente final. Este aço pode ser utilizado, como por exemplo, em parafusos da classe 8.8, que requerem limite de resistência à tração superior a 800 MPa. Já os aços boretados de baixo carbono utilizados na fabricação de parafusos conseguem obter após a conformação, um limite de resistência à tração de 710 MPa, necessitando de um tratamento térmico após a fabricação do parafuso para atingir as propriedades mecânicas necessárias (Staddon e Lings, 2006).

Os aços *dual phase* possuem outras vantagens sobre os aços boretados de baixo carbono, incluindo melhor resistência à fadiga, soldabilidade e uma melhor precisão dimensional devido a eliminação do tratamento térmico final, que pode distorcer a peça. No entanto, os aços *dual phase* são suscetíveis à fragilização por hidrogênio, que pode ocorrer em regiões com alto níveis de dureza. Porém, um tratamento de 6 a 8 horas a uma temperatura entre 190 e 220° C removem esta suscetibilidade. O custo para este tratamento é inferior ao tratamento de têmpera e revenido que os aços boretados necessitam (Staddon e Lings, 2006).

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Materiais

Os parafusos estudados neste trabalho foram do tipo M8 com 40 mm de comprimento, 24mm de rosca grossa, passo de 1,25 mm, e cabeça sextavada com ressalto. Além disso, os tratamentos térmicos utilizados tiveram como objetivo atingir os requisitos da classe ISO 10.9. A Figura 3.1 mostra uma fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho. Esses parafusos foram fabricados a partir de dois fios-máquinas com origens diferentes, sendo um proveniente da empresa nacional Belgo Bekaert Arames S.A., que será denominado neste trabalho como AISI 4135 e o outro proveniente da empresa japonesa O&K Company Limited, que se baseia na norma SCM 435H. Esses fios-máquinas são obtidos com diâmetro entre 7,80 e 7,85 mm, em uma condição favorável ao processo de forjamento, ou seja, com baixos níveis de resistência mecânica e altos níveis de ductilidade. A Tabela 3.1 apresenta as composições químicas nominais de cada um dos aços. Para poder realizar uma comparação com relação à composição química entre os dois aços, análises químicas foram realizadas, nos fios-máquinas de origens diferentes, em um Analisador de C e S LECO Corporation para a determinação do teor de carbono e enxofre e um Espectrômetro de Fluorescência de Raios X SHIMADZU EDX 900HS para os demais elementos.



Figura 3.1 – Fotografia de um dos parafusos utilizados neste trabalho.

Tabela 3.1 - Composições químicas nominais dos aços utilizados neste trabalho (% em peso) (ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel, 1993).

Descrição	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SCM 435H	0,32-0,39	0,15-0,35	0,55-0,90	0,030	0,030	0,85-1,25	0,15-0,35
AISI 4135	0,33-0,38	0,15-0,35	0,70-0,90	0,035	0,040	0,80-1,10	0,15-0,25

3.1.1 Condições microestruturais dos parafusos

Para o estudo da influência da temperatura de revenido e da quantidade de inclusões no limite de resistência à fadiga, os parafusos foram separados em seis grupos, sendo três fabricados com o aço AISI 4135 e três com o SCM 435H. Esses grupos foram austenitizados a 890 °C durante 30 minutos, temperados em óleo e revenidos em três temperaturas diferentes (490, 520 e 550 °C) com resfriamento em óleo. Ou seja, os parafusos fabricados com o aço AISI 4135 foram separados em três grupos, sendo um revenido a 490 °C, outro a 520 °C e um último a 550 °C. O mesmo foi realizado com os parafusos fabricados com o aço SCM 435H.

Para o estudo da influência da laminação da rosca após tratamento térmico no limite de resistência à fadiga, um grupo de parafusos foi tratado termicamente antes do processo de

laminação da rosca. Portanto, este grupo foi austenitizado a 890 °C, temperado em óleo, revenido a 550 °C com resfriamento ao óleo e depois teve a rosca laminada a frio.

A Tabela 3.2 apresenta um resumo de cada um dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.

Tabela 3.2 - Detalhes dos grupos de parafusos utilizados neste trabalho.

Condição	Aço utilizado na fabricação	Tratamento térmico utilizado em cada condição	Seqüência do processo de fabricação(*)
N490	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 490 °C por 30 minutos.	LR/TT
N520	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 520 °C por 30 minutos.	LR/TT
N550	AISI 4135	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	LR/TT
I490	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 490 °C por 30 minutos.	LR/TT
I520	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 520 °C por 30 minutos.	LR/TT
I550	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	LR/TT
I550 LATT	SCM 435H	Austenitizado a 890 °C por 30 minutos, temperados e revenidos a 550 °C por 30 minutos.	TT/LR

(*) LR = laminação da rosca;

TT = tratamento térmico.

3.2 Análise microestrutural por microscopia óptica (MO)

3.2.1 Caracterização de fases

A caracterização microestrutural por microscopia óptica teve como principais objetivos a verificação das principais diferenças microestruturais entre os fios-máquinas fabricados com aço AISI 4135 e SCM 435H, na condição como recebidos, e verificação de possíveis mudanças ocorridas na microestrutura dos parafusos, decorrente da variação do tratamento térmico e da seqüência do processo de fabricação.

Para a caracterização microestrutural, amostras da seção longitudinal dos fios-máquinas e dos parafusos foram cortadas e embutidas em baquelite. Depois de embutida, as amostras foram lixadas com lixas de grana 220, 320, 400, 600, 800 e 1200, nesta ordem, e posteriormente, foram realizados polimentos utilizando-se pasta de diamante de granulação 6 e 1 μm . Em seguida, essas amostras foram atacadas por imersão em uma solução contendo 2 % de ácido nítrico e 98 % de álcool etílico durante, aproximadamente, 5 segundos. Depois de atacadas, as amostras foram enxaguadas em água corrente e em álcool antes de serem secas em jato de ar quente.

Após a preparação, as amostras foram analisadas e fotografadas em um microscópio óptico da marca Zeiss, modelo Neophot 32.

3.2.2 Caracterização das micro-inclusões

Como os dois aços apresentaram diferenças com relação à forma, quantidade e tamanho das inclusões, foi realizada, segundo a norma ASTM E 45 (2005), a determinação das inclusões contidas em cada aço, utilizando o método D (“*Low Inclusion Content*”), que é utilizado para aços com baixa quantidade de inclusões.

A determinação das inclusões foi realizada nas superfícies longitudinais dos fios-máquinas AISI 4135 e SCM 435H. Foram utilizadas três amostras de cada aço, sendo que cada amostra continha uma área de aproximadamente 160 mm^2 . Essas amostras foram embutidas, lixadas e

polidas como as amostras utilizadas na caracterização de fases (item anterior), porém a análise foi realizada na amostra sem ataque químico, ou seja, somente polida.

As amostras foram observadas com um aumento de 100X em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo GX51 e foi realizada uma varredura completa dessas amostras, comparando cada campo da amostra (aproximadamente $0,50 \text{ mm}^2$) com o quadro de inclusões contido na norma acima citada. As inclusões encontradas nas amostras foram classificadas quanto ao tipo, quantidade e tamanho. Com relação ao tipo, as inclusões podem ser classificadas, segundo a norma acima citada, como sendo do tipo: A (sulfetos), B (alumina), C (silicatos) ou D (óxidos globulares). Com relação à quantidade, podem ser classificadas como: $\frac{1}{2}$, 1, $1\frac{1}{2}$, 2 ou $2\frac{1}{2}$, sendo $\frac{1}{2}$ um campo com poucas inclusões e $2\frac{1}{2}$ um campo com muitas inclusões. Já com relação ao tamanho, as inclusões podem ser classificadas como sendo da série fina ou grossa.

3.3 Ensaios mecânicos básicos

3.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de se verificar as diferenças existentes entre os níveis de resistência mecânica e de ductilidade, causadas pelas diferentes condições de tratamento térmico e seqüência das etapas do processo de fabricação dos parafusos. Além disso, foram realizados ensaios de tração nos fios-máquinas para uma comparação entre os materiais na condição como recebidos.

Os ensaios de tração foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo Test Star II, com capacidade de 10 toneladas. Os ensaios foram realizados com controle de deslocamento, sendo registrados simultaneamente a carga, o deslocamento do pistão e, nos ensaios realizados nos fios-máquinas, a deformação (alongamento) da parte útil. Esses registros foram feitos pelas medições da célula de carga, LVDT e por um extensômetro, respectivamente. A velocidade de deslocamento do pistão utilizada durante os ensaios foi de 0,02 mm/s.

Os ensaios de tração nos fios-máquinas foram realizados de acordo com a norma ISO 6892 (1998), utilizando corpos-de-prova usinados de acordo com a Figura 3.2.

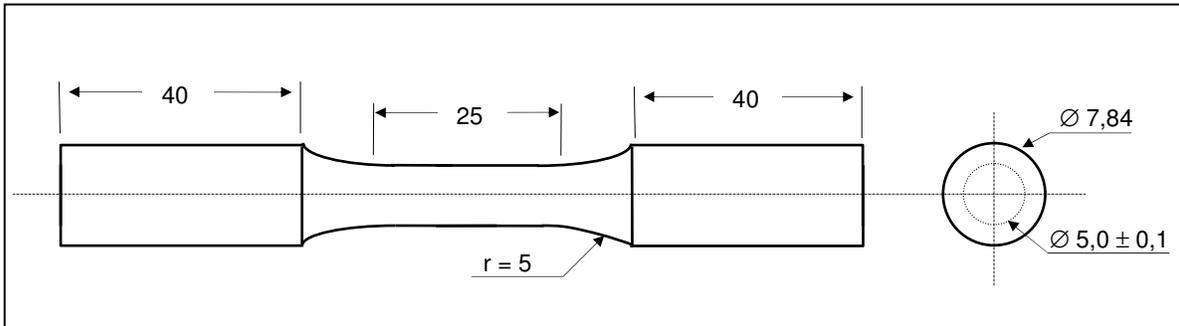


Figura 3.2. Desenho dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração dos fios-máquinas.
Dimensões em mm.

Os ensaios de tração nos parafusos foram realizados, segundo a norma ISO 898-1 (1999), em duas etapas. A primeira foi realizada, para todas as condições com exceção da I550 LATT, em corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos, com a finalidade de se obter além do limite de resistência à tração, obter também o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área. A Figura 3.3 apresenta um desenho esquemático dos corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos.

Nesta etapa, foram utilizados cinco corpos-de-prova para cada condição analisada. Como não foi possível utilizar um extensômetro para medir o alongamento até a fratura dos corpos-de-prova durante o ensaio, devido ao tamanho reduzido desses corpos-de-prova, foram realizadas duas marcas na parte útil de cada um dos corpos-de-prova, distanciando 20 mm uma da outra e, após a ruptura, a distância entre as marcas foram medidas novamente. A partir da medida inicial (l_i) e final (l_f) entre essas marcas, foi possível calcular o alongamento até a fratura (A) utilizando a Equação (3.1).

$$A = \frac{l_f - l_i}{l_i} \cdot 100 \quad (3.1)$$

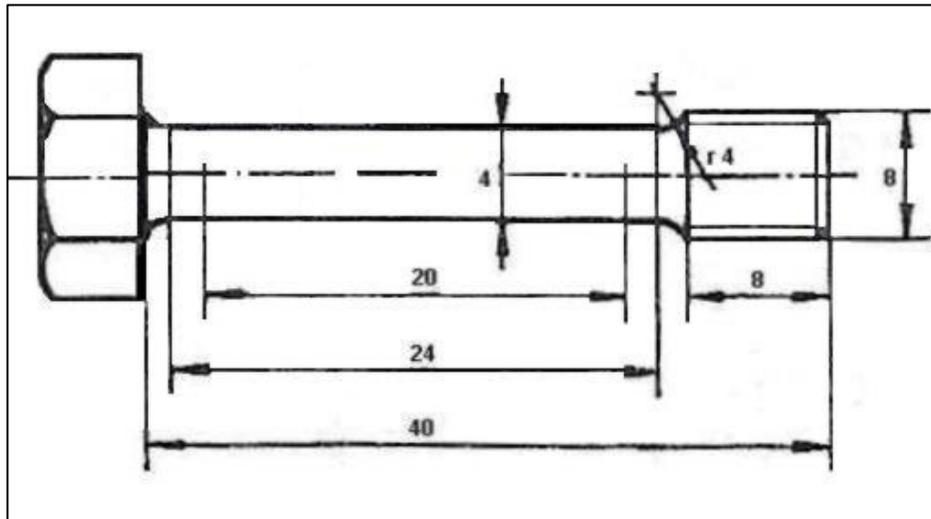


Figura 3.3 - Esquema dos corpos-de-prova usinados a partir de um parafuso. Dimensões em mm.

O parâmetro redução de área (Z) foi obtido pela Equação (3.2), na qual A_i é a área inicial da seção transversal da parte útil do corpo-de-prova e A_f a área final, medida após a ruptura do mesmo.

$$Z = \frac{A_i - A_f}{A_i} \cdot 100 \quad (3.2)$$

Como os parafusos do grupo I550 LATT são laminados a frio após o tratamento térmico e, com isso, adquirem tensões residuais de compressão na raiz do filete, a usinagem dos corpos-de-prova desta condição poderia alterar os resultados. Portanto, foi realizada uma segunda etapa dos ensaios de tração, como recomenda a norma acima citada, utilizando parafusos inteiros para que pudessem ser comparadas todas as condições estudadas. No entanto, com os ensaios realizados nos parafusos inteiros, não foi possível obter o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área, ou seja, foi possível comparar as condições somente com relação ao limite de resistência à tração. Para cada condição, foram ensaiados três parafusos.

3.3.2 Ensaio de microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em todas as condições estudadas para comparar os níveis de dureza obtidos com as alterações no processo de fabricação dos parafusos e, também, para comparar os níveis de dureza dos fios-máquinas, de materiais diferentes, na condição como recebidos.

Foi utilizado um microdurômetro da marca Buehler modelo 2100, configurado com carga de 1 kgf , de acordo com a norma ASTM E 384 (2007). Os ensaios foram realizados na região central da superfície longitudinal dos parafusos e fios-máquinas, nas amostras utilizadas na análise metalográfica, ou seja, amostras embutidas, lixadas, polidas e atacadas. Foram realizadas três medidas para cada condição estudada e para cada fio-máquina.

3.4 Ensaio de fadiga axial

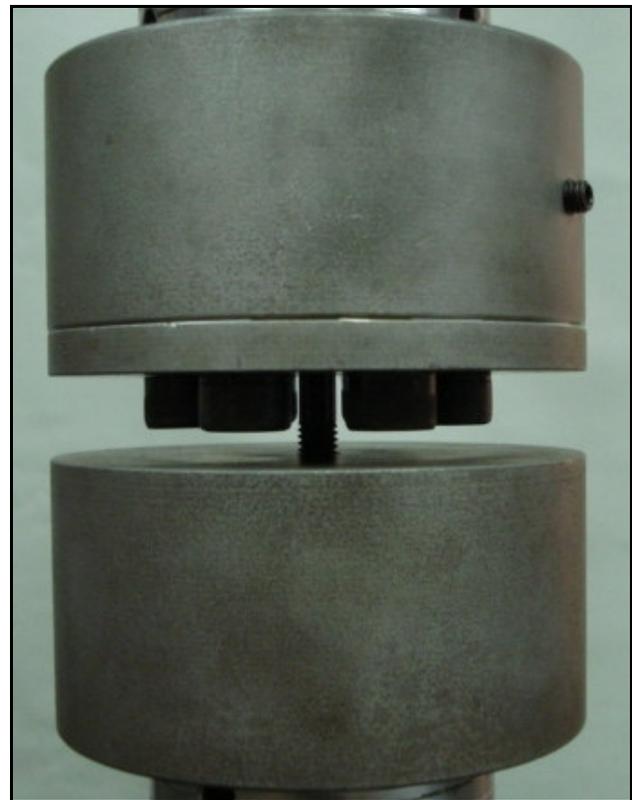
Os ensaios de fadiga axial em meio neutro foram realizados em parafusos inteiros, segundo a norma ISO 3800 (1993), para todas as condições analisadas, com o objetivo de se obter o limite de resistência à fadiga em 10^6 ciclos. Os ensaios foram realizados em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo Test Star II, com capacidade de 10 toneladas, utilizando um dispositivo construído de acordo com a norma acima citada, como pode ser visto na Figura 3.4. A fixação do parafuso no dispositivo foi realizada por meio de uma porca, sendo que para cada ensaio era utilizada uma nova porca, como exige a norma. O Anexo I apresenta os desenhos do dispositivo utilizado nos ensaios de fadiga axial. Esses ensaios foram realizados com controle de tensão, solicitação do tipo tração-tração, sob uma onda senoidal e frequência de 25 Hz. Foi realizada uma pré-carga de 700 MPa (25.620 N) para todas as condições estudadas.

Para o cálculo do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, foi utilizado o método estatístico escada (“*staircase*”). Portanto, o primeiro ensaio de cada condição era iniciado utilizando-se uma carga máxima estimada previamente e com a carga mínima de 25.620 N (700 MPa). Se ocorresse fratura do parafuso antes de atingir 10^6 ciclos, o próximo parafuso era ensaiado com uma carga menor, ou seja, a carga anterior diminuída de um incremento de 500 N

(13,7 MPa). Caso o parafuso atingisse 10^6 ciclos sem romper, então se encerrava o ensaio e o próximo era ensaiado com uma carga maior, ou seja, a carga utilizada no ensaio anterior acrescida de um incremento de 500 N. O ensaio era continuado dessa maneira, aumentando ou diminuindo o nível de tensão até que um total de 15 corpos-de-prova fosse ensaiado a partir da primeira inversão de incremento. Por exemplo, se os três primeiros parafusos ensaiados não fraturaram até atingir 10^6 ciclos, porém o quarto fraturou, então, os dois primeiros ensaios eram descartados.



(a)



(b)

Figura 3.4 - Fotografias (a) da máquina de ensaios MTS e (b) do dispositivo, utilizados nos ensaios de fadiga axial.

Adicionalmente, foram realizados ensaios de fadiga axial no grupo N490 utilizando uma razão de cargas fixa, $R = 0,1$, ao invés de fixar a pré-carga, com a finalidade de verificar qual é o

critério de falha mais adequado para descrever o comportamento de parafusos de alta resistência mecânica, quando laminados antes do tratamento térmico. Para estes ensaios também foi utilizado o método estatístico escada, porém o incremento usado entre os ensaios foi de 25 MPa (915 N). Este incremento maior foi escolhido devido ao fato de que quanto menor a razão de cargas, maior o desvio padrão envolvido.

3.5 Análise da superfície de fratura

As superfícies de fratura dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga, foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura com a finalidade de observar se devido às mudanças nas temperaturas dos tratamentos térmicos e na seqüência do processo de fabricação, houve algum tipo de fragilização metalúrgica desses parafusos. Além disso, foi possível comparar a morfologia da superfície de fratura de todas as condições estudadas.

A análise fratográfica foi conduzida em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca JEOL modelo JXA-840A, por meio da observação direta da superfície de fratura e da utilização da imagem obtida com a detecção dos elétrons secundários. A Figura 3.5 apresenta uma fotografia do MEV utilizado. Foram observadas as fraturas de pelo menos um parafuso para cada condição estudada.



Figura 3.5 – Fotografia do microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises fratográficas.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Análise da composição química

A Tabela 4.1 apresenta os resultados das análises químicas realizadas no Centro de Tecnologia (CT) da UNICAMP, dos dois fios-máquinas utilizados no processo de fabricação dos parafusos, sendo um o nacional (AISI 4135) e o outro japonês (SCM 435H). Além disso, esta tabela contém as composições químicas constantes nos respectivos certificados desses produtos.

Tabela 4.1 – Composição química dos principais elementos dos aços AISI 4135 e SCM 435H produzidos pela Belgo Bekaert Arames S.A.e O&K Company Limited, respectivamente.

Descrição	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Análise do aço nacional	0,36	0,26	0,81	0,022	0,010	0,97	0,17
Certificado AISI 4135	0,34	0,23	0,79	0,018	0,008	0,94	0,16
Análise do aço japonês	0,35	0,19	0,76	0,032	0,011	0,98	0,15
Certificado SCM 435H	0,35	0,20	0,74	0,012	0,006	0,99	0,17

A partir dos resultados das análises químicas realizadas pelo CT (Tabela 4.1), é possível observar algumas pequenas diferenças na concentração de alguns elementos de liga entre os aços

utilizados. Porém, essas diferenças encontradas são irrelevantes diante da influência que tais diferenças podem exercer sobre as propriedades dos dois materiais.

Observando as especificações desses aços (Tabela 3.1), pode-se apontar que os dois materiais apresentaram composição química coerente com os valores requeridos pelas suas respectivas normas, com exceção do fósforo no aço SCM 435H que excedeu um pouco o teor máximo especificado pela norma desse material.

Pode ainda ser observado na Tabela 4.1 que as análises químicas contidas nos certificados desses aços estão muito próximas dos encontrados pelo CT, com uma pequena diferença na quantidade de fósforo e enxofre do aço SCM 435H. As diferenças encontradas podem ter sido geradas tanto por imprecisões dos métodos de análise empregados como por pequenas variações de composição entre regiões distintas do fio-máquina. Todavia, é importante ressaltar que a partir daqui as considerações envolvendo a composição química dos aços AISI 4135 e SCM 435H tomarão como referência as análises químicas realizadas pelo CT.

4.2 Análise microestrutural por microscopia óptica (MO)

4.2.1 Caracterização de fases

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam as microestruturas características dos fios-máquinas AISI 4135 e SCM 435H, respectivamente. Essas micrografias foram retiradas das seções longitudinais dos fios-máquinas e observadas por microscopia óptica após ataque, por imersão, em uma solução de 2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico (Nital 2%). É possível observar nessas figuras que em ambos os casos, a microestrutura possui uma matriz ferrítica com carbonetos esferoidizados. É possível observar também que a matriz de ferrita de ambos os aços é composta por grãos predominantemente equiaxiais com tamanho de grão próximos. Além disso, a microestrutura do fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 apresentou, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados muito superior ao do fio-máquina fabricado com aço SCM 435H. Essa diferença microestrutural, proveniente de tratamentos termomecânicos diferentes, pode atribuir ao material diferentes propriedades mecânicas.

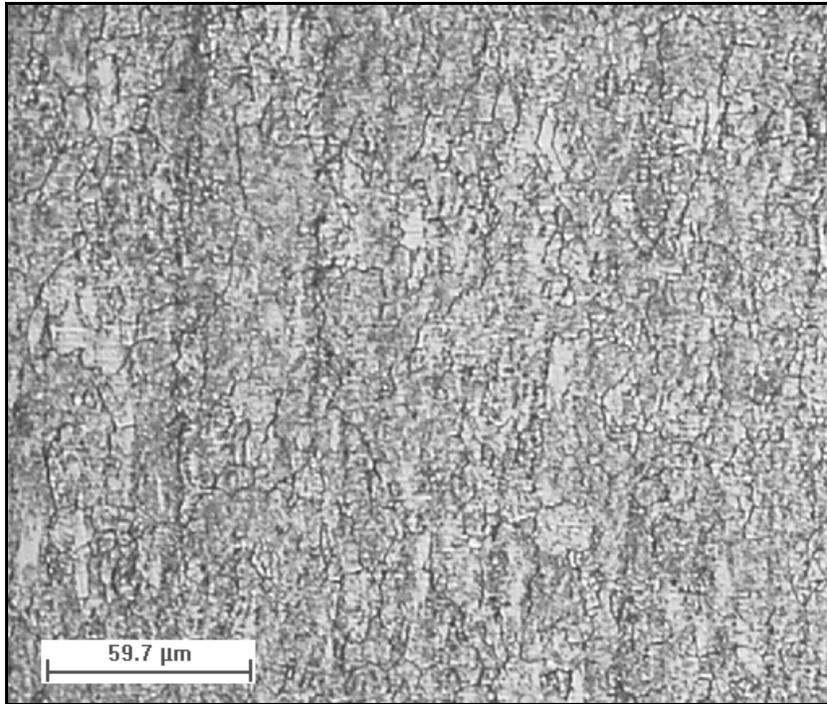


Figura 4.1 – Micrografia do fio-máquina de aço AISI 4135, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.

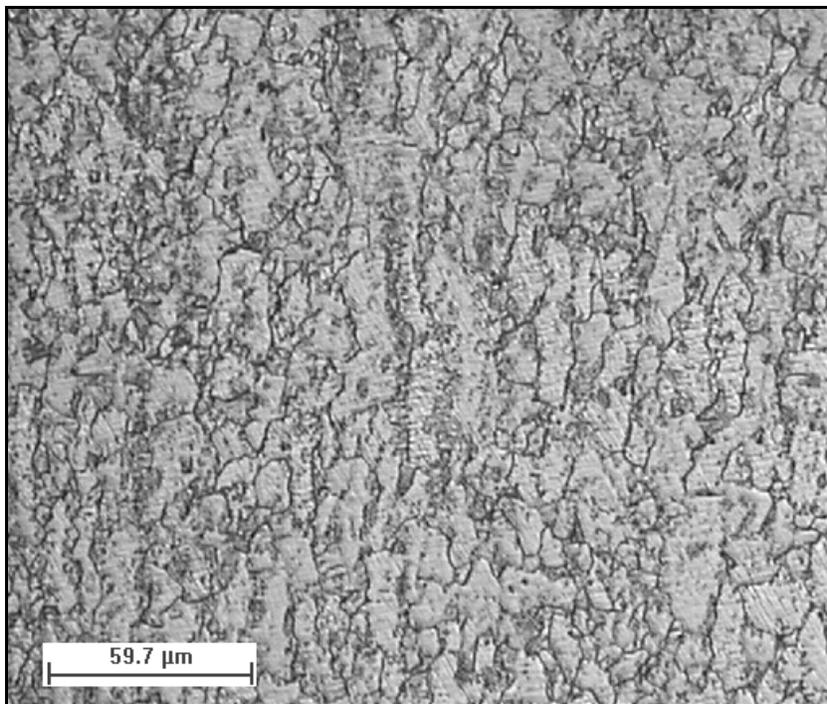


Figura 4.2 – Micrografia do fio-máquina de aço SCM 435H, na condição como recebido. Ataque com Nital 2%.

As Figuras 4.3 e 4.4 mostram as microestruturas características dos parafusos fabricados com aço nacional, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490) e dos fabricados com aço importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), respectivamente. O Anexo II apresenta as micrografias de todas as condições estudadas neste trabalho.

A partir dessas figuras, é possível dizer que a análise micrográfica não revelou diferenças significativas entre as microestruturas características dos grupos estudados; todas as condições apresentaram martensita revenida, o que era esperado do processo de fabricação desses parafusos. Além disso, a diferença microestrutural existente entre os fios-máquinas nacional (AISI 4135) e japonês (SCM 435H) foi suprimida devido ao tratamento térmico que os parafusos são submetidos durante o processo de fabricação, ou seja, parafusos fabricados com os fios-máquinas diferentes, porém com o mesmo tratamento térmico, apresentaram a mesma microestrutura característica.

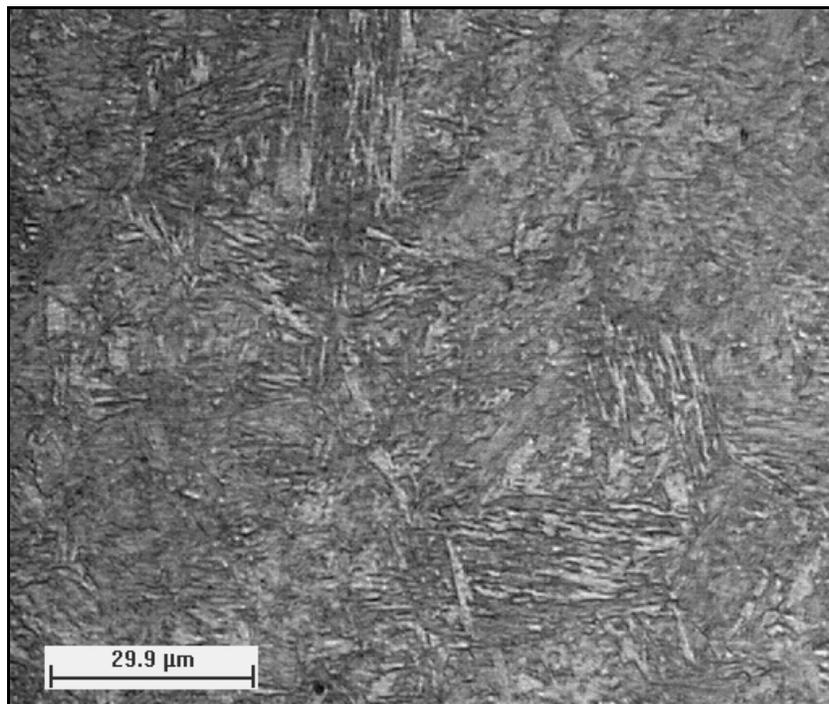


Figura 4.3 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.

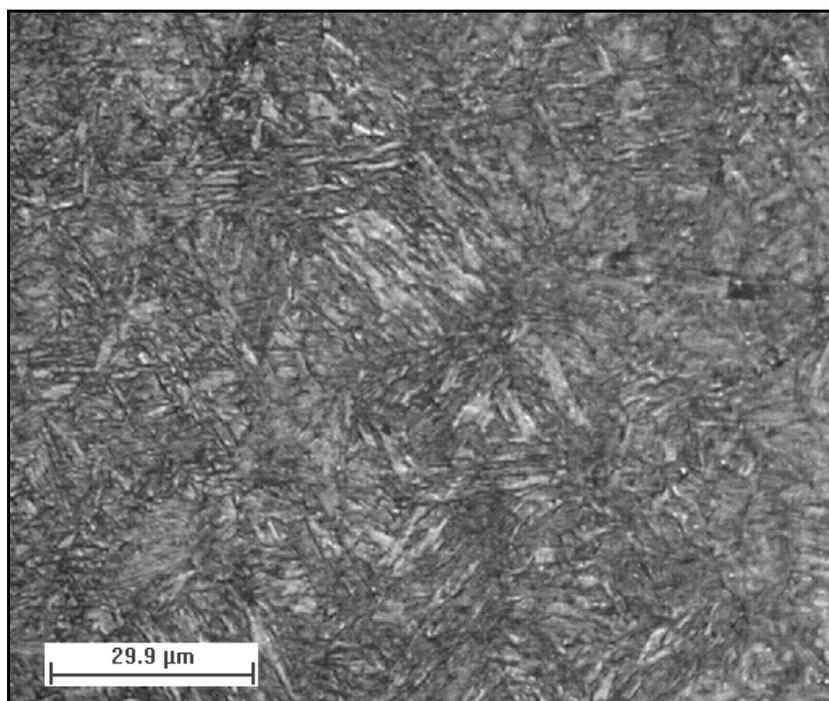


Figura 4.4 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT). Ataque com Nital 2%.

A única diferença observada nesta análise foi no grupo I550 LATT, que apresentou linhas de laminação muito bem definidas nos contornos da raiz dos filetes da rosca, pois neste grupo a rosca foi laminada após o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Esta diferença pode ser observada nas Figuras 4.5 e 4.6, que apresentam as micrografias dos parafusos fabricados com fio-máquina importado e revenidos a 550 °C, porém com laminação antes (I550) e após (I550 LATT) o tratamento térmico, respectivamente.

A partir da Figura 4.6, podemos observar que durante o processo de laminação da rosca, os grãos do material são alinhados na direção de laminação gerando “fibras mecânicas”. Segundo Ifergane et al. (2001), esse alinhamento dos grãos é responsável por atrasar o crescimento de trincas de fadiga. Na Figura 4.5 não é possível observar este alinhamento, pois como a laminação da rosca é realizada antes do tratamento térmico, os grãos se recristalizam e perdem o alinhamento durante o tratamento térmico.

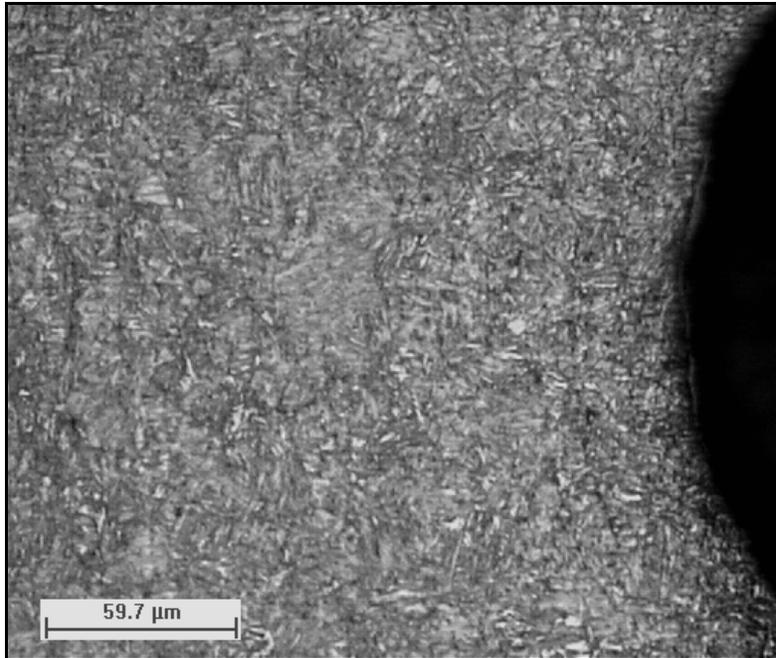


Figura 4.5 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.

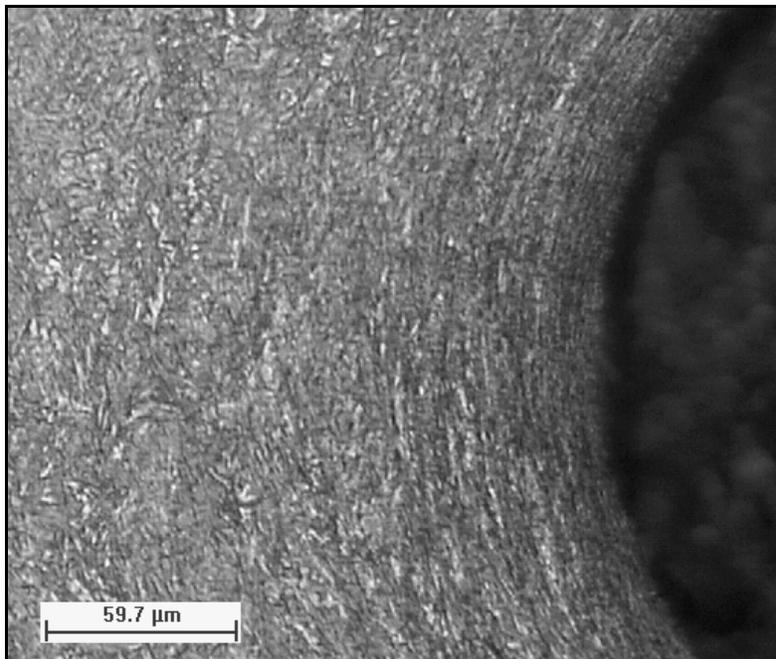


Figura 4.6 – Microestrutura característica dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) na região da raiz do filete da rosca. Ataque com Nital 2%.

4.2.2 Caracterização das micro-inclusões

A Tabela 4.2 abaixo apresenta os resultados da contagem de micro-inclusões dos aços estudados, executada em três amostras de cada fio-máquina, em conformidade com o método D da norma ASTM E45 (2005). Para cada amostra de 160 mm², foram medidos 320 campos com 100 X de ampliação (área de 0,50 mm² para cada campo).

Tabela 4.2 – Resultados da contagem de micro-inclusões conforme ASTM E45 (2005) para os dois aços estudados. Os valores apresentados representam uma média das três amostras de cada material.

Aço	Tipo	Classe	Severidade				
			0,5	1,0	1,5	2,0	2,5
Nacional (AISI 4135)	A	Fina	10,7	0	0	0	0
	B	Fina	0	3,7	3,3	0	0
		Fina	0	25,0	125,0	49,7	18,0
	D	Grossa	36,0	57,0	0	0	0
Importado (SCM 435H)	A	Fina	54,0	9,7	0	0	0
	B	Fina	4,7	17,7	37,0	35,3	0
		Fina	9,7	49,7	8,7	0	0
	D	Grossa	18,3	4,7	0	0	0

As inclusões são classificadas segundo séries Finas (F) e Grossas (G) nos seguintes tipos:

- Tipo A – sulfetos de manganês;
- Tipo B – alumina;
- Tipo C – silicatos;
- Tipo D – óxidos complexos globulares.

As inclusões nos aços estudados são constituídas de sulfetos de manganês (tipo A), óxidos de alumínio alinhados (tipo B) e óxidos globulares (tipo D). Não foram observadas inclusões de silicatos (tipo C).

É possível observar na Tabela 4.2 que o aço nacional (AISI 4135) apresenta uma quantidade de inclusões superior ao importado (SCM 435H). Além disso, o aço nacional apresenta, basicamente, óxidos globulares das séries fina e grossa. Por outro lado, o aço importado apresenta um pouco mais de sulfeto e óxidos de alumínio alinhados e uma quantidade muito inferior de óxidos globulares que o aço nacional. As Figuras 4.7 e 4.8 apresentam micrografias, sem ataque químico, da seção longitudinal dos fios-máquinas nacional e importado, respectivamente. É importante salientar que as inclusões do tipo A (sulfetos de manganês) e do tipo B (óxidos de alumínio) estão alinhados na direção de laminação do fio-máquina. Após a fabricação dos parafusos, essas inclusões permanecem na direção longitudinal, ou seja, na direção da aplicação da carga axial. Caso contrário, essas inclusões afetariam significativamente a resistência à fadiga do material. Além disso, como as inclusões encontradas nos materiais analisados são pequenas, elas praticamente não influenciam na resistência à fadiga desses materiais, como foi estudado por Panasyuk et al. (2007).



Figura 4.7 – Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina nacional mostrando as inclusões características encontradas neste material.

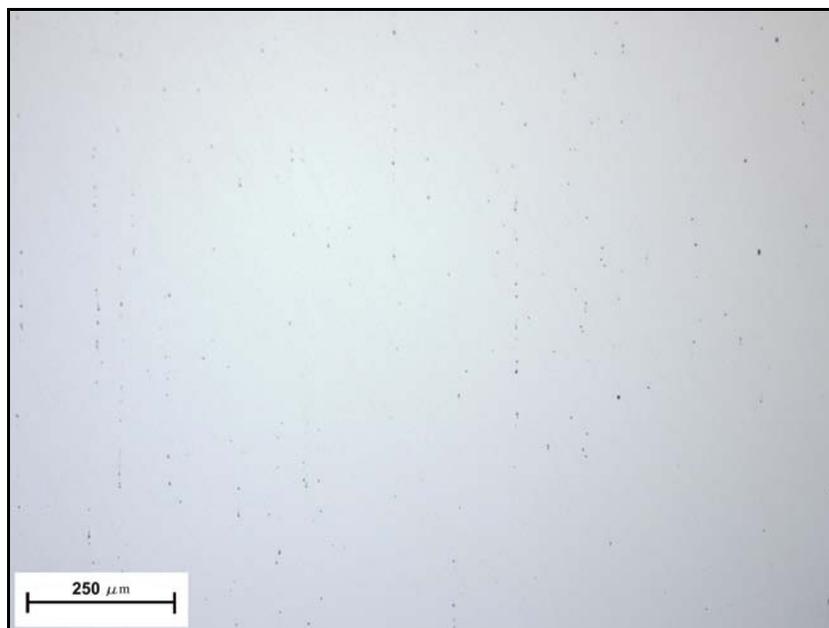


Figura 4.8 – Micrografia, sem ataque químico, do fio-máquina importado mostrando as inclusões características encontradas neste material.

4.3 Ensaio mecânicos básicos

4.3.1 Ensaio de tração

A Figura 4.9 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados nos fios-máquinas de materiais diferentes, em termos das curvas de tensão em função da deformação. Essa figura apresenta dez ensaios, sendo sete realizados nos fios-máquinas fabricados com o aço nacional (AISI 4135) e três fabricados com aço importado (SCM 435H). A Tabela 4.3 apresenta as propriedades mecânicas básicas obtidas a partir dessas curvas.

Após terem sido realizados três ensaios de tração para cada tipo de fio-máquina (fabricados com aços diferentes), houve a necessidade de se realizar mais alguns ensaios apenas para o fio-máquina fabricado com aço nacional (AISI 4135), pois os resultados estavam muito dispersos com relação ao alongamento até a fratura. Após a realização de mais quatro ensaios para o fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 (nacional), os resultados se dispersaram ainda mais. Por outro lado, os resultados dos ensaios realizados no fio-máquina fabricado com aço SCM 435H (importado) foram muito próximos.

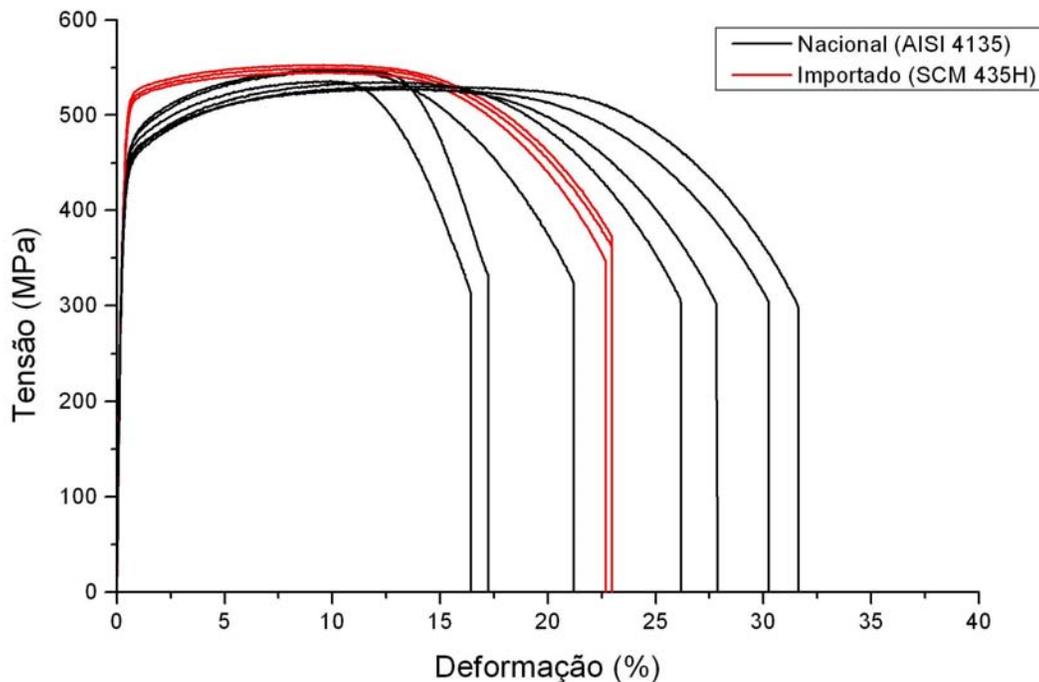


Figura 4.9 – Resultados dos ensaios de tração realizados nos corpos-de-prova usinados a partir dos diferentes fios-máquinas.

A partir da Figura 4.9 e da Tabela 4.3 é possível dizer que o fio-máquina fabricado com aço AISI 4135 (nacional) na condição como recebido e utilizado na fabricação dos parafusos possui níveis de resistência mecânica inferiores ao SCM 435H (importado) e, conseqüentemente, níveis de ductilidade superiores, embora tenha apresentado uma dispersão grande com relação ao alongamento até a fratura. Esses resultados estão de acordo com a análise metalográfica dos aços, ou seja, o aço nacional (AISI 4135) possui, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados superior ao importado (SCM 435H), o que explica os níveis de ductilidade superiores. Além disso, possui também uma quantidade superior de micro-inclusões, o que pode estar sendo responsável pela dispersão nos resultados de alongamento até a fratura.

A Figura 4.10 apresenta os resultados dos ensaios de tração, realizados em corpos-de-prova usinados a partir dos parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Um dos corpos-de-prova usinados para a realização dos ensaios pode ser visto na Figura

4.11. Cada uma das curvas da Figura 4.10 representa uma média de cinco ensaios. Esses ensaios foram realizados para todas as condições, com exceção da I550 LATT. A Tabela 4.4 apresenta as propriedades mecânicas básicas obtidas a partir dessas curvas.

Tabela 4.3 – Parâmetros das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para os dois fios-máquinas fabricados com aços diferentes.

Material	Corpo-de-Prova	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento até a fratura (%)	Redução de Área (%)
AISI 4135	1	548	436,1	21,2	66,0
	2	537	437,6	16,4	70,8
	3	548	443,6	17,2	67,3
	4	529	425,6	27,9	67,3
	5	528	440,1	30,3	70,8
	6	531	432,6	31,6	69,6
	7	535	428,1	26,2	67,3
	Média ± Desvio Padrão	536,7 ± 8,4	434,8 ± 6,4	24,4 ± 6,2	68,5 ± 1,9
SCM 435H	8	546	501,2	22,7	56,5
	9	553	494,7	23,0	60,0
	10	550	499,7	23,0	62,5
		Média ± Desvio Padrão	549,7 ± 3,9	498,5 ± 3,4	22,9 ± 0,2

Os resultados dos ensaios de tração realizados em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos (Figura 4.10 e Tabela 4.4) mostraram que uma alteração de apenas 30 °C no tratamento térmico de revenido provocou mudanças significativas nos níveis de resistência mecânica dos parafusos (limite de resistência à tração e limite de escoamento). Como esperado, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de resistência mecânica encontrados. Por outro lado, devido à dispersão dos resultados de alongamento até a fratura e da redução de área, não foi possível observar uma relação das propriedades de ductilidade com as pequenas variações nas

temperaturas de revenido. A partir da Tabela 4.4, é possível observar também que as propriedades obtidas pelo ensaio de tração (limite de escoamento, limite de resistência à tração, redução de área e alongamento específico até a fratura), de todos os grupos estudados, satisfazem os requisitos da classe 10.9. Além disso, essas propriedades dos grupos N490 e I490, que são revenidos a 490 °C, atendem também ao recomendado para a classe 12.9.

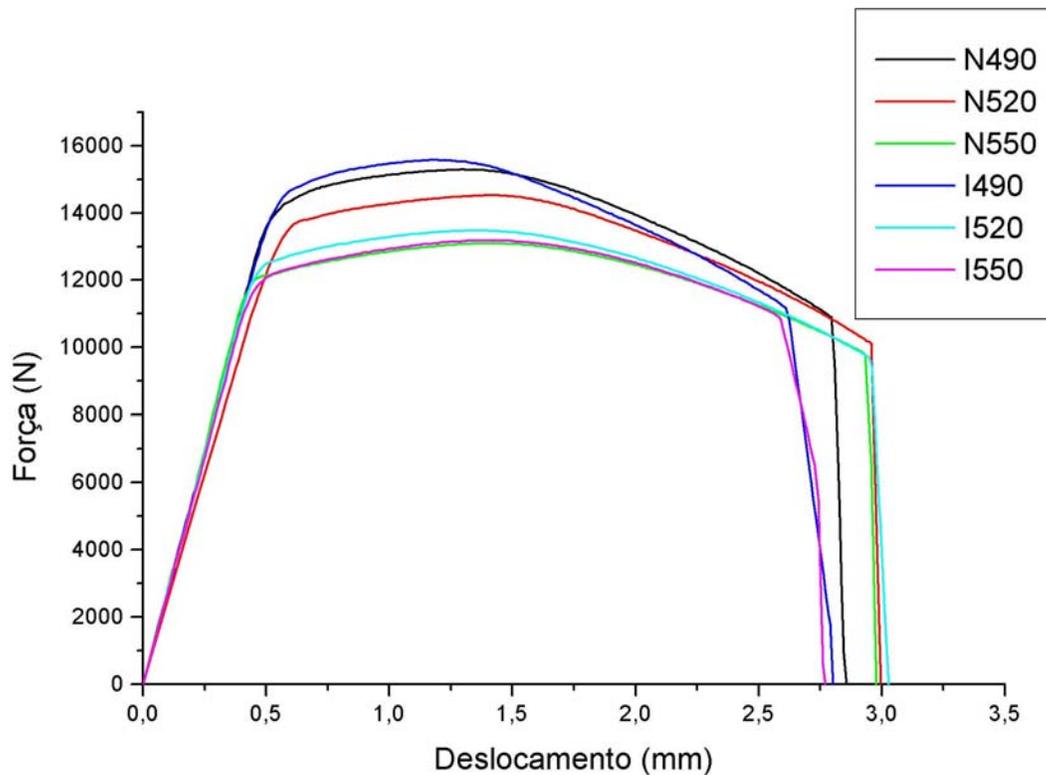


Figura 4.10 – Resultados dos ensaios de tração, em corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, em termos das curvas de força em função do deslocamento do pistão. Cada curva representa uma média de cinco ensaios.

A partir desses resultados, é possível observar também que, com exceção dos grupos revenidos a 520 °C, os grupos revenidos na mesma temperatura, apresentaram níveis de resistência mecânica muito próximos. A variação existente entre os grupos revenidos a 520 °C pode estar relacionada a uma possível variação na temperatura do forno durante o tratamento térmico de revenimento.



Figura 4.11 – Fotografia de um dos corpos-de-prova, usinados a partir de parafusos, utilizados nos ensaios de tração.

Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, de corpos-de-prova usinados a partir de parafusos, de todas as condições estudadas, com exceção da I550 LATT, e as especificações da norma ISO 898-1 (1999) para as classes de parafusos 10.9 e 12.9. Os valores apresentados representam uma média \pm desvio padrão de cinco ensaios.

Condição	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Redução de área (%)	Alongamento específico até a fratura (%)
N490	1126 \pm 22	1220 \pm 22	53,5 \pm 5,9	15,2 \pm 0,8
N520	1092 \pm 29	1157 \pm 28	48,0 \pm 1,7	14,5 \pm 1,3
N550	961 \pm 13	1047 \pm 16	56,4 \pm 3,8	17,2 \pm 1,3
I490	1159 \pm 26	1243 \pm 25	51,4 \pm 4,7	14,3 \pm 1,1
I520	1025 \pm 20	1077 \pm 26	59,6 \pm 2,8	16,2 \pm 1,0
I550	964 \pm 14	1054 \pm 14	50,9 \pm 5,5	13,8 \pm 1,2
<i>Especificação ISO 10.9</i>	940	1040	48	9
<i>Especificação ISO 12.9</i>	1100	1220	44	8

A usinagem dos corpos-de-prova a partir de parafusos é importante para se obter não somente o limite de resistência à tração, mas também, o limite de escoamento, o alongamento até a fratura e a redução de área. Porém, quando se trata de parafusos laminados após tratamento térmico, a norma ISO 898-1 (1999) não recomenda a usinagem de corpos-de-prova a partir de parafusos, para a realização dos ensaios de tração, pois como esses parafusos possuem tensões residuais de compressão nas raízes dos filetes da rosca e um alinhamento dos grãos também nesta região, os resultados poderiam não representar a realidade. Portanto, houve a necessidade de se realizar ensaios de tração em parafusos inteiros, pois só assim foi possível comparar todas as condições estudadas. A Figura 4.12 apresenta os resultados desses ensaios em termos das curvas da força em função do deslocamento do pistão. A Tabela 4.5 mostra os resultados desses ensaios em termos do limite de resistência à tração.

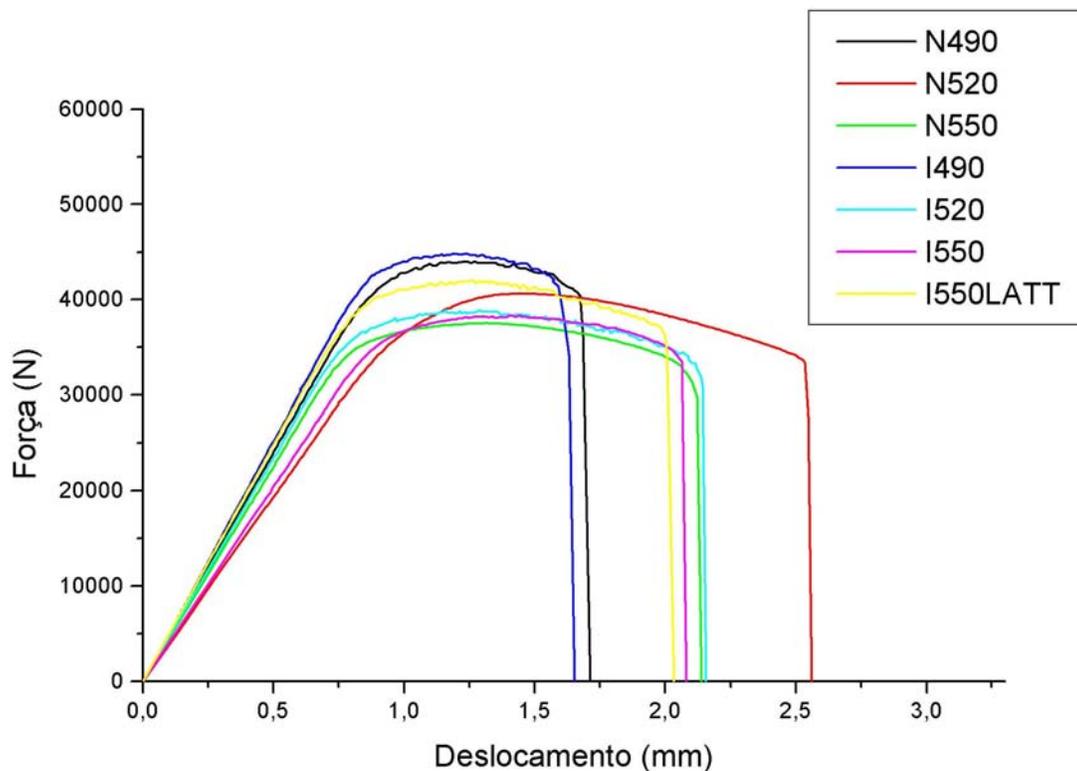


Figura 4.12 – Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, de todas as condições estudadas. Cada curva presente no gráfico representa uma média de três ensaios.

A partir dos resultados dos ensaios de tração realizados em parafusos inteiros (Figura 4.12 e Tabela 4.5) é possível observar que, como nos ensaios utilizando corpos-de-prova usinados, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de resistência mecânica do parafuso. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT) apresentou níveis de resistência mecânica superiores aos grupos tratados termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550 e I550) e superiores, também, aos grupos de parafusos revenidos a uma temperatura um pouco inferior (N520 e I520).

Tabela 4.5 – Resultados dos ensaios de tração, realizados em parafusos inteiros, em termos do limite de resistência à tração.

Condição	Limite de resistência à tração
	(MPa)
N490	1211 ± 1
N520	1119 ± 5
N550	1025 ± 7
I490	1233 ± 7
I520	1070 ± 4
I550	1051 ± 13
I550 LATT	1154 ± 9

4.3.2 Ensaio de microdureza Vickers

A Tabela 4.6 apresenta os resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados nos parafusos de todas as condições estudadas e nos dois fios-máquinas fabricados com aços de origens diferentes. Os resultados apresentados nessa tabela estão na forma de média e desvio padrão de três ensaios. A conversão de microdureza Vickers (HV1) para Rockwell C (HRC) foi realizada segundo a norma ASTM E140 (2007).

Pode ser observado na Tabela 4.6 que o fio-máquina fabricado com o aço nacional (AISI 4135) possui níveis de dureza um pouco inferiores aos encontrados para o fio-máquina fabricado

com aço importado (SCM 435H) nas condições como recebidos, o que está condizente com as condições microestruturais vistas nas análises metalográficas, ou seja, o fio-máquina nacional possui uma quantidade de carbonetos esferoidizados, aparentemente, superior ao importado e também com as propriedades mecânicas observadas nos ensaios de tração, que mostraram que o fio-máquina importado possui níveis de resistência mecânica superiores ao nacional.

Tabela 4.6 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers realizados na região central da seção longitudinal dos parafusos e dos fios-máquinas. Cada valor de microdureza está representado por uma média e um desvio padrão de três ensaios.

Condição	Microdureza Vickers (HV1)		Conversão para Rockwell C (HRC)	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
Fio-máquina AISI 4135	173,5	2,1	-	-
Fio-máquina SCM 435H	180	2,0	-	-
N490	392,0	2,6	40,0	0,3
N520	369,7	0,8	37,7	0,1
N550	339,0	2,4	34,3	0,3
I490	393,0	3,6	40,1	0,4
I520	351,6	2,3	35,7	0,3
I550	343,6	2,3	34,8	0,2
I550 LATT	383,5	1,2	39,1	0,1

Comparando os valores obtidos pelos ensaios de microdureza Vickers (Tabela 4.6), para os parafusos com laminação da rosca antes do tratamento térmico, como esperado, quanto maior a temperatura de revenido, menores os níveis de dureza. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT), semelhante ao ensaio de tração, apresentou níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, superiores aos grupos de parafusos revenidos na mesma temperatura ou até mesmo com temperatura um pouco inferior, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550, N550, I520 e N520). Este aumento nos níveis de dureza está associado ao encruamento do material durante a laminação da rosca realizada após o tratamento térmico. Isso mostra que a laminação da rosca, após tratamento

térmico, não afeta somente as regiões nas proximidades da rosca, mas também, a região do núcleo do parafuso.

A partir das Tabelas 4.6 e 2.6, é possível observar que, da mesma forma que ocorreu com as propriedades obtidas nos ensaios de tração, os grupos I490 e N490, que foram revenidos a uma temperatura de 490 °C, atingiram níveis de dureza compatíveis com a classe ISO 12.9. Portanto, a temperatura de revenido de 490 °C não se aplica quando se deseja produzir parafusos da classe 10.9 utilizando esses aços.

4.4 Ensaio de fadiga axial

A Tabela 4.7 apresenta os limites de resistência à fadiga axial médios (50% de probabilidade de falha) e os desvios padrões, para 10^6 ciclos, de todas as condições estudadas. Esses resultados foram obtidos por ensaios de fadiga axial, em meio ambiente neutro, utilizando o método estatístico escada (“staircase”). Além disso, o Anexo III apresenta os resultados individuais de todos os parafusos ensaiados.

Tabela 4.7 – Limite de resistência à fadiga médio e desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos de todas as condições estudadas, utilizando pré-carga fixa de 700 MPa.

Condição	Limite de resistência à fadiga		Desvio padrão	
	médio para 10^6 ciclos (\bar{S}_f)		(δ)	
	Carga máxima [kN]	Tensão máxima [MPa]	[kN]	[MPa]
N490	31,0	845,9	0,27	7,2
N520	30,5	832,2	0,27	7,2
N550	31,2	853,7	0,27	7,2
I490	31,1	849,8	0,35	9,7
I520	31,0	845,9	0,27	7,2
I550	31,1	849,8	0,35	9,7
I550 LATT	33,7	920,0	0,65	17,8

Os resultados dos ensaios de fadiga axial (Tabela 4.7) mostraram que, para os parafusos laminados antes do tratamento térmico, as variações realizadas na temperatura de revenido dos parafusos tiveram pouca, ou nenhuma, influência no limite de resistência à fadiga realizados com pré-carga de 700 MPa, ou seja, razões de cargas da ordem de $R = 0,8$, ao contrário do que era esperado, tendo em vista os resultados encontrados por Dieter (1988) para razões de cargas $R = -1$. Segundo Dieter (1988), uma alteração na temperatura de revenido produziria alterações nos níveis de resistência mecânica do material e, conseqüentemente, alterações no limite de resistência à fadiga, como pode ser visto na Figura 2.8.

A Figura 4.13 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga axial em termos de curvas do limite de resistência à fadiga, para 10^6 ciclos, em função dos níveis de dureza, utilizando alta pré-carga (700MPa). Essa alta pré-carga utilizada durante os ensaios gerou altas razões de cargas, em torno de $R = 0,8$. É possível observar nessa figura que os limites de resistência à fadiga, baseados na máxima carga, pouco variaram com a variação dos níveis de dureza dos materiais, conseguidos pela variação da temperatura de revenido. Isso mostra que, para altas razões de cargas, pequenas variações nos níveis de resistência mecânica não modificam significativamente o limite de resistência à fadiga.

Os resultados dos ensaios de fadiga axial apresentados na Tabela 4.7 mostram também, que o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico obteve um aumento significativo (em torno de 9%) com relação ao grupo tratado termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Este aumento no limite de resistência à fadiga, obtido pelo grupo I550 LATT, está bem abaixo da melhora apresentada por Madayag (1969) na Figura 2.10. Porém, Madayag (1969) não cita a razão de cargas utilizada nos ensaios de fadiga e, segundo Stephens et al. (2006) e Bradley et al. (2006), com o aumento da razão de cargas, pode ocorrer uma diminuição, ou até mesmo a anulação, dos benefícios causados pela laminação da rosca após o tratamento térmico no limite de resistência à fadiga. No entanto, Stephens et al. (2006) apontam que com uma pré-carga acima de 75% do limite de escoamento, os benefícios causados pela laminação da rosca após tratamento térmico no limite de resistência à fadiga de parafusos da classe 12.9 e rosca grossa (3/8 UNRC-

16) é anulado, o que não foi observado pelos ensaios realizados neste trabalho com parafusos da classe 10.9.

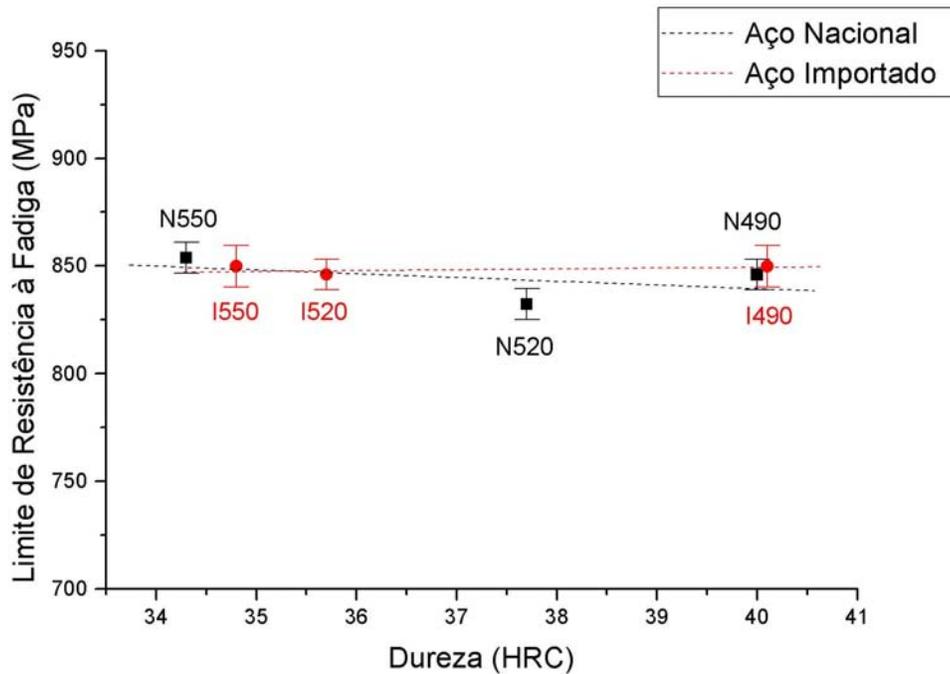


Figura 4.13 – Variação do limite de resistência à fadiga, baseado na máxima carga, para 10^6 ciclos, em função da variação da temperatura de revenido e conseqüentes níveis de dureza, utilizando uma alta pré-carga (700 MPa).

O aumento do limite de resistência à fadiga no grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico está relacionado, segundo Ifergane et al. (2001), ao alinhamento dos grãos nas proximidades da raiz do filete da rosca na direção de laminação e à introdução de tensões residuais de compressão no material. Com isso, a iniciação e a propagação de trincas de fadiga são retardadas.

A Tabela 4.8 apresenta o resultado dos ensaios de fadiga adicionais, realizados no grupo N490, utilizando razão de cargas fixa de $R = 0,1$, com a intenção de encontrar o melhor critério de falha por fadiga para parafusos de alta resistência mecânica e com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Pela dificuldade em se estimar o limite de resistência à fadiga utilizando esta

razão de cargas ($R = 0,1$), de um total de nove ensaios realizados, foram aproveitados para o cálculo do limite de resistência à fadiga, pelo método estatístico escada (“*staircase*”), apenas quatro. Portanto, foi possível obter apenas uma estimativa do limite de resistência à fadiga.

Com os ensaios adicionais realizados nos parafusos do grupo N490, utilizando razão de cargas fixa $R = 0,1$ (Tabela 4.8), os ensaios de fadiga utilizando alta pré-carga (Tabela 4.7), os limites de resistência à tração e os limites de escoamento determinados nos ensaios de tração, é possível encontrar o critério de falha por fadiga que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica, como pode ser observado na Figura 4.14 para o grupo N490. Essas curvas são utilizadas para prever se ocorrerá ou não falha de um componente em função das tensões alternada e média utilizadas. Além desses critérios de falha, a figura apresenta um círculo em rosa no eixo da tensão alternada que corresponde ao limite de fadiga para razão de cargas $R = -1$, que foi calculado teoricamente pela equação 2.4, utilizando $k_a = 1$ (nota da Tabela 2.4), $k_b = 1$ (efeito do tamanho para carregamento axial é insignificante), $k_c = 0,85$ (carregamento axial), $k_d = 1$ (temperatura ambiente), $k_e = 1$ (confiabilidade de 50%), $k_f = 1$ (sem efeitos diversos), $S'_f = 0,35 \cdot S_t$ (Tabela 2.1) e $K_f = 3,0$ (Tabela 2.4).

Tabela 4.8 – Estimativa do limite de resistência à fadiga médio e do desvio padrão, para 10^6 ciclos, para os parafusos do grupo N490 utilizando razão de cargas fixa $R = 0,1$.

Condição	Estimativa estatística do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos (\bar{S}_f)		Estimativa estatística do desvio padrão (δ)	
	Carga máxima [kN]	Tensão máxima [MPa]	[kN]	[MPa]
	N490	5,9	162,5	0,48

Embora os experimentos realizados com pré-carga constante possuam uma pequena variação na razão de cargas durante os ensaios, pois a carga máxima é aumentada ou diminuída de acordo com o desempenho do ensaio (fratura ou não fratura), esta variação é pequena o suficiente para podermos considerar como razão de cargas constante.

Pode ser observado na Figura 4.14 que nenhum dos critérios utilizados representa com exatidão os valores encontrados experimentalmente. Podemos observar também, que o critério VDI 2230 parece estar correto quanto à utilização de uma tensão alternada constante, porém seu valor não condiz com o comportamento dos parafusos ensaiados, ou seja, o valor da tensão alternada encontrada com a Equação (2.12), $\sigma_a = 55,9 MPa$, é inferior ao encontrado através dos experimentos, $\sigma_a = 73,1 MPa$ e desvio padrão de $\delta = 3,7 MPa$. Além disso, o valor teórico do limite de resistência à fadiga para razão de carga $R = -1$, calculado teoricamente pela equação de Marin (Equação 2.4), possui um erro considerável quando comparada com a linha de tensão alternada constante experimental.

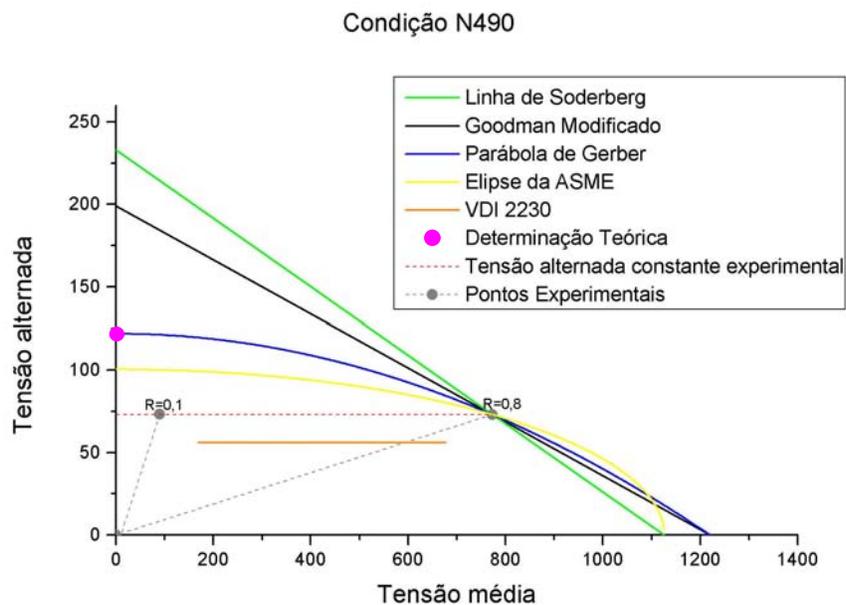


Figura 4.14 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

As Figuras 4.15 a 4.19 apresentam os critérios de falha por fadiga para as demais condições estudadas neste trabalho em que a laminação da rosca ocorreu antes do tratamento térmico do parafuso.

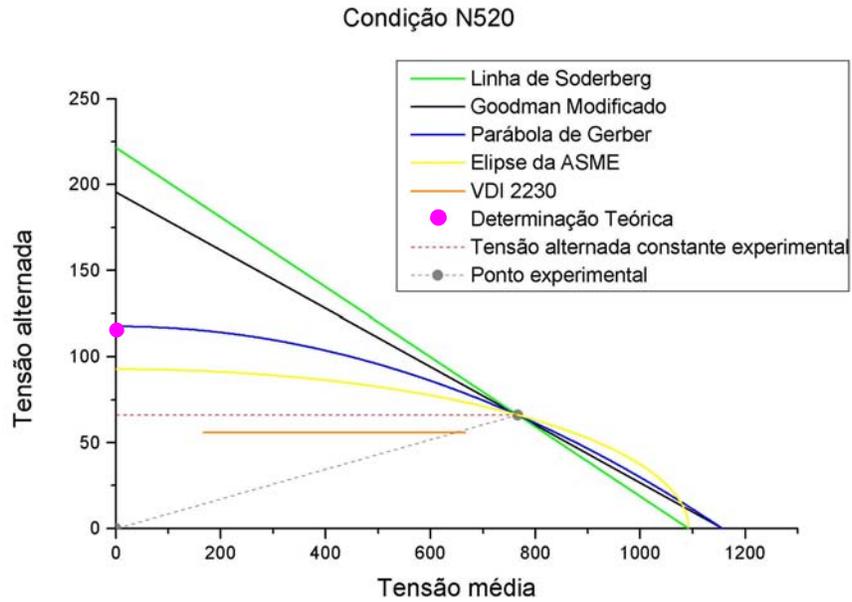


Figura 4.15 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).

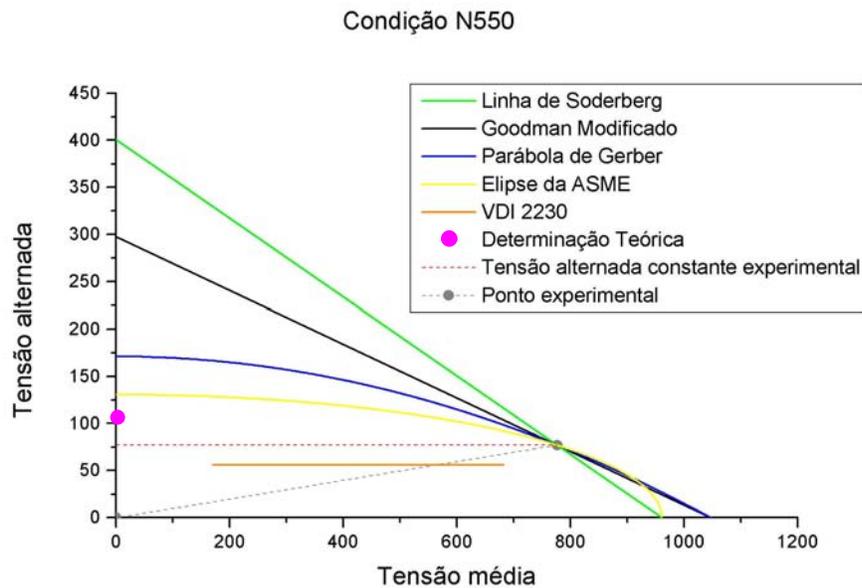


Figura 4.16 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).

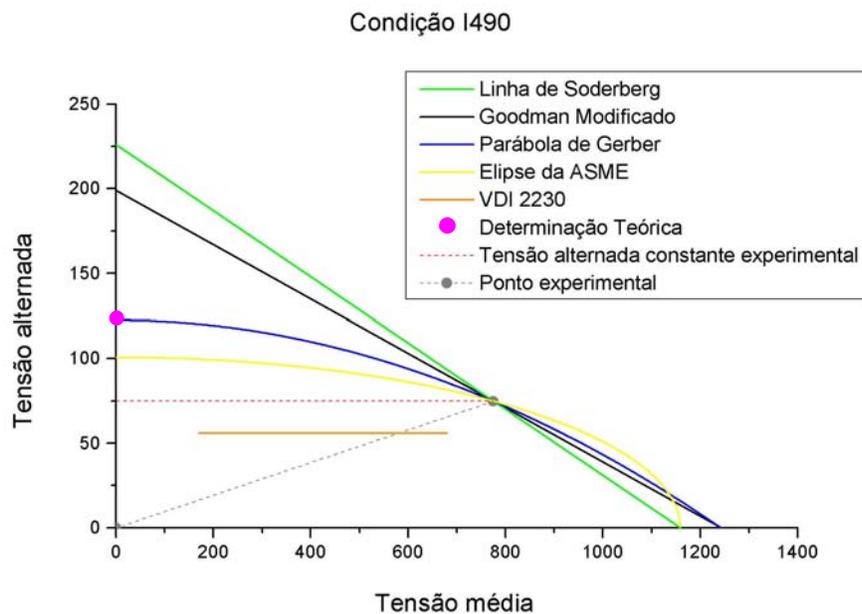


Figura 4.17 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).

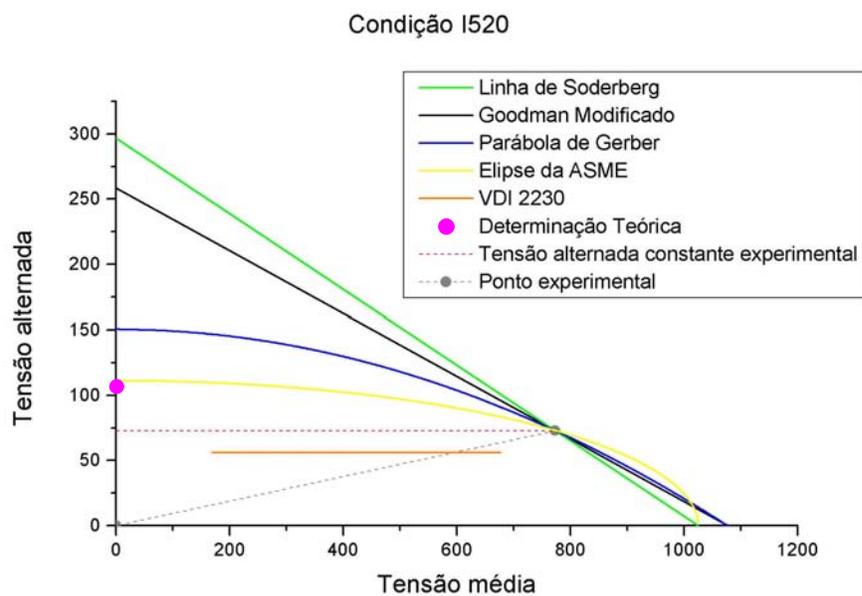


Figura 4.18 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

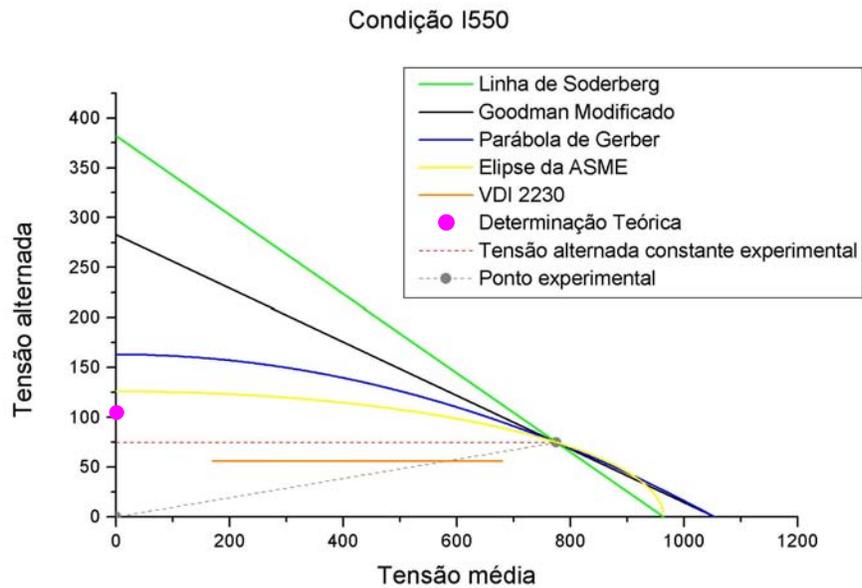


Figura 4.19 – Critérios de falha por fadiga traçados para o grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).

4.5 Análise da superfície de fratura

Como foi mostrado por Dragoni (1994) e Majzoobi (2005), é no primeiro filete da rosca em contato com a porca que surge a maior tensão durante o carregamento axial de um parafuso. Portanto, é neste local que um parafuso sem falhas no processo de fabricação deve romper, quando solicitado com carregamento axial. Desta forma, é importante salientar que todas as falhas que ocorreram nos ensaios de fadiga realizados neste trabalho foram no local da máxima tensão, ou seja, no primeiro filete da rosca em contato com a porca.

As superfícies de fratura dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga não apresentaram diferenças significativas entre os grupos analisados neste trabalho. Todos apresentaram uma região de fratura por fadiga, que corresponde à propagação estável da trinca e uma região de fratura final, ou seja, propagação instável da trinca. A Figura 4.20 apresenta a superfície de fratura de um dos parafusos da condição I520, observado com baixo aumento, mostrando essas duas regiões.

Foi possível observar, por meio da análise fratográfica, que em todos os parafusos que falharam durante os ensaios de fadiga, a nucleação da trinca ocorreu na superfície, mostrando que as inclusões contidas no material pouco influenciaram na vida em fadiga desses parafusos, como mostrado por Panasyuk et al. (2007).

Em todas as superfícies de fratura analisadas, foram encontrados somente dois micromecanismos de fratura. A região de propagação estável da trinca apresentou o micromecanismo de fratura por fadiga, como pode ser visto na Figura 4.21(a), e a região de propagação instável da trinca o micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”), como pode ser visto na Figura 4.21(b). O Anexo IV apresenta fratografias de parafusos, um para cada condição estudada, que falharam durante os ensaios de fadiga axial realizados neste trabalho

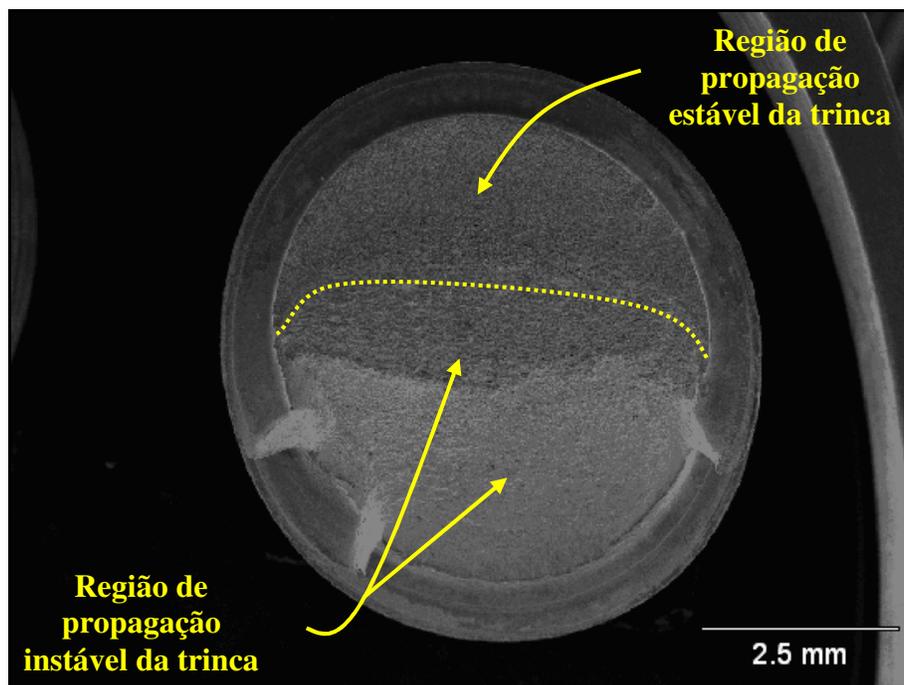


Figura 4.20 – Superfície de fratura de um dos parafusos utilizados nos ensaios de fadiga do grupo de parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

O micromecanismo de fratura observado na fratografia da Figura 4.21(a) não mostrou a presença de estrias, que é uma característica presente na maioria das superfícies de fratura por fadiga de metais e ligas com alta ductilidade. Além disso, o micromecanismo de fratura alveolar

(“dimples”) apresentado na fratura da Figura 4.21(b) envolve a nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios em partículas de segunda fase (intermetálicos, carbonetos, etc).

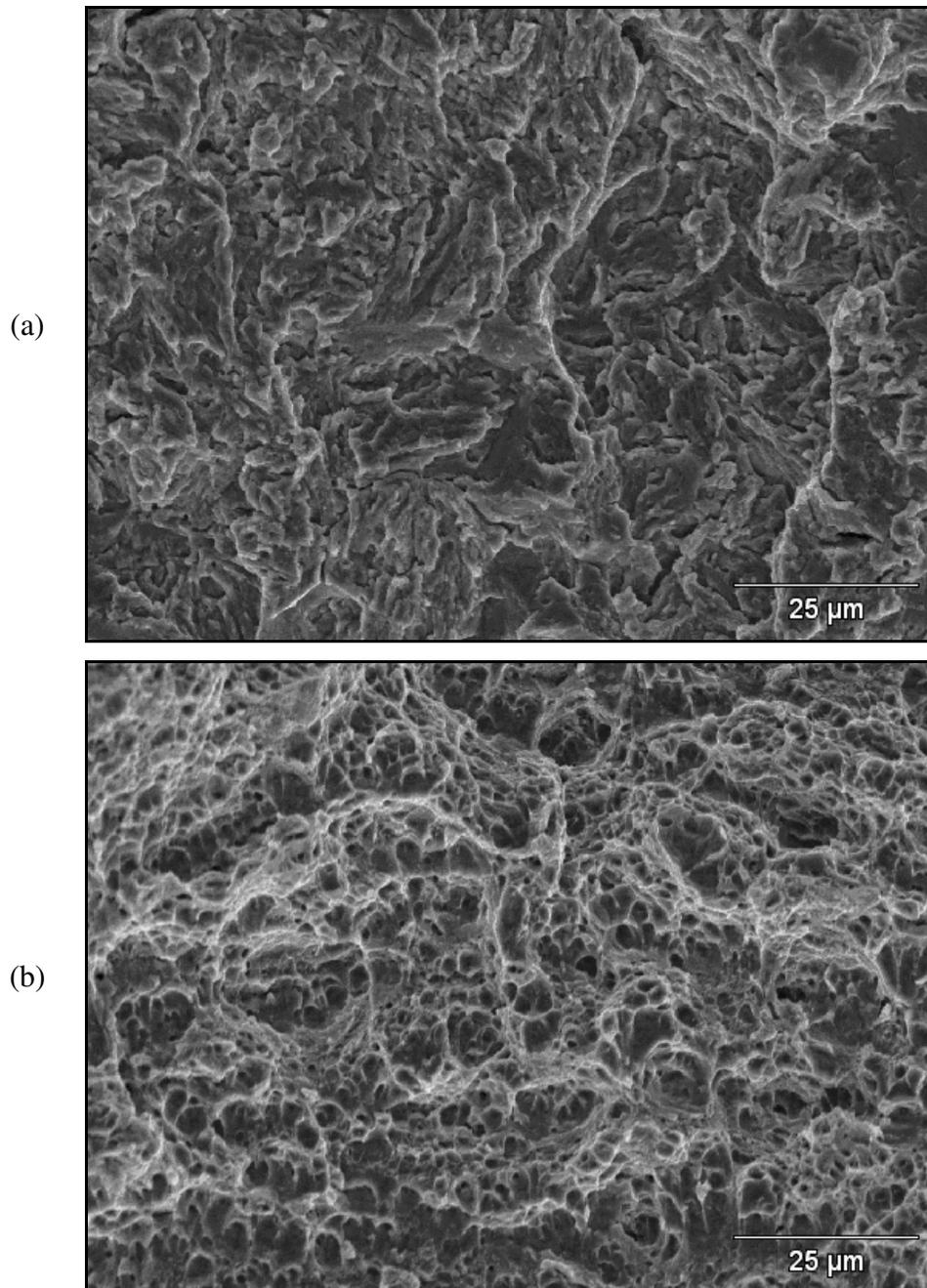


Figura 4.21 – (a) Micromecanismo de fratura por fadiga encontrado na região de propagação estável da trinca e (b) micromecanismo de fratura alveolar (“*dimples*”) observado na região de propagação instável da trinca de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

A Figura 4.22 apresenta uma fratógrafia da região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga (micromecanismo de fratura por fadiga) e a região de fratura final (micromecanismo de fratura alveolar). É possível observar nessa figura que a interface não é muito bem definida, devido, muito provavelmente, à alta razão de cargas.

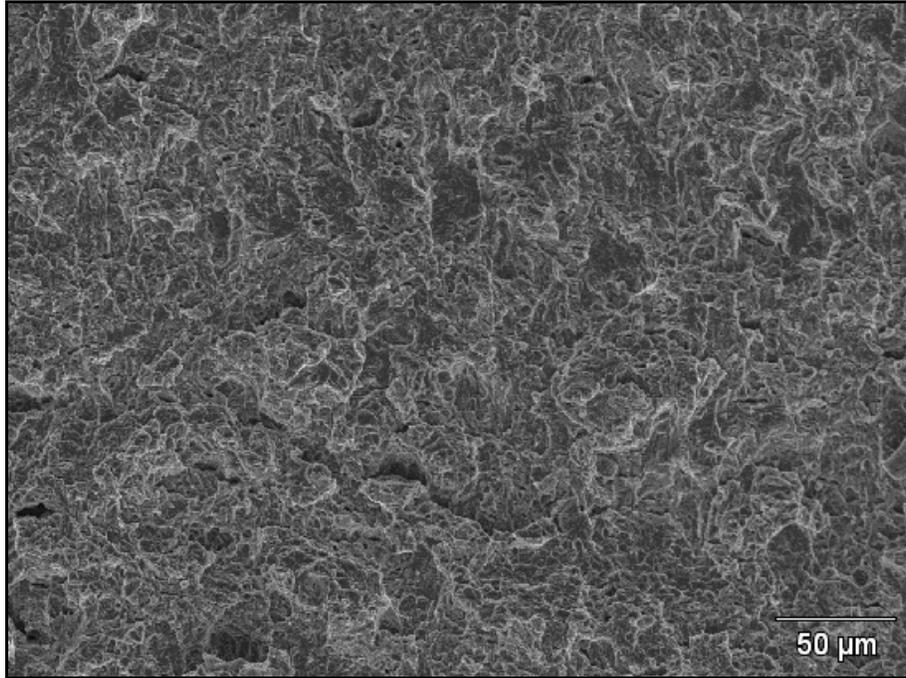


Figura 4.22 – Fratógrafia, de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), mostrando a região de interface entre a região de propagação da trinca por fadiga e a região de fratura final.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

5.1 Conclusões

A partir das análises e ensaios realizados nos fios-máquinas e parafusos fabricados com aços de origens diferentes, sendo um nacional (AISI 4135) e outro japonês (SCM 435H), e das condições utilizadas neste trabalho pode-se concluir que:

1. A análise química realizada nos aços AISI 4135 (nacional) e SCM 435H (japonês) mostrou que esses possuem composições químicas próximas, o que era esperado devido à composições químicas nominais dos aços. Além disso, pode-se apontar que os dois materiais apresentaram composições químicas coerentes com os valores requeridos pelas suas respectivas normas, com exceção do fósforo no aço SCM 435H que excedeu um pouco o teor máximo especificado pela norma desse material;

2. A análise metalográfica dos fios-máquinas revelou que ambos apresentaram matriz ferrítica, com tamanhos de grão próximos e carbonetos esferoidizados. Foi possível observar, também, que a microestrutura do fio-máquina fabricado com o aço AISI 4135 apresentou, aparentemente, uma quantidade de carbonetos esferoidizados muito superior ao do fio-máquina fabricado com aço SCM 435H. Com relação aos parafusos, a microestrutura característica que todos os grupos apresentaram foi martensita revenida e a única diferença entre os grupos foram as linhas de laminação muito bem definidas nos contornos da raiz dos filetes da rosca do grupo com laminação após o tratamento térmico (I550 LATT), ou seja, o tratamento térmico realizado após

o processo de laminação elimina o alinhamento dos grãos (“fibras mecânicas”) nos contornos da raiz dos filetes da rosca;

3. A análise das micro-inclusões revelou que o aço nacional (AISI 4135) possui uma quantidade de inclusões muito superior ao japonês (SCM 435H). Além disso, o aço nacional apresenta, basicamente, óxidos globulares das séries fina e grossa. Por outro lado, o aço importado apresenta uma quantidade um pouco superior de sulfeto de manganês e óxidos de alumínio alinhados e uma quantidade muito inferior de óxidos globulares, quando comparado com o aço nacional;

4. As propriedades de tração do fio-máquina nacional, ao contrário das do japonês, apresentaram uma dispersão muito alta, com relação ao alongamento até a fratura. Além disso, o aço nacional apresentou níveis de resistência mecânica inferiores e de ductilidade superiores aos do japonês. Com relação às propriedades de tração dos parafusos, como esperado, quanto maior a temperatura de revenimento, menores foram os níveis de resistência mecânica. Observou-se também que o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT) apresentou níveis de resistência mecânica superiores aos grupos tratados termicamente com a mesma temperatura de revenido, porém, com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550 e I550), sendo esses níveis de resistência mecânica também superiores aos grupos de parafusos revenidos a uma temperatura um pouco inferior (N520 e I520);

5. Os ensaios de microdureza Vickers realizados nos fios-máquinas nacional e japonês mostraram que o nacional possui níveis de dureza inferiores aos do japonês. Os resultados dos ensaios de microdureza realizados nos parafusos, da mesma forma que as propriedades de tração, mostraram que os parafusos revenidos a uma temperatura maior apresentaram níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, inferiores. No entanto, o grupo de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico (I550 LATT), semelhante ao ensaio de tração, apresentou níveis de resistência mecânica, neste caso em termos de dureza, superiores aos grupos de parafusos revenidos na mesma temperatura ou até mesmo com temperatura um pouco inferior, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550, N550, I520 e N520). Este aumento de dureza do grupo I550 LATT mostra que, além das regiões próximas à

raiz do filete da rosca, o núcleo do parafuso também sofre um encruamento durante a laminação da rosca;

6. Os resultados dos ensaios de fadiga axial em meio neutro, realizados para os grupos de parafusos laminados antes do tratamento térmico, revelaram que as variações realizadas na temperatura de revenido dos parafusos e a diferença na quantidade de inclusões contida nos aços tiveram pouca, ou nenhuma, influência no limite de resistência à fadiga, realizados com pré-carga constante de 700 MPa e razão de carga em torno de 0,8. Por outro lado, os ensaios de fadiga realizados nos parafusos com laminação da rosca após o tratamento térmico apresentaram um aumento de aproximadamente 9% no limite de resistência à fadiga, com relação ao grupo tratado termicamente na mesma temperatura de revenido, porém com laminação da rosca antes do tratamento térmico. Este aumento pode ser justificado pela introdução de tensões residuais de compressão na superfície do parafuso e pelo alinhamento dos grãos nas proximidades da raiz do filete da rosca na direção de laminação, que dificultam a iniciação e a propagação de trincas de fadiga;

7. Com ensaios de fadiga axial adicionais, realizados para o grupo N490 (aço nacional, temperatura de revenido de 490 °C e laminação da rosca antes do tratamento térmico) , com razão de cargas $R = 0,1$, foi possível observar que o critério de falha por fadiga que melhor se aplica a parafusos de alta resistência mecânica com laminação da rosca antes do tratamento térmico encontrado na literatura é o VDI 2230, pois este prevê uma tensão alternada constante independente da razão de cargas utilizada. No entanto, o valor da tensão alternada calculada teoricamente pelo critério VDI 2230, $\sigma_a = 55,9 MPa$, ficou abaixo da verificada experimentalmente, $\sigma_a = 73,1 MPa$;

8. Todas as fraturas dos parafusos nos ensaios de fadiga ocorreram no primeiro filete da rosca, em contato com a porca, que é o local de maior tensão durante o carregamento axial do parafuso. Isso mostra que os parafusos utilizados neste trabalho estavam em perfeitas condições após a fabricação. Os micromecanismos de fratura observados na superfície de fratura dos parafusos dos ensaios de fadiga foram iguais para os grupos analisados. Todos apresentaram uma região de propagação estável da trinca, caracterizada pelo micromecanismo de fratura por fadiga,

e uma região de propagação instável da trinca, caracterizada pelo micromecanismo de fratura alveolar (“*dimples*”). Como os únicos micromecanismos de fratura encontrados nos parafusos foram o de fadiga e o alveolar, podemos dizer que os tratamentos térmicos utilizados neste trabalho não geraram nenhum tipo de fragilização metalúrgica nos parafusos. Além disso, foi observado que a nucleação da trinca de fadiga, em todos os casos, ocorreu na superfície do parafuso.

5.2 Sugestões para próximos trabalhos

1. Estudar a influência da razão de cargas no limite de resistência à fadiga de parafusos com laminação da rosca após tratamento térmico, pois, de acordo com a literatura, com o aumento da razão de cargas, o benefício gerado pela laminação da rosca após o tratamento térmico diminui e até desaparece a partir de uma determinada razão de cargas. Sendo assim, em muitos casos em que os parafusos são utilizados com alta pré-carga, ou seja, elevada razão de cargas, os custos gerados pela laminação da rosca após o tratamento térmico não se justificariam;

2. Desenvolver estudos quanto ao limite de resistência à fadiga de parafusos utilizando pré-carga acima do limite de escoamento (zona plástica). Neste caso a literatura é escassa, porém alguns estudos têm mostrado que parafusos utilizados com pré-carga acima do limite de escoamento possuem limite de resistência à fadiga superior ao de parafusos com pré-carga inferior ao limite de escoamento.

Referências Bibliográficas

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 3; standard practice for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, 2001, 12p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 140; standard hardness conversion tables for metals relationship among brinell hardness, vickers hardness, rockwell hardness, superficial hardness, knoop hardness, and scleroscope hardness. Philadelphia, 2007, 21p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 384; standard test method for microindentation hardness of materials. Philadelphia, 2007, 33p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia. E 1823; standard terminology relating to fatigue and fracture testing. Philadelphia, 2007, 22p.

ASM Committee on Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel. Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steel. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1993, pp.328-518.

ASM Committee on Threaded Steel Fasteners. Threaded Steel Fasteners. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 1993, pp.782-812.

- Bradley, N. J., Stephens, R. I., Horn, N. J., Gradman, J. J., Arkema, J. M., Borgwardt, C. S. Influence of cold rolling threads before or after heat treatment on the fatigue resistance of high strength fine thread bolts for multiple preload conditions. *Journal of ASTM International*, v. 3, (4), 2006.
- Bresciani Filho, E. *Seleção de materiais metálicos*. 3.ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 1991. Cap.III: Resistência mecânica dos materiais metálicos, pp.51-150.
- Burlat, M., Julien, D., Lévesque, M., Bui-Quoc, T., Bernard, M. Effect of local cold working on the fatigue life of 7475-T7351 aluminium alloy hole specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 75, pp. 2042-2061, 2008.
- Collins, J. A. *Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis, Prediction, Prevention*. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1993. 678p.
- Dieter, G. E. *Mechanical Metallurgy*. SI Metric ed. Singapore: McGraw-Hill Book Co, 1988. Cap. 12: Fatigue of metals, pp.375-431.
- Dotson, J. L., Henrey, C. R., Domblesky, J. P. Experimental investigation of external thread rolling. *Wire Journal International*, v. 35, pp.64-68, 2002.
- Dragoni, E. Effect of nut geometries on screw thread stress distribution: photoelastic results. *Journal of Strain Analysis*, v. 27, (1), 1992.
- Dragoni, E. Effect of thread pitch and frictional coefficient on the stress concentration in metric nut-bolt connections. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*, v. 116, (1), pp.21-27, 1994.

- Dragoni, E. Effect of thread pitch on the fatigue strength of steel bolts. *Proceedings Institution of Mechanical Engineers*, v. 211, pp.591-600, 1997.
- Eliaz, N., Shachar, A., Tal, B., Eliezer, D. Characteristics of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels. *Engineering Failure Analysis*, v. 9, pp.167-184, 2002.
- Forrest, P. G. *Fatigue of metals*.1.ed. New York: Pergamon, 1952, pp.262-280.
- Garwood, M. F., Zurburg, H. H., Erickson, M. A. Interpretation of Tests and Correlation with Service. Ohio: American Society for Metals, Metals Park, 1951.
- Giordani, E. J. *Propriedades mecânicas monotônicas e cíclicas de um aço microligado ao titânio e nióbio em algumas condições microestruturais*. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, 89p. Dissertação (Mestrado).
- Goss, D. C. High-strength fastener bypass heat treatment. *Machine Design*, v. 25, pp.122-124, 1997.
- Hertzberg, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 3.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.
- Hoepfner, D. W. Industrial Significance of Fatigue Problems. In: *ASM Handbook*. 2.ed. Ohio: American Society for Metals. Vol. 19: Fatigue and Fracture. ASM International, 1997, pp.10-13.
- Ifergane, S., Eliaz, N., Stern, N., Kogan, E., Shemesh, G., Sheinkopf, H., Eleizer, D. The effect of manufacturing processes on the fatigue lifetime of aeronautical bolts. *Engineering Failure Analysis*, v. 8, pp.227-235, 2001.

International Organization for Standardization, Switzerland, 898-1; mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel – part 1: bolts, screws and studs. Switzerland, 1999, 26p.

International Organization for Standardization, Switzerland, 3800; threaded fasteners – axial load fatigue testing – test methods and evaluation of results. Switzerland, 1993, 20p.

Juvinall, R. C., Marshek, K. M. *Fundamentals of Component Design*. 2.ed. New York: John Wiley & Sons, 1991. Cap. 10: Threaded fasteners and power screws, pp. 339-403.

Kawazoe, K., Matsumoto, H., Kamada, Y., Ohtani, H. Development of boron-treated steel with microalloying technology for high-strength bolts. *Wire Journal International*, v. 33, pp.120-130, 2000.

Kephart, A. R. Optimum thread rolling process that improves SCC resistance. *Journal of ASTM International*, v. 3, (7), 2006.

Lee, K. B., Yoon, S. H., Hong, S. I., Kwon, H. On intergranular tempered martensite embrittlement. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 32, (8), pp.1197-1201, 1995.

Madayag, A. F. *Metal fatigue: Theory and design*. New York: John Wiley & Sons, 1969. Cap. 3: The influence of processing and metallurgical factors on fatigue, pp.66-105.

Majzoobi, G. H., Farrahi, G. H., Habibi, N. Experimental evaluation of the effect of thread pitch on fatigue life of bolts. *International Journal of Fatigue*, v. 27, pp.189-196, 2005.

- Majzoubi, G. H., Farrahi, G. H., Hardy, S. J., Pipelzadeh, M. K., Habibi, N. Experimental results and finite-element predictions of the effect of nut geometry, washer and Teflon tape on the fatigue life of bolts. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v. 28, pp.557-564, 2005.
- Martin, J. W., Talbot, D. E. J. A study of crack initiation in corrosion fatigue of AISI type 316 stainless steel by dynamic measurement of corrosion current transients. *Nuclear Technology*, v.55, n.2, pp.499-504, 1981.
- McBain, N. S., Uhlig, S. J. The development and structure of the threaded fastener industry. *Wire Journal International*, v. 18, pp.40-43, 1985.
- Mischke, C. R. Prediction of stochastic endurance strength. *Journal of Vibration, Acoustics, Stress, and Reliability in Design*, v. 109, (1), pp.113-122, 1987.
- Namimura, Y., Ibaraki, N., Urushihara, W., Nakayama, T. Development of steels for high-strength bolts with excellent delayed fracture resistance. *Wire Journal International*, v. 36, pp.62-67, 2003.
- Panasyuk, V. V., Sylovanyuk, V. P., Ivantyshyn, N. A. Influence of nonmetallic inclusions on the fatigue strength of metals. *Materials Science*, v. 43, (2), pp.139-144, 2007.
- Pariente, I. F., Guagliano, M. About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue ΔK_{th} of a nitrided and shot peened low-alloy steel. *Surface & Coatings Technology*, v.202, pp.3072-3080, 2008.
- Shigley, J. E., Mischke, C. R., Budynas, R. *Mechanical Engineering Design*. 7.ed. New York: McGraw-Hill Co, 2004. Cap. 7: Fatigue failure resulting from variable loading, pp.305-393.

Stephens, R. I., Bradley, N. J., Horn, N. J., Arkema, J. M., Gradman, J. J. Influence of cold rolling threads before or after heat treatment on the fatigue resistance of high strength coarse thread bolts for multiple preload conditions. *Journal of ASTM International*, v.3, (3), 2006.

Staddon, D., Lings, K. The development of dual phase steels for the manufacture of high strength fasteners without heat treatment. *Wire Journal International*, v. 39, pp.78-81, 2006.

Thuston, R. C. A. The fatigue strength of threaded connections. *Adoption-Centric Software Engineering*, v. 84, pp.1085-1092, 1951.

Yang, Z. G., Yao, G., Li, G. Y., Li, S. X., Chu, Z. M., Hui, W. J., Dong, H., Weng, Y. Q. The effect of inclusions on the fatigue behavior of fine-grained high strength 42CrMoVNB steel. *International Journal of Fatigue*, v. 26, pp.959-966, 2004.

Anexo I – Desenhos dos dispositivos utilizados nos ensaios de fadiga axial

As Figuras A.1.1 a A.1.4 apresentam os desenhos dos dispositivos de fixação construídos, segundo a norma ISO 3800 (1993), para a realização dos ensaios de fadiga axial.

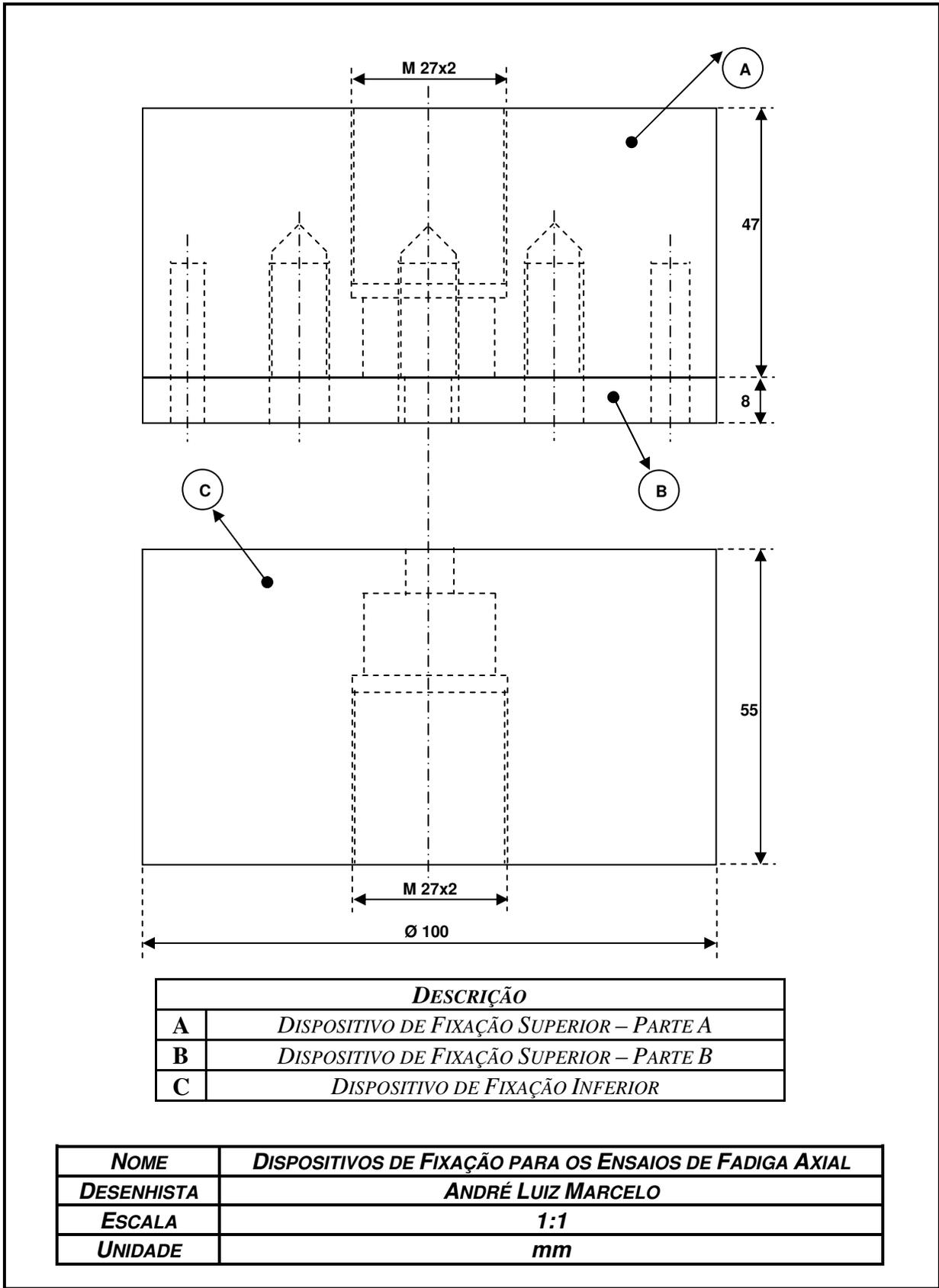


Figura A.1.1 – Desenho dos dispositivos de fixação utilizados nos ensaios de fadiga axial.

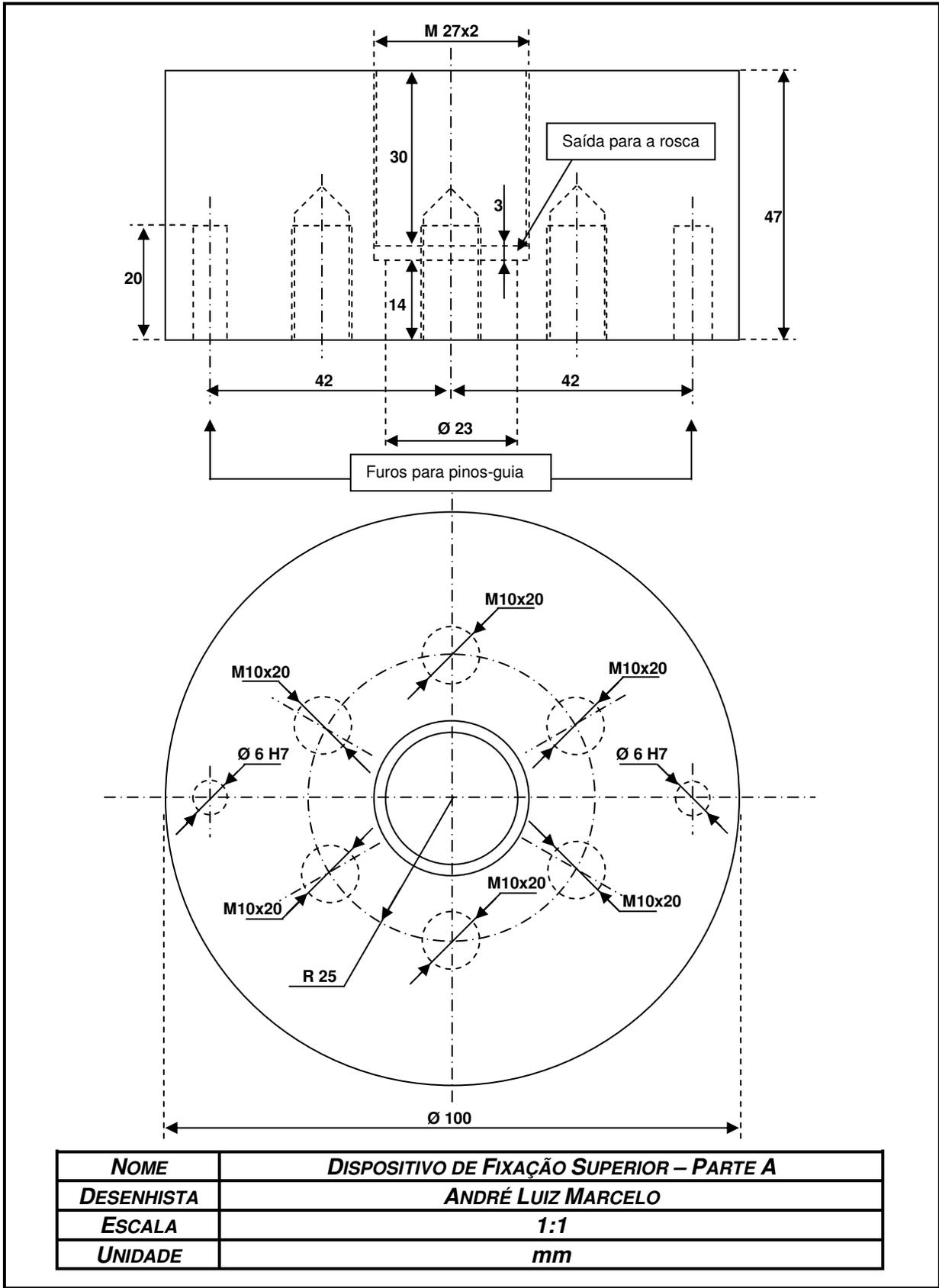


Figura A.1.2 – Desenho da parte A do dispositivo de fixação superior.

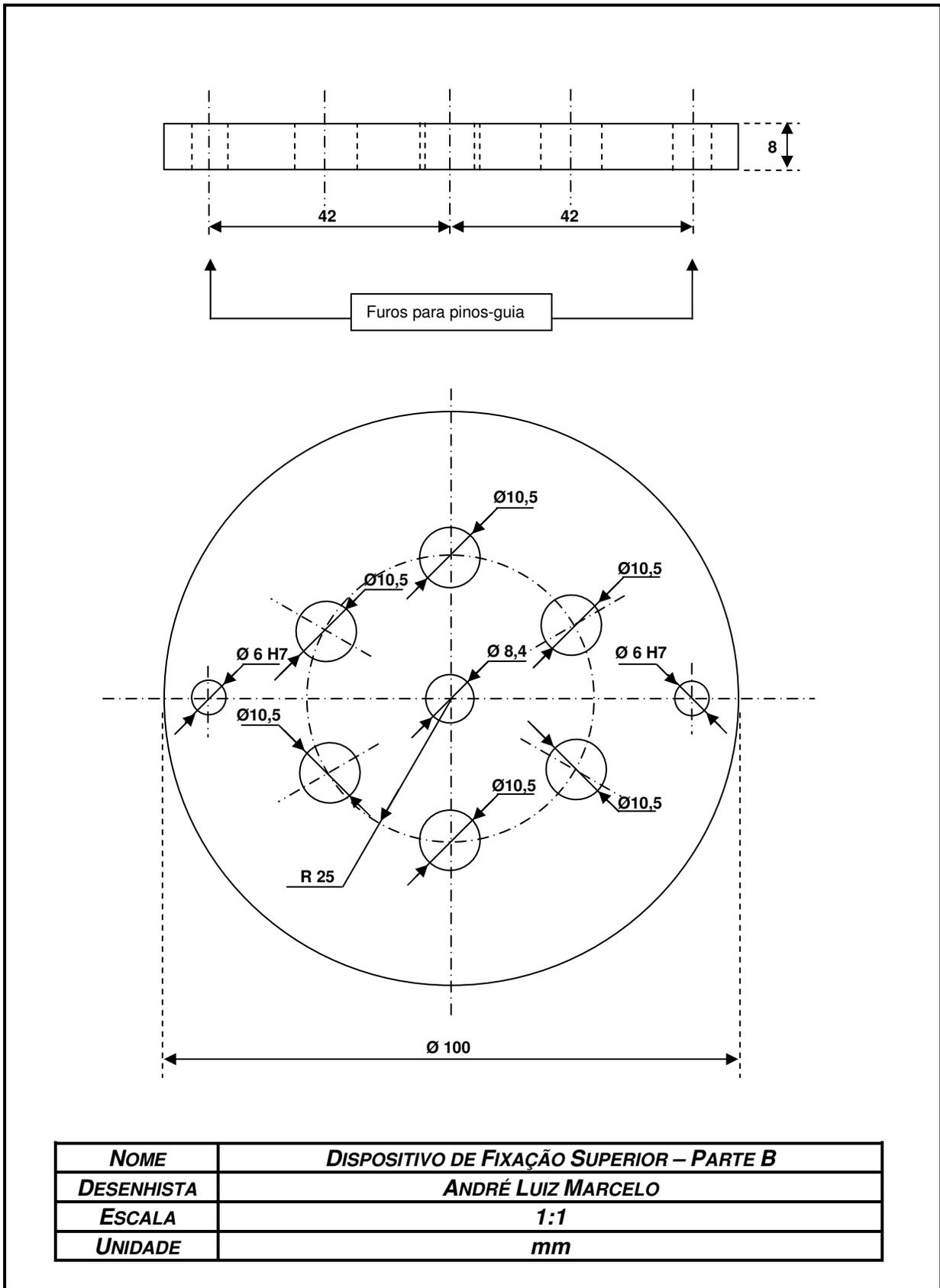


Figura A.1.3 – Desenho da parte B do dispositivo de fixação superior.

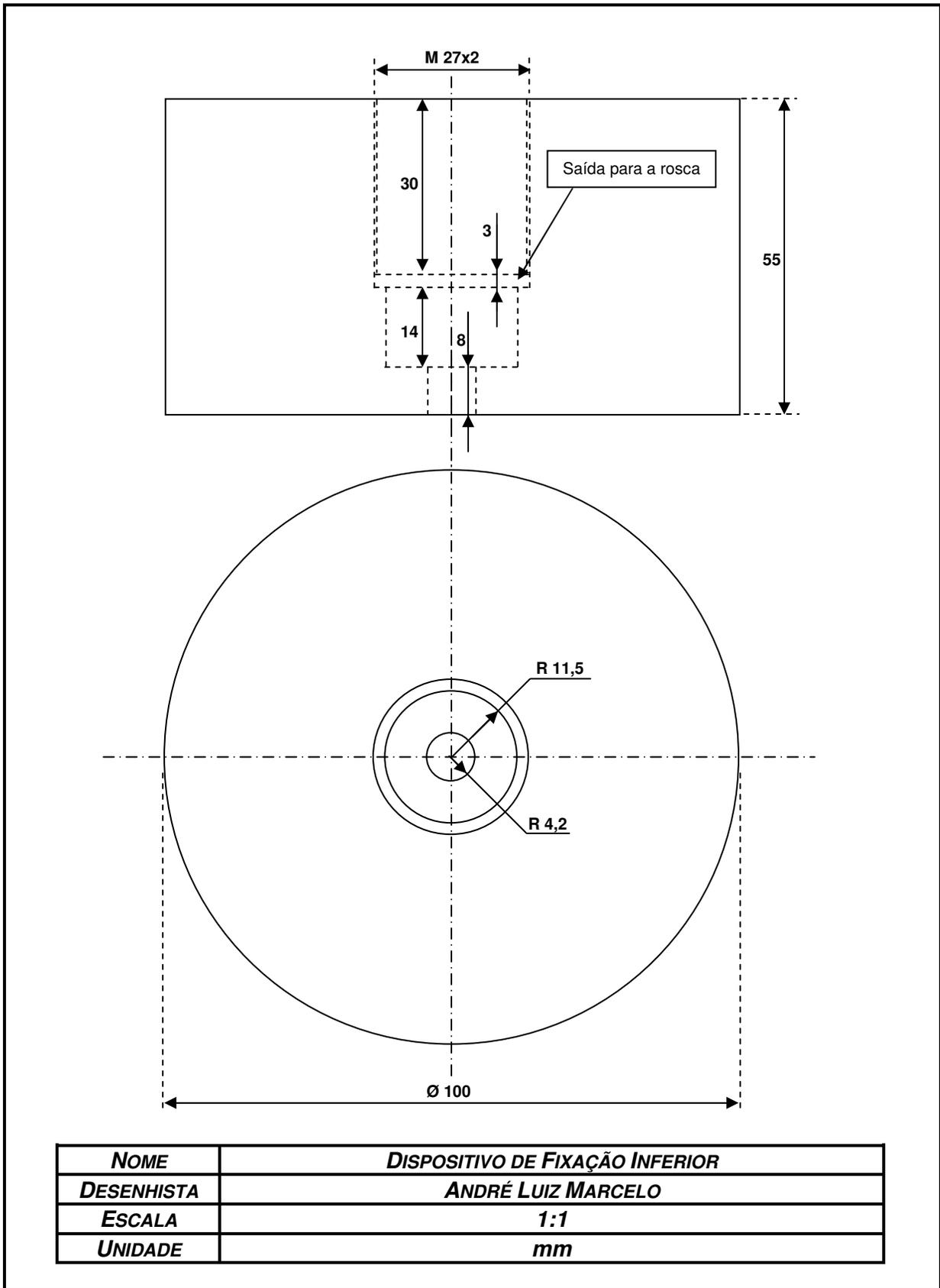
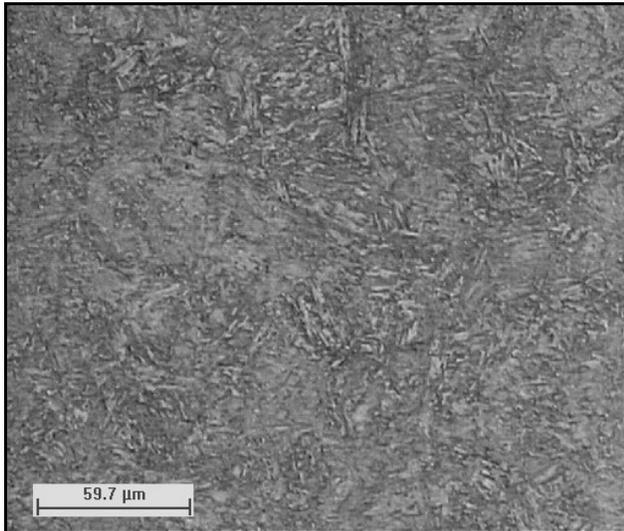


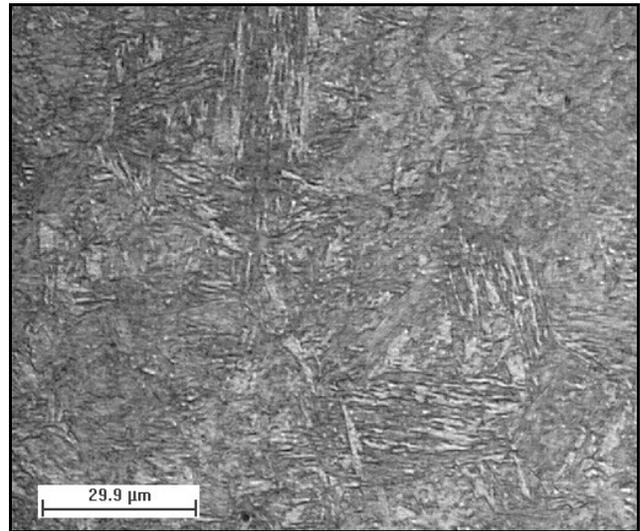
Figura A.1.4 – Desenho do dispositivo de fixação inferior.

Anexo II – Análise metalográfica de todas as condições analisadas

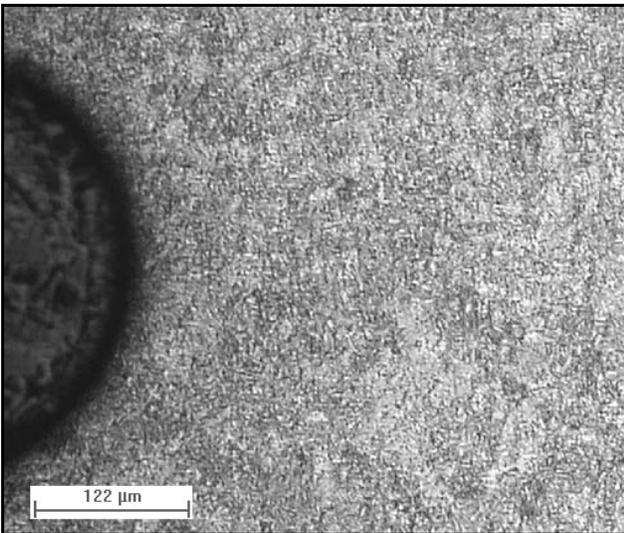
As Figuras A.2.1 a A.2.7 apresentam as micrografias de todos os grupos de parafusos analisados por este trabalho.



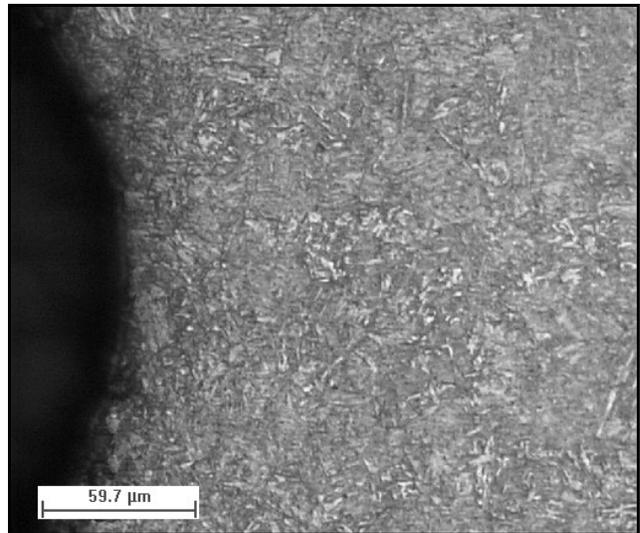
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

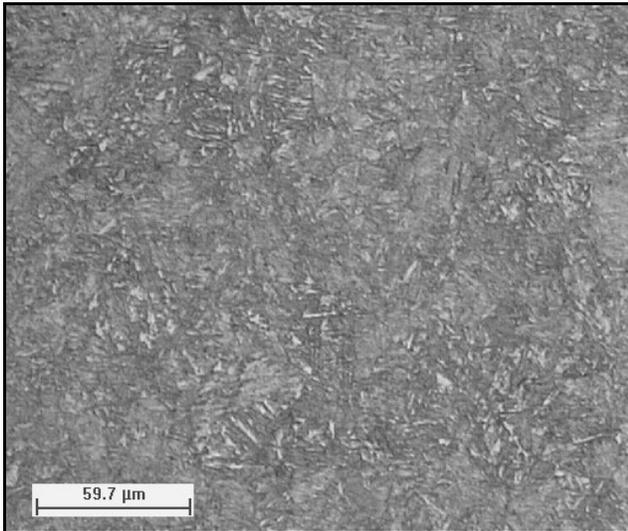


(c) Região da raiz do filete da rosca.

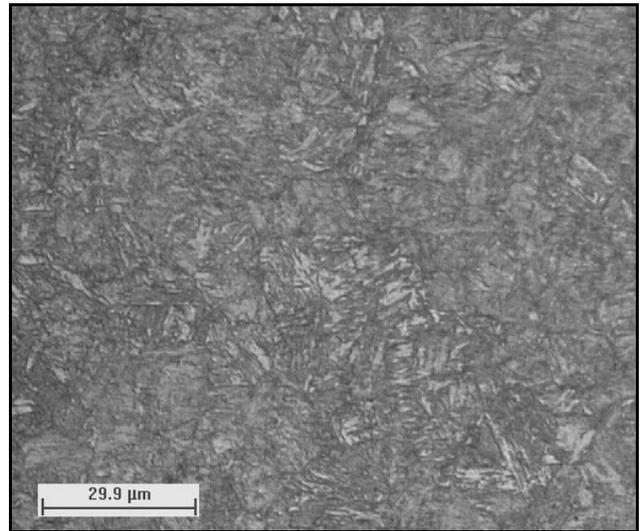


(d) Região da raiz do filete da rosca.

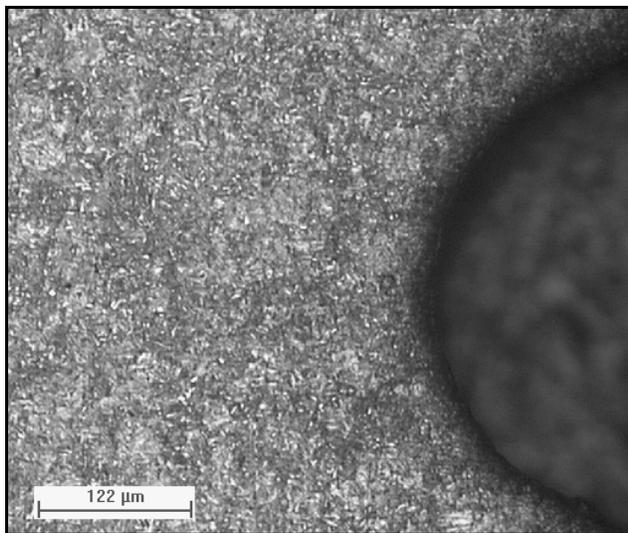
Figura A.2.1 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490). Ataque com Nital 2%.



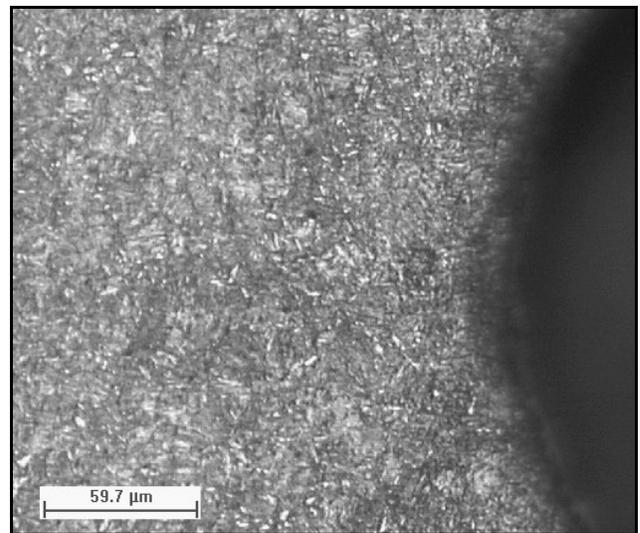
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

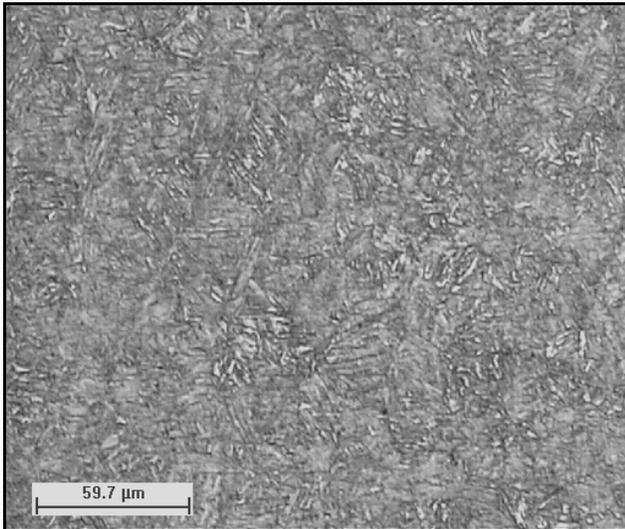


(c) Região da raiz do filete da rosca.

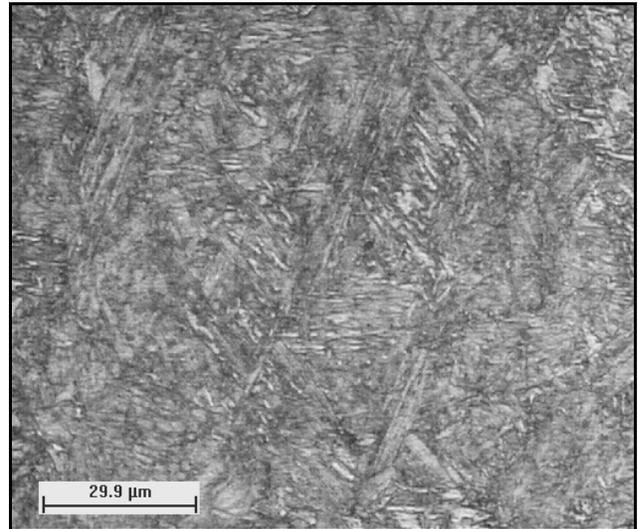


(d) Região da raiz do filete da rosca.

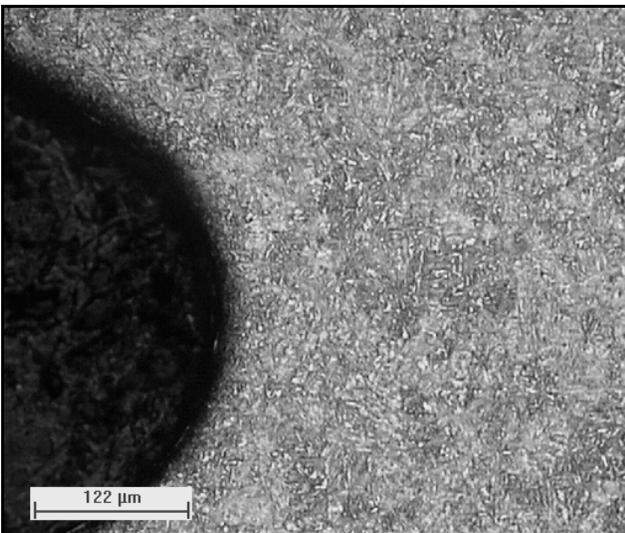
Figura A.2.2 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520). Ataque com Nital 2%.



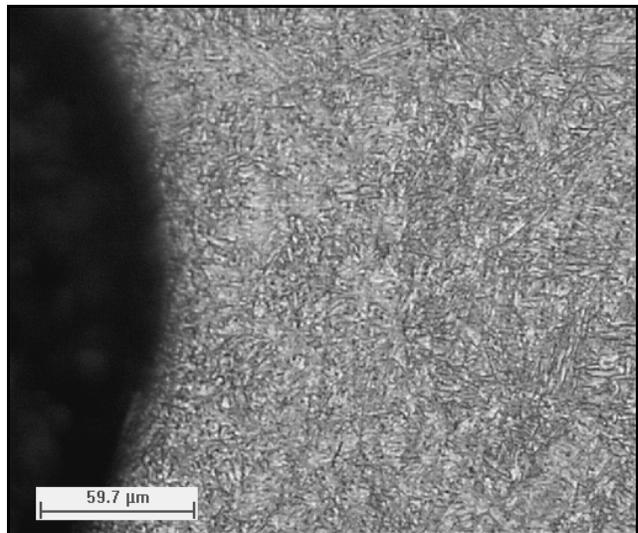
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

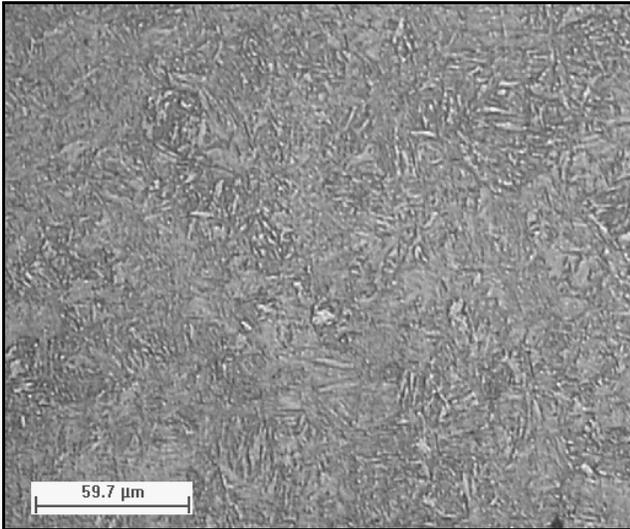


(c) Região da raiz do filete da rosca.

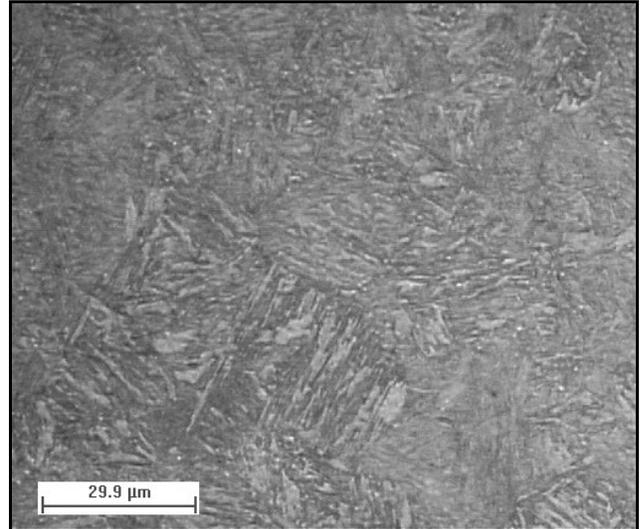


(d) Região da raiz do filete da rosca.

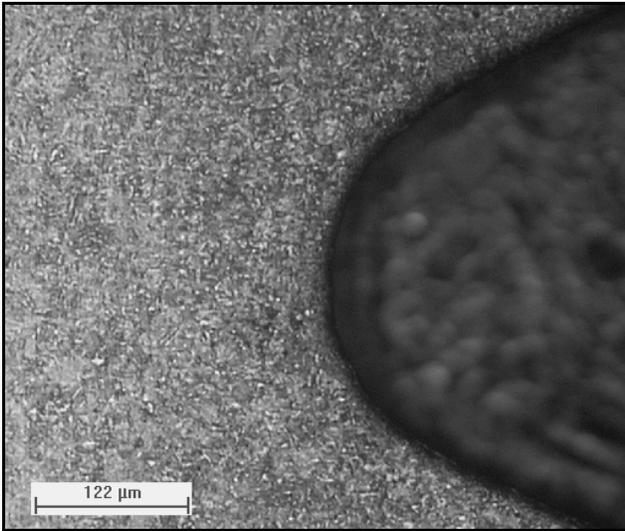
Figura A.2.3 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550). Ataque com Nital 2%.



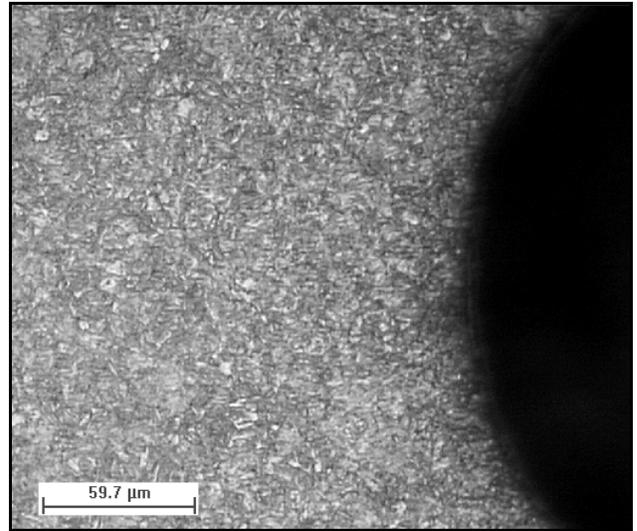
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

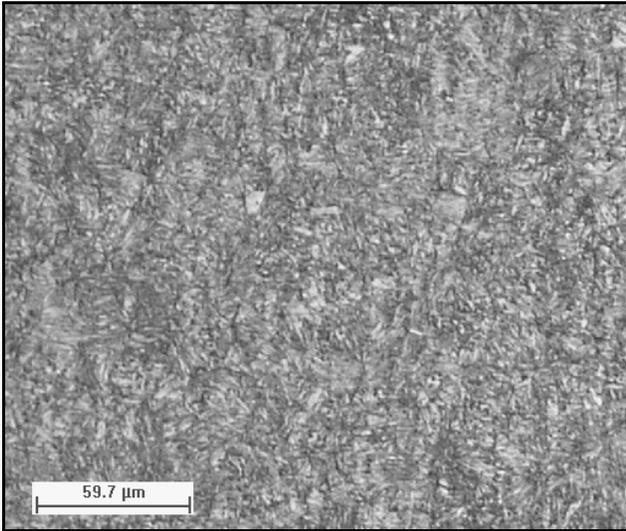


(c) Região da raiz do filete da rosca.

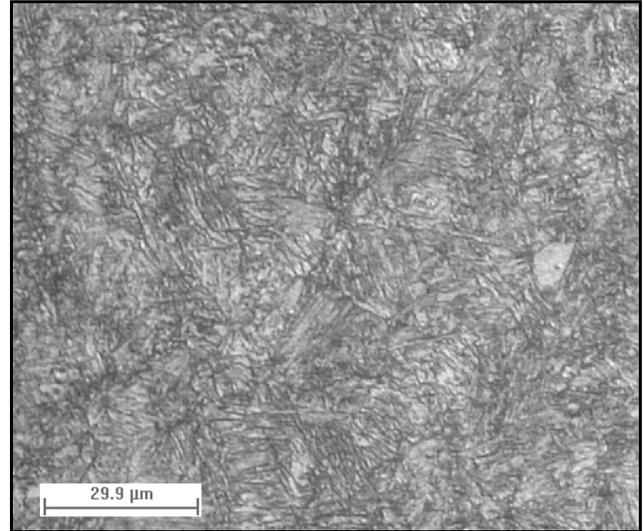


(d) Região da raiz do filete da rosca.

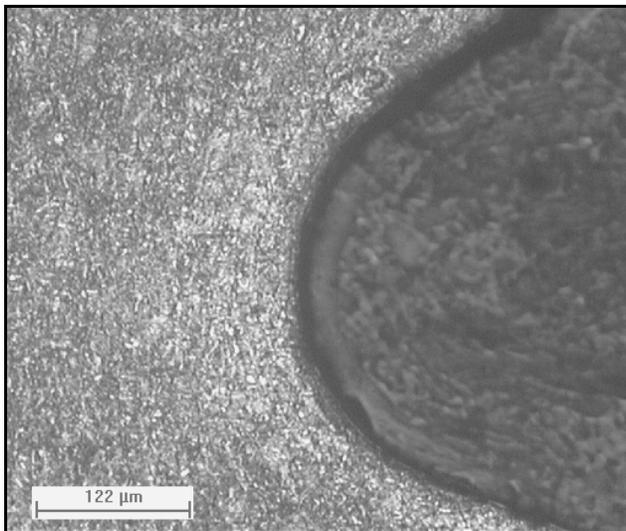
Figura A.2.4 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490). Ataque com Nital 2%.



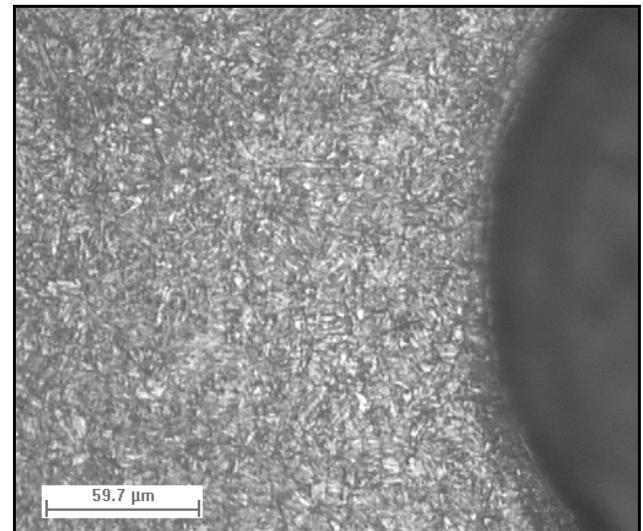
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

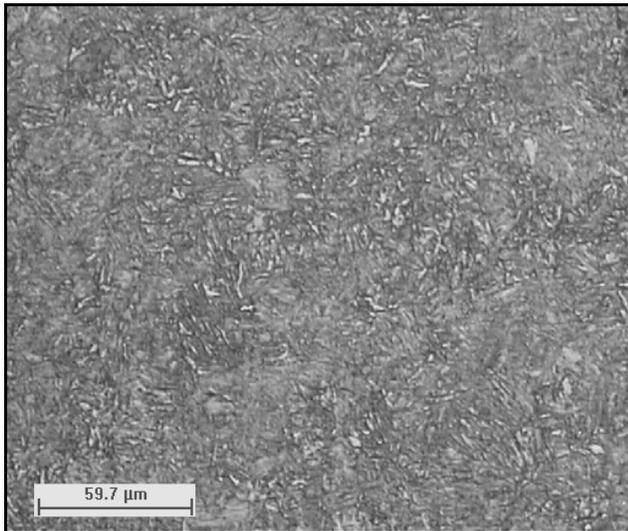


(c) Região da raiz do filete da rosca.

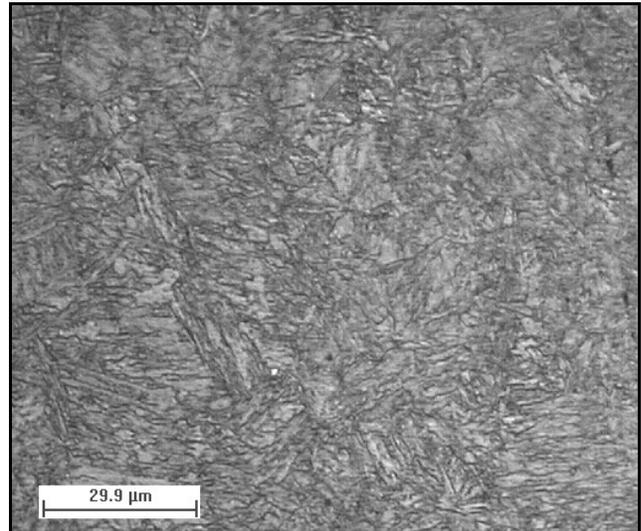


(d) Região da raiz do filete da rosca.

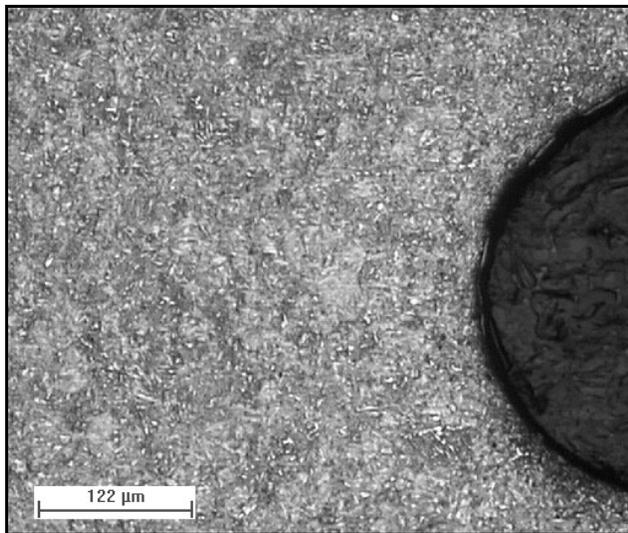
Figura A.2.5 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520). Ataque com Nital 2%.



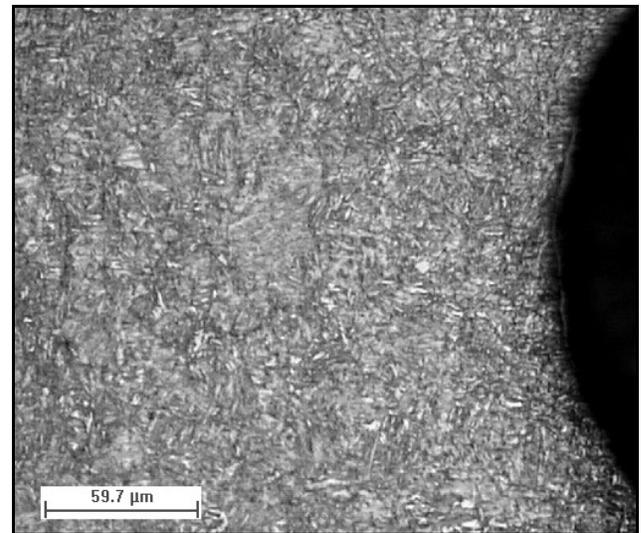
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.

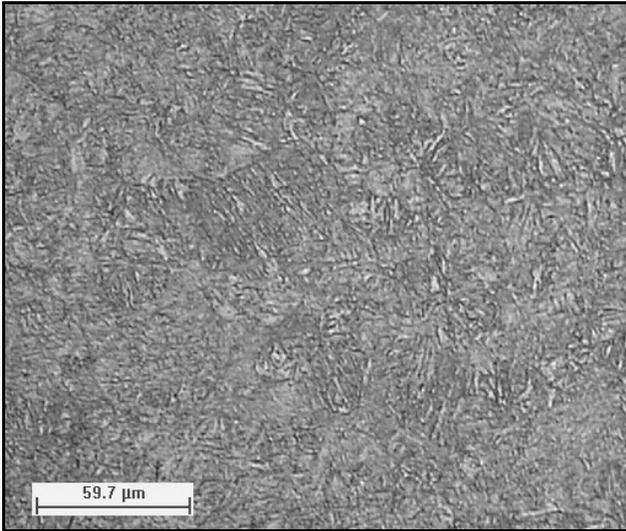


(c) Região da raiz do filete da rosca.

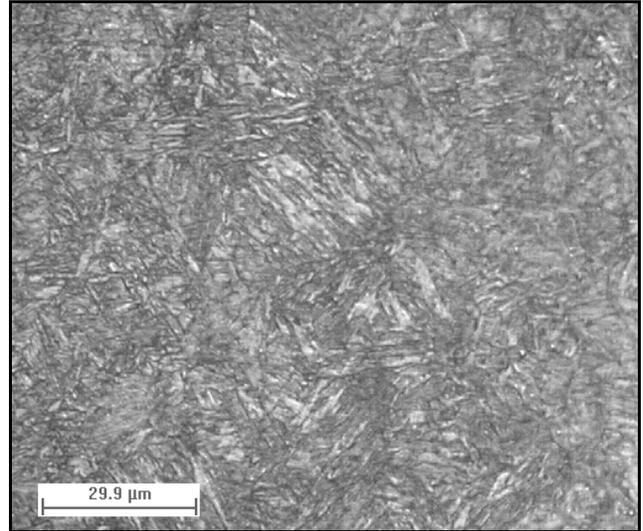


(d) Região da raiz do filete da rosca.

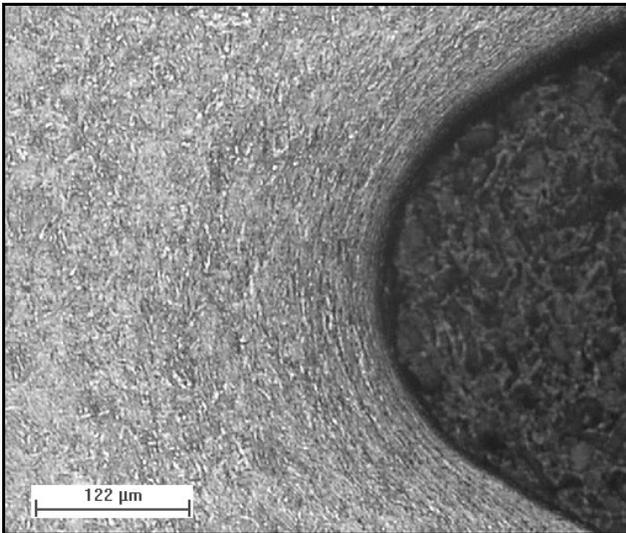
Figura A.2.6 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550). Ataque com Nital 2%.



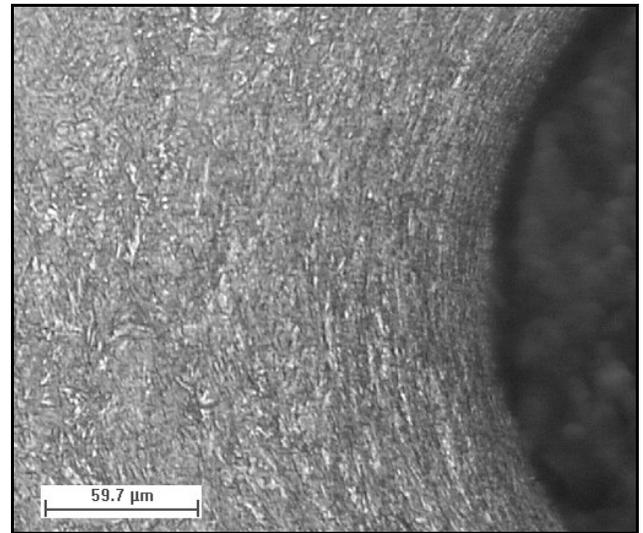
(a) Região central do parafuso.



(b) Região central do parafuso.



(c) Região da raiz do filete da rosca.



(d) Região da raiz do filete da rosca.

Figura A.2.7 – Micrografias, analisadas por Microscopia Óptica (MO), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT). Ataque com Nital 2%.

Anexo III – Resultados individuais de todos os ensaios de fadiga axial

As Tabelas A.3.1 a A.3.10 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga axial utilizados neste trabalho para a obtenção, pelo método estatístico escada (“staircase”), do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos com uma pré-carga constante de 700 MPa. Além disso, as Tabelas A.3.11 e A.3.12 mostram os resultados dos ensaios adicionais de fadiga axial, com razão de carga $R = 0,1$, utilizados para a obtenção de uma estimativa do limite de resistência à fadiga médio para 10^6 ciclos.

Tabela A.3.1 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.280		X				X	X		X	X					
30.780	O		X		O		O		O		O		O	O	
30.280				O											
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.2 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	541.823
3	511.158
6	448.106
8	525.956
10	520.322
12	617.236
14	667.362

Tabela A.3.3 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
30.780	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	
30.280	O	O	O	O	O	O	O	O	O	O	O	X	O	O	
29.780														O	
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.4 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	636.034
4	737.759
6	733.028
8	646.613
10	819.510
12	978.225
13	926.116

Tabela A.3.5 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.780				X	X										X
31.280		X		O		O		X		X		X			O
30.780	O		O						O		O		O		
CP n°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.6 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	681.600
5	427.330
7	513.982
8	644.503
10	977.766
12	604.494
15	593.695

Tabela A.3.7 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.780	X		X												
31.280	O		O	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
30.780						O	O	O	O	O	O	O	O	X	
30.280															O
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.8 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
2	271.052
4	336.818
5	563.732
7	675.711
9	443.136
11	450.073
13	614.442
14	989.674

Tabela A.3.9 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
31.280	X		X		X				X		X		X		X
30.780		O		O		X		O		O		O		O	
30.280								O							
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.10 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	784.549
3	399.949
5	490.358
6	978.558
9	424.087
11	633.015
13	665.435
15	375.417

Tabela A.3.11 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).

F_{máx} (N)	X – falhou							O – não falhou							
31.780								X				X			
31.280				X		X		O		O		X		X	
30.780	X		O		O		O						O		O
30.280		O													
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.12 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	820.698
4	554.273
6	557.505
9	522.587
11	336.154
12	675.480
14	829.902

Tabela A.3.13 – Resultados dos ensaios de fadiga axial realizados com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa) nos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT).

F_{máx} (N)	X – falhou					O – não falhou									
34.780					X										
34.280			O		X										
33.780	X		O			X		X		X	X				
33.280		O					O		X		O	O			
32.780										O					
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15

Tabela A.3.14 – Números de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenido a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550 LATT), que falharam durante os ensaios de fadiga axial com pré-carga constante de 25.620 N (700 MPa).

Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	267.863
5	158.859
6	248.409
7	227.834
9	281.352
10	547.993
13	239.242
15	263.740

Tabela A.3.15 – Resultado dos ensaios adicionais de fadiga axial realizados com razão de cargas $R = 0,1$ nos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).

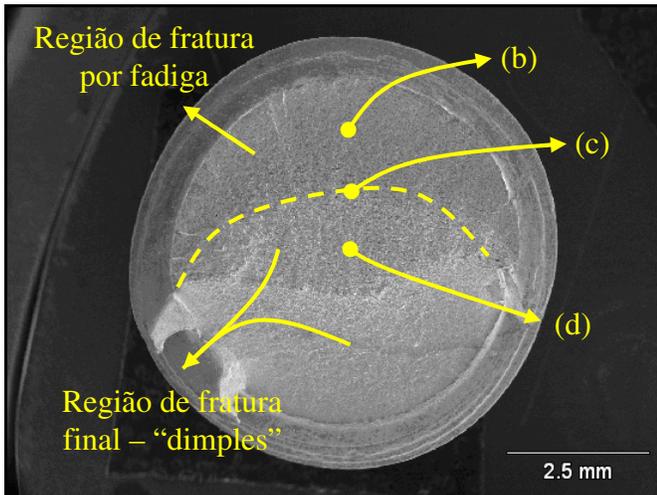
$F_{m\acute{a}x}$ (N)	X – falhou					O – não falhou			
14.640	X								
12.810		X							
10.980			X						
9.150				X					
7.320					X				
6.405						X		X	
5.490							O		O
CP nº	1	2	3	4	5	6	7	8	9

Tabela A.3.16 – Número de ciclos até a fratura dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490), que falharam durante os ensaios adicionais de fadiga axial com razão de cargas $R = 0,1$.

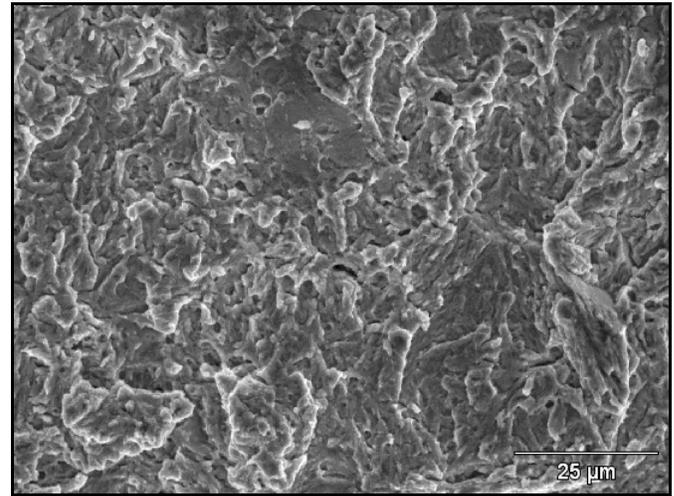
Número do corpo-de-prova	Número de ciclos até a fratura
1	66.139
2	160.637
3	80.637
4	400.878
5	341.715
6	457.581
8	792.814

Anexo IV – Análise fratográfica de todas as condições analisadas

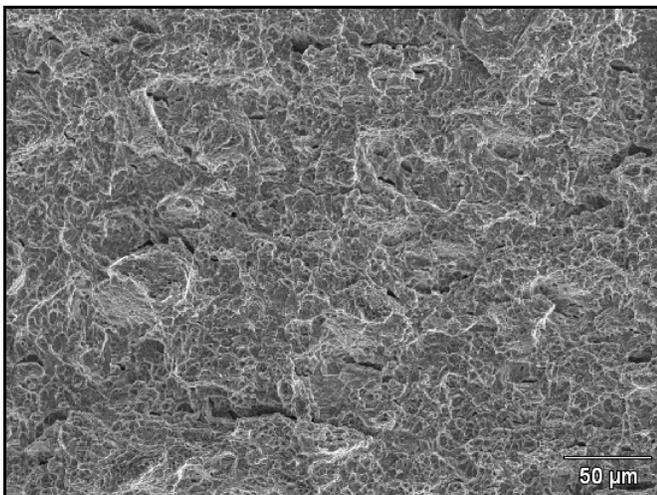
As Figuras A.4.1 a A.4.7 apresentam fratografias de parafusos, um para cada condição estudada, que falharam durante os ensaios de fadiga axial realizados neste trabalho.



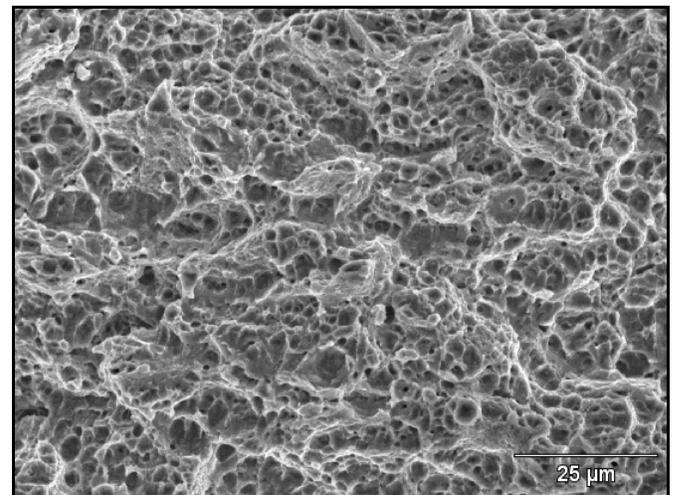
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

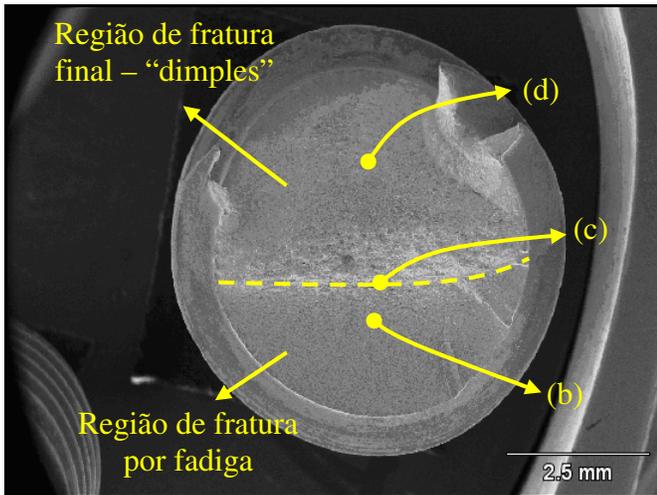


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

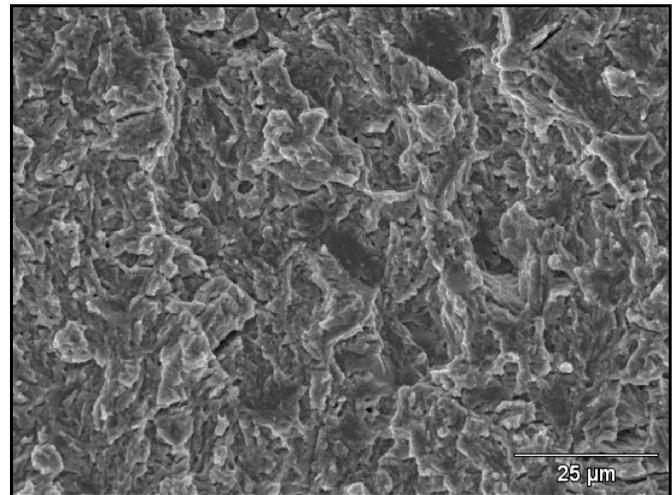


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

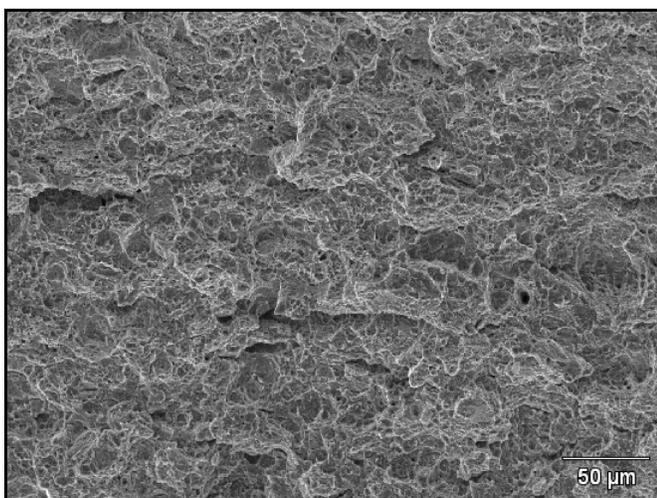
Figura A.4.1 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N490).



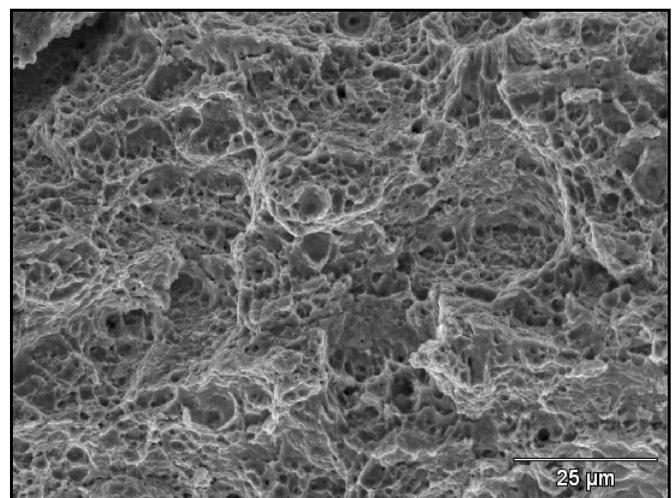
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

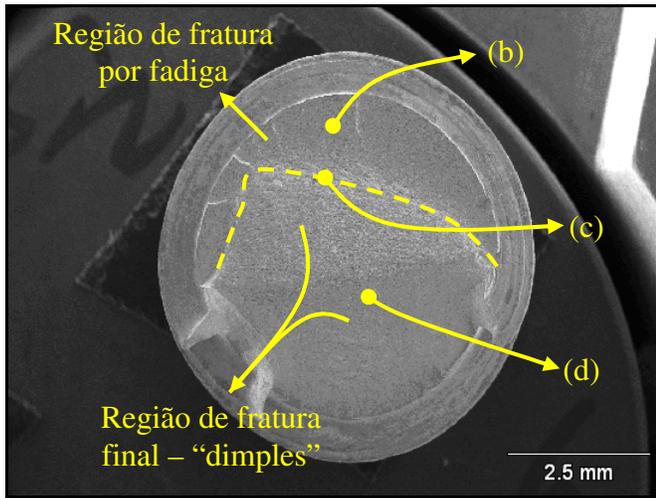


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

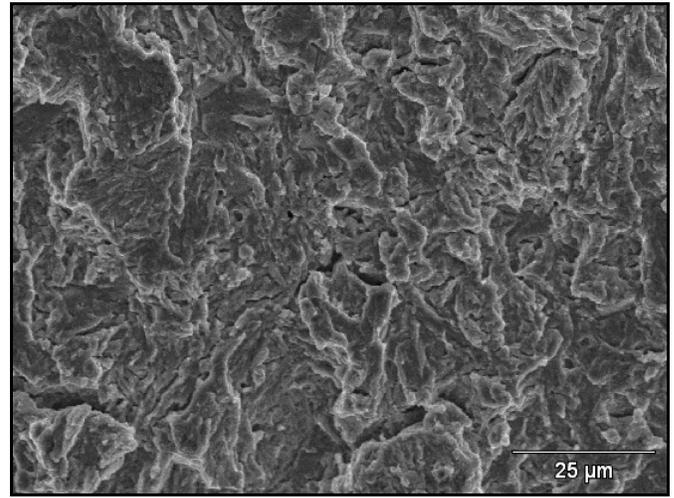


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

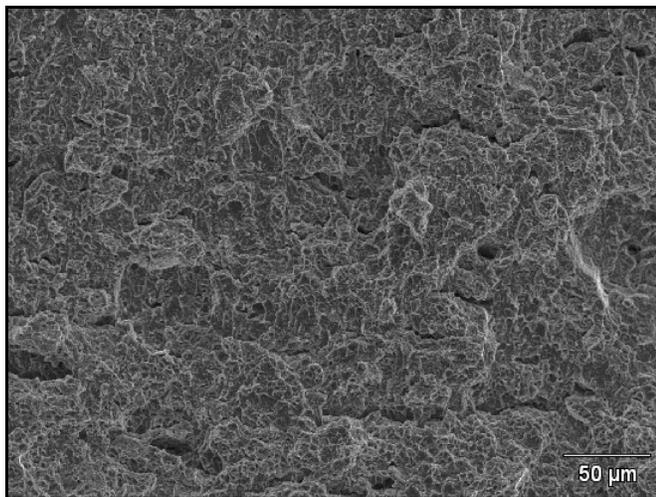
Figura A.4.2 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N520).



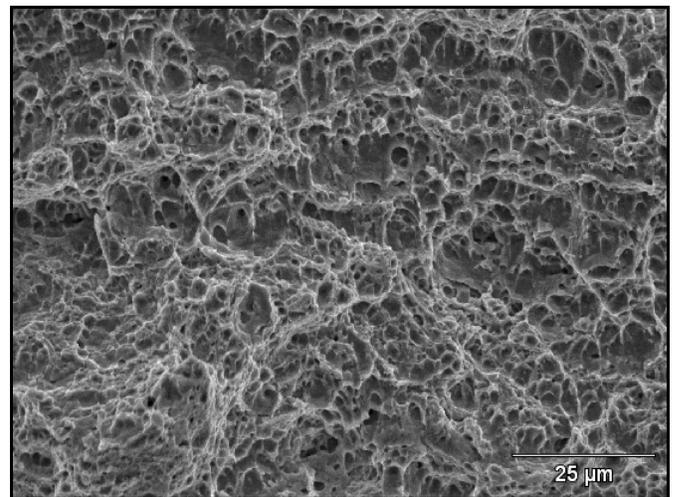
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

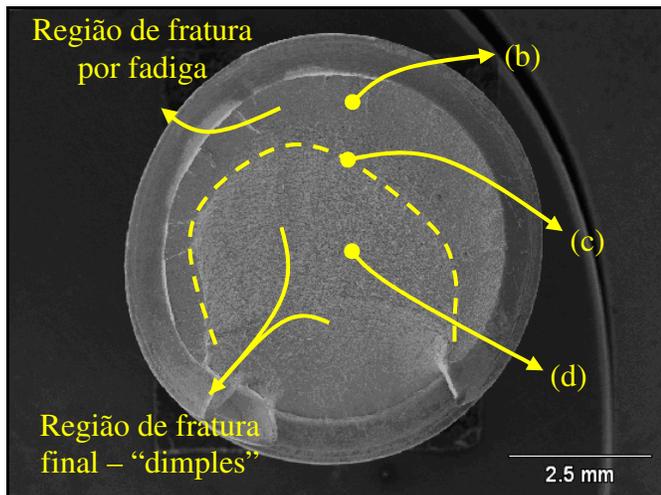


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

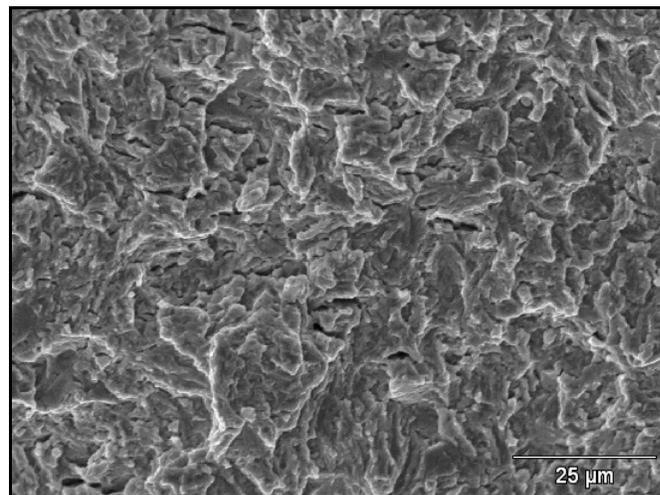


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

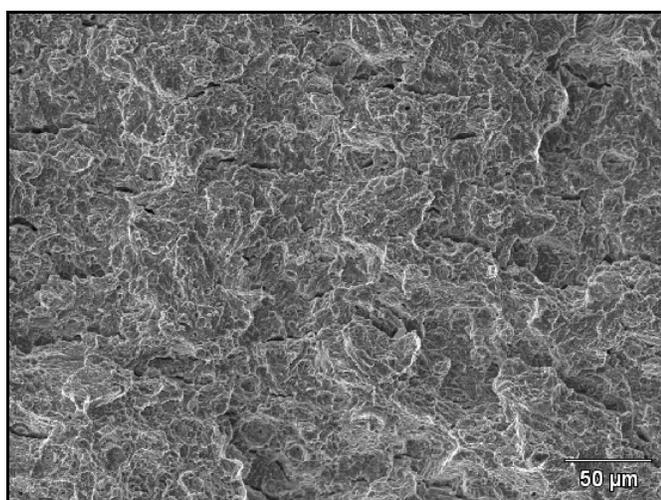
Figura A.4.3 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina nacional, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (N550).



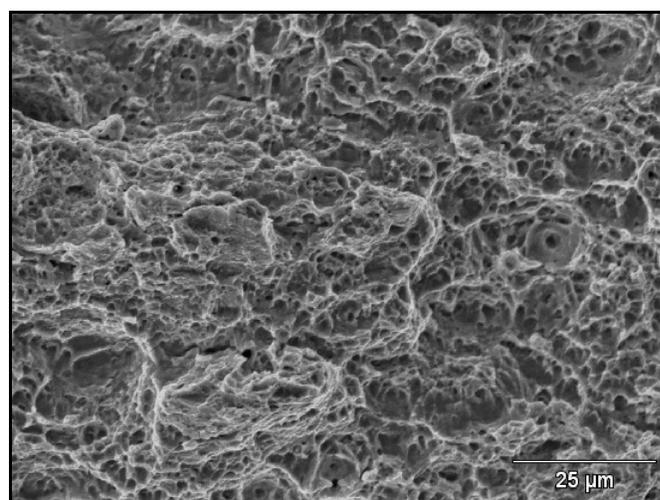
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

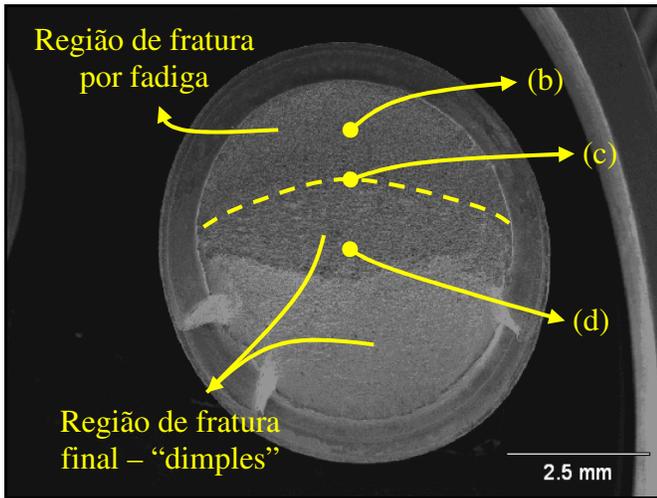


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

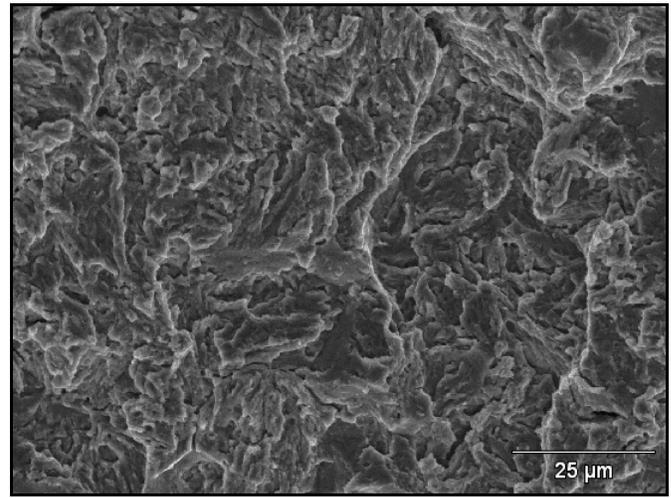


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

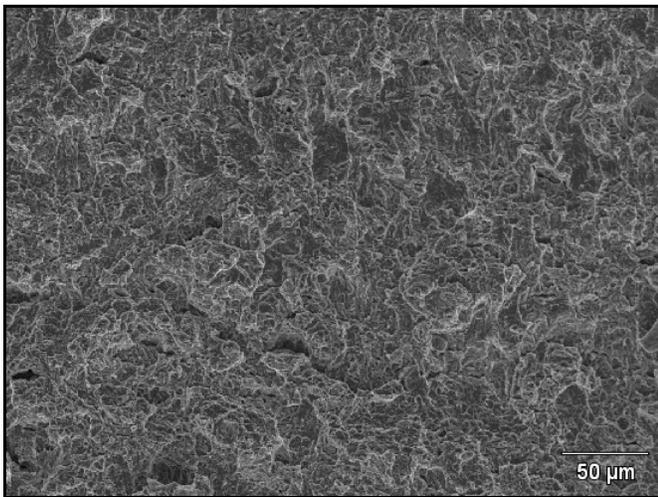
Figura A.4.4 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 490 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I490).



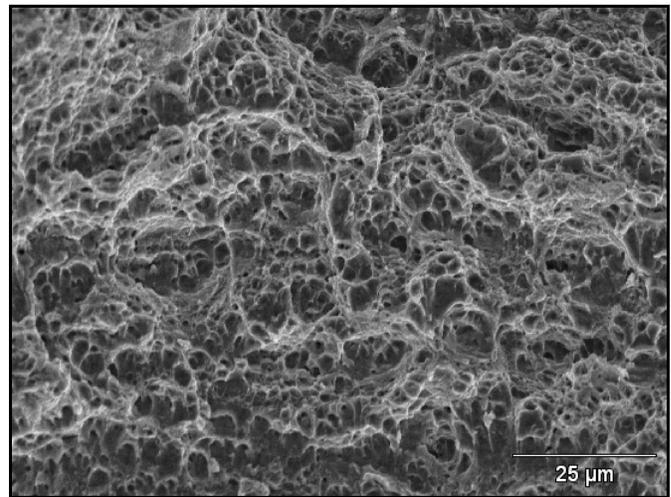
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

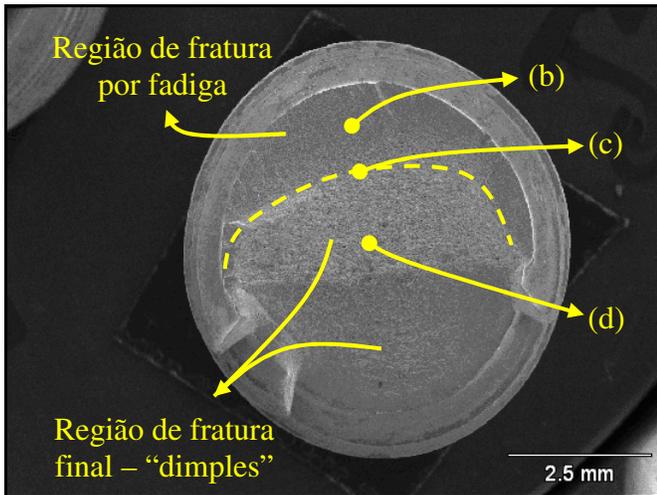


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

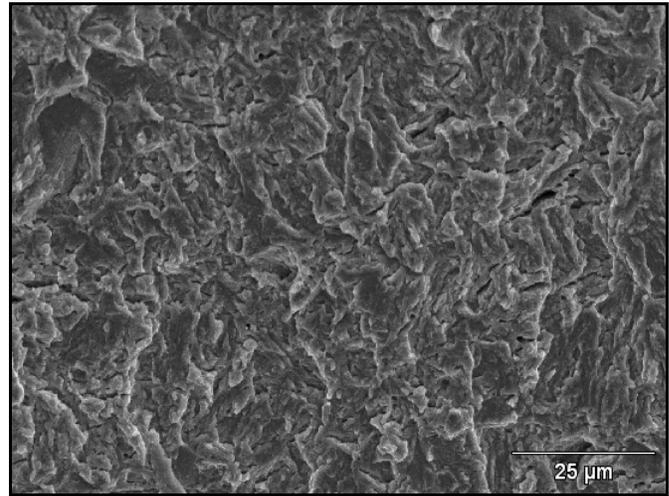


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

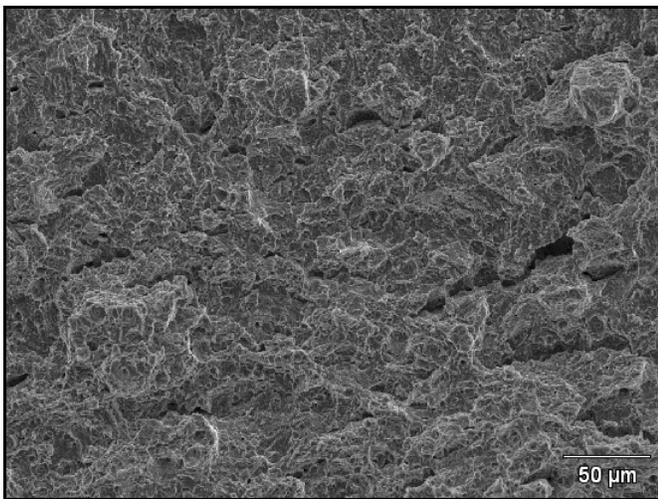
Figura A.4.5 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 520 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I520).



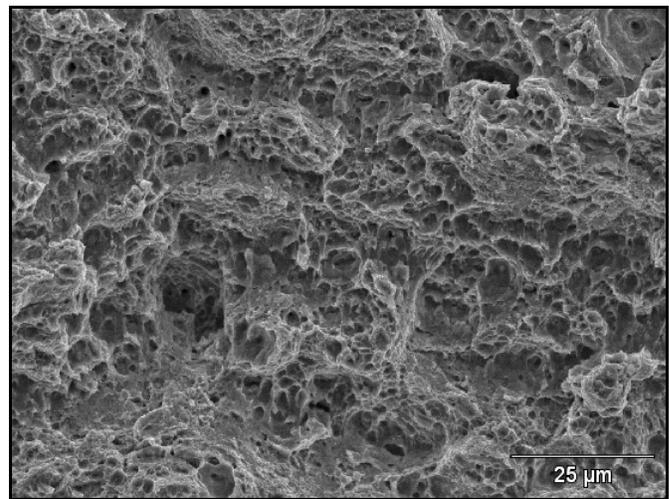
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.

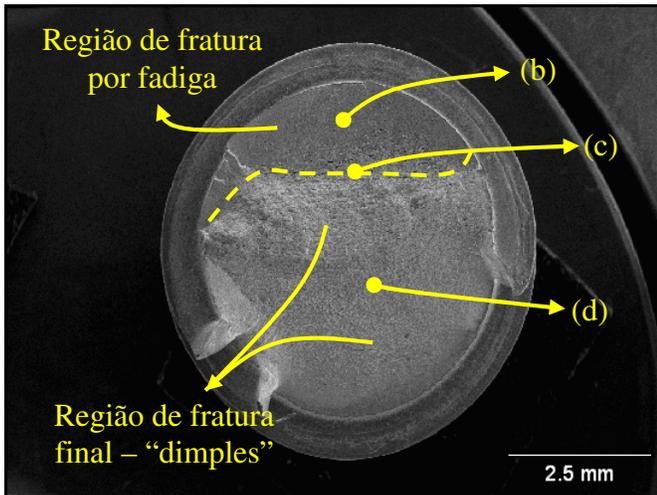


(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.

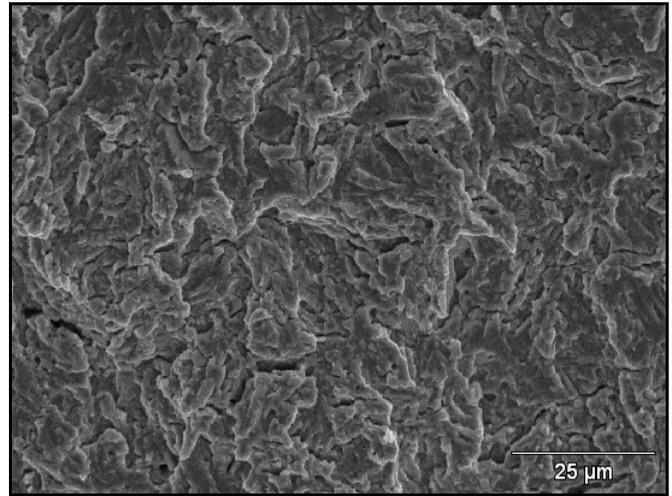


(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

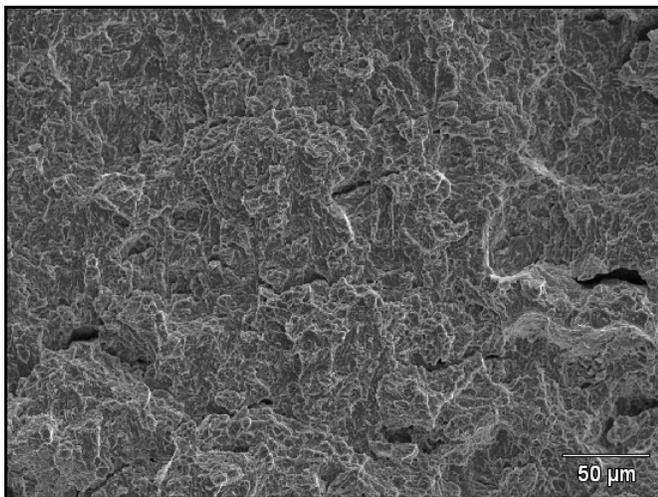
Figura A.4.6 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca antes do tratamento térmico (I550).



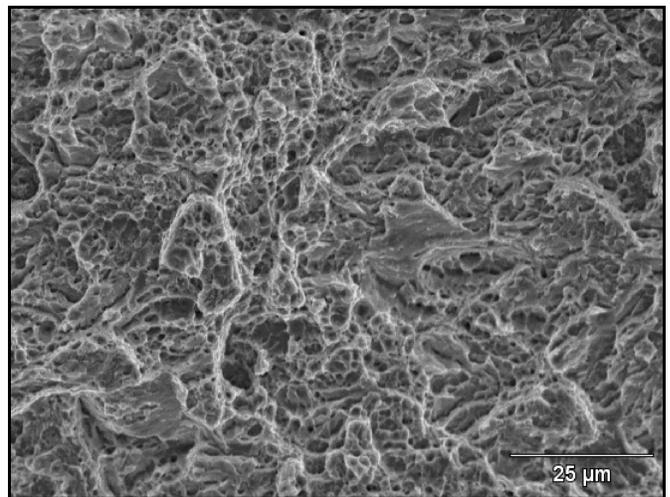
(a) Fratografia de baixo aumento.



(b) Região de propagação estável da trinca – micromecanismo de fratura por fadiga.



(c) Interface entre a região de fratura por fadiga e de fratura final.



(d) Região de fratura final – micromecanismo de fratura alveolar (“dimples”).

Figura A.4.7 – Fratografias, analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), de um dos parafusos fabricados com fio-máquina importado, revenidos a 550 °C e com laminação da rosca após o tratamento térmico (I550LATT).