UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO – USP
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA – EEL

REINILSON DO NASCIMENTO

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti – 13V – 11Cr – 3Al

LORENA
Julho, 2016

REINILSON DO NASCIMENTO

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti – 13V – 11Cr – 3Al

Dissertação apresentada a Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências na área de Concentração: Materiais Convencionais e Avançados.

Orientador: **Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista**

Edição reimpressa e corrigida

LORENA
Julho, 2016

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado da Escola de Engenharia de Lorena, com os dados fornecidos pelo autor.

Nascimento, Reinilson do

Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti - 13V - 11Cr - 3Al / Reinilson do Nascimento; orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista – ed. reimp., corr. Lorena, 2016.

90 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais na Área de Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo. 2016

Orientador: Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

1. Liga de titânio. 2. Resistência à fadiga. 3.Tratamentos térmicos. 4. Sensibilidade ao entalhe.

I. Título. II. Baptista, Carlos Antonio Reis Pereira, orient.

À memória de meus pais, Ismael e Celina, com amor, admiração e gratidão, pelo carinho e incansável apoio e incentivo em tudo na minha vida.

À minha esposa, com amor, admiração e gratidão por sua compreensão, carinho, presença e incansável apoio ao longo do período de elaboração deste trabalho.

Aos meus irmãos, que sempre me incentivaram a superar todos os obstáculos ao longo deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

À Deus, Criador e Arquiteto do Universo, pela vida, pela Sua presença em minha vida, fonte de Fé e Sabedoria.

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista, meu Orientador, pela sua paciência, incentivo, compreensão e, acima de tudo, pela amizade.

À Escola de Engenharia de Lorena/Universidade de São Paulo pela oportunidade de realização do Mestrado.

Ao técnico Francisco Paiva, pelo auxílio na realização dos ensaios mecânicos.

Aos Funcionários Srs. Renato e Sérgio, pelo auxílio na preparação das amostras.

Aos Mestres Bento e Jorge Rosa, pelo auxílio e orientações na utilização do Microscópio Eletrônico de Varredura.

À minha esposa, Dayane Alves, pelo amor, carinho, apoio, compreensão e os incentivos para não desistir.

À RD Serviços Lorena, por me proporcionar a oportunidade de crescimento.

A todos os professores do programa de pós-graduação, pelos conhecimentos compartilhados ao longo do curso.

A todos os pós-graduandos, em especial à Doutoranda Ana Márcia, pelos momentos de estudos, pelas orientações e disposição em ajudar; à Mestranda Karen Monique, pelo auxílio na preparação das amostras e obtenção das imagens de microscopia ótica.

A todos os funcionários da Escola de Engenharia de Lorena.

*“Oh! Quão bom e quão suave é que os irmãos
vivam em união!*

*É como o óleo precioso sobre a cabeça, que
desce sobre a barba, a barba de Arão, e que
desce à orla dos seus vestidos.*

*Como o orvalho de Hermom, que desce sobre
os montes de Sião; porque ali o Senhor ordena a
bênção e a vida para sempre.”*

Salmos 133

RESUMO

NASCIMENTO, R. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti – 13V – 11Cr – 3Al**. 2016. 90 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2016.

As ligas Ti- β constituem um grupo promissor de ligas de titânio em termos de processamento, propriedades e aplicações potenciais. Além do projeto da liga em termos de composição, a obtenção de microestruturas adequadas por meio de tratamentos térmicos é necessária para otimizar o balanço entre resistência mecânica e tenacidade. O presente trabalho teve por objetivo estudar o comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti-13V-11Cr-3Al, uma liga de alta resistência mecânica destinada ao emprego na indústria aeroespacial, sob duas condições de tratamento. O material foi recebido na forma de barras com 7,6 mm de diâmetro, apresentando microestrutura composta por grãos alongados e propriedades em tração combinando alto limite de resistência (1.479 MPa) e razoável ductilidade (deformação verdadeira de fratura igual a 0,217). O material foi tratado termicamente em duas condições: recozimento a vácuo a 750°C por 1 h com resfriamento lento, e tratamento flash em banho de sal a 650°C por 6 min, com posterior têmpera em água. O tratamento *flash* resultou em melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade, avaliadas pelo ensaio de tração. O estudo da resistência à fadiga baseou-se na obtenção de curvas σ/N por meio de ensaios de flexão rotativa ($R = -1$) empregando-se corpos de prova do tipo viga em balanço. Para cada condição microestrutural, foram obtidas duas curvas σ/N , uma com amostras polidas e outra empregando-se corpos de prova com concentradores de tensão geométricos (entalhes), visando avaliar a sensibilidade ao entalhe desta liga nas duas condições microestruturais. O material submetido ao tratamento *flash* apresentou maior dispersão e menor resistência à fadiga, comparado ao material recozido; no entanto apresentou também menor sensibilidade ao entalhe em vidas longas (10^6 ciclos). O trabalho foi complementado por exames fractográficos para a identificação dos pontos de iniciação da fratura.

Palavras-chave: Liga de titânio, Resistência à fadiga, Tratamentos térmicos, Sensibilidade ao entalhe.

ABSTRACT

NASCIMENTO, R. **Study of high cycle fatigue behavior of Ti – 13V – 11Cr – 3Al alloy.** 2016. 90 p. Dissertation (Master of Sciences) – Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2016.

The Ti- β alloys are a promising group of titanium alloys in terms of processing, properties and potential applications. In order to achieve the optimum balance between strength and toughness it is necessary, besides determining a proper composition in the alloy design, to obtain suitable microstructures by means of thermo-mechanical process and heat treatment. This study aimed to assess the high cycle fatigue behavior of Ti-13V-11Cr-3Al alloy, a high-strength alloy intended for use in the aerospace industry. The material was received in the form of bars with 7.6 mm in diameter, whose microstructure comprises elongated grains and whose mechanical properties combines high tensile strength (1,479 MPa), and reasonable ductility (true strain fracture equal to 0.217). The material was heat treated in two conditions: vacuum annealing at 750°C for 1 h with slow cooling, and flash 650°C salt bath for 6 min with subsequent water quenching. The study was based on obtaining σ / N curves through by rotary bending ($R = -1$) fatigue tests employing cantilever beam specimens. For each microstructural condition, two σ / N curves were obtained, the former with smooth samples and the latter employing specimens with geometric stress concentrators (notches), to evaluate the notch sensitivity of this alloy in both microstructural conditions. The material subjected to flash treatment showed greater dispersion and lower fatigue strength compared to annealed; however also showed lower notch sensitivity at long life (10^6 cycles). The study was complemented by fractographics analysis to identify the fracture initiation points.

Keywords: Titanium alloys, Fatigue behavior, Heat treatments, Notch sensitivity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Diagrama de fases Ti-Mo	26
Figura 2	Diagrama de fases pseudo-binário Ti- β isomorfo	29
Figura 3	Diagrama TTT (tempo, temperatura e transformações de fase) para a liga Ti-13V-11Cr-3Al	31
Figura 4	Comparação entre dois modelos de ajuste para os dados de fadiga	43
Figura 5	Diferença entre resultados obtidos por vários métodos de análises aplicados aos dados de fadiga incluindo <i>runouts</i>	46
Figura 6	Imagem Microscopia Ótica, condição Como Recebida	48
Figura 7	Preparação das amostras para tratamento térmico Recozido	49
Figura 8	Imersão dos Corpos de Prova em Água para Resfriamento	50
Figura 9	Projeto Corpo de Prova de Tração	51
Figura 10	Corpos de Prova para os ensaios de Flexão Rotativa: (a) sem entalhe; (b) com entalhe	52
Figura 11	(a) Equipamento para medida de perfil e avaliação dos entalhes; (b) Projeção do perfil para avaliação das condições de entalhe	52
Figura 12	Imagem da Microestrutura do material como recebido - Corte Longitudinal. Imagem obtida por MEV com aumento 2000x com detector de elétrons retroespalhados	55
Figura 13	Imagens Microscopia Ótica do Material Recozido – Cortes (a) Transversal e (b) Longitudinal	55
Figura 14	Imagem da Microestrutura do material Recozido - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 500x com detector de elétrons retroespalhados	56
Figura 15	Imagem da Microestrutura do material Recozido - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 1000x com detector de elétrons retroespalhados	56
Figura 16	Imagens Microscopia Ótica do Material Tratamento <i>Flash</i> – Cortes (a) Transversal e (b) Longitudinal	57
Figura 17	Imagem da Microestrutura do material tratamento <i>Flash</i> - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 3000x com detector de elétrons retroespalhados	57
Figura 18	Curvas Tensão – Vida em Fadiga - Corpos de Prova Sem Entalhe	61
Figura 19	Curva Tensão – Vida em Fadiga para a liga Ti-13V-11Cr-3Al	61
Figura 20	Curvas Tensão x Vida em Fadiga – Corpos de Prova Entalhados	63
Figura 21	Fractografia de Corpo de Prova Tensão 389 MPa e N_f 57600 ciclos – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV com aumento 50x, usando detector de elétrons secundários	67
Figura 22	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Iniciação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons secundários	68
Figura 23	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x. usando detector de elétrons secundários	68
Figura 24	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 2500x, usando detector de elétrons secundários	69

Figura 25	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 50 x, usando detector de elétrons secundários	70
Figura 26	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 300x, usando detector de elétrons secundários	71
Figura 27	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons secundários	71
Figura 28	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários	72
Figura 29	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 49x, usando detector de elétrons secundários	73
Figura 30	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Superfície com Trinca Secundária. Imagem obtida por MEV aumento 6000x, usando detector de elétrons secundários	73
Figura 31	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Superfície com Trinca Secundária. Imagem obtida por MEV aumento 6000x, usando detector de elétrons secundários	74
Figura 32	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons espalhados	74
Figura 33	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 4000x, usando detector de elétrons secundários	75
Figura 34	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 50x, usando detector de elétrons secundários	76
Figura 35	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 288x, usando detector de elétrons secundários	77
Figura 36	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários	77
Figura 37	Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Propagação da Tração. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários	78
Figura 38	Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 480x, usando detector de elétrons retroespalhados	80
Figura 39	Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 2000x, usando detector de elétrons retroespalhados	80
Figura 40	Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons retroespalhados	81
Figura 41	Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 371 MPa e N_f Vida Infinita, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de Elétrons Retroespalhados	81

Figura 42	Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 410600$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons retroespalhados	82
Figura 43	Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 410600$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 5000x, usando detector de elétrons retroespalhados	83
Figura 44	Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 410600$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 5000x, usando detector de elétrons retroespalhados	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Algumas propriedades do titânio	23
Tabela 2	Resistência mecânica e limite de impurezas no titânio	24
Tabela 3	Especificação AMS 4917 para composição da Liga Ti-13V-11Cr-3Al	50
Tabela 4	Resultados da Caracterização do Material por EDS	57
Tabela 5	Resultados dos Ensaios de Microdureza das amostras	61
Tabela 6	Propriedades Mecânicas da Liga Ti – 13 V – 11 Cr – 3 Al	61
Tabela 7	Resultados dos Ensaios de Flexão Rotativa dos Corpos de Prova Sem Entalhe	62
Tabela 8	Resultados dos Ensaios de Flexão Rotativa dos Corpos de Prova Entalhados	63
Tabela 9	Dados obtidos através de modelagem matemática, com auxílio do MINITAB	65
Tabela 10	Desvio Padrão dos Resultados	65
Tabela 11	Sensibilidade ao Entalhe	66
Tabela 12	Resultado dos Testes de Microdureza nos Corpos de Prova Ensaiaados	84

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1 Informações básicas sobre o titânio	19
2.2 Titânio e suas ligas	22
2.3 Ligas Beta (β)	26
2.4 Tratamento Térmico	30
2.5 Análise do comportamento em fadiga de materiais.....	35
2.5.1 Sensibilidade ao Entalhe	36
2.5.2 Concentradores de Tensão	36
2.5.3 Efeito da Concentração de Tensão	37
2.6 Modelos Matemáticos para Análise dos Dados de Fadiga	40
2.6.1 Escolha da Variável Independente.....	41
2.6.2 Modelo da Distribuição Log-Normal	43
2.6.3 Cálculo dos Parâmetros do Modelo	44
3 MATERIAL E MÉTODOS.....	48
3.1 Tratamento Térmico	49
3.1.1 Recozimento	49
3.1.2 Tratamento <i>Flash</i>	49
3.2 Análise Metalográfica	50
3.2.1 Preparação das Amostras	50
3.2.2 Obtenção das Imagens para Análise	50
3.3 - Microdureza	51
3.4 Ensaio de Tração	51
3.5 Ensaio de Fadiga	52
3.6 Modelagem dos Resultados dos Experimentos	53
4 RESULTADOS OBTIDOS	54
4.1 Caracterização Composicional	54
4.2 Caracterização Microestrutural	54
4.3 - Microdureza	57
4.4 Propriedades Mecânicas	58
4.5 Resultados dos Ensaio de Fadiga dos Corpos de Prova.....	59
4.5.1 Corpos de Prova Polidos	59
4.5.2 Corpos de Prova Entalhados	62
4.5.3 Modelagem dos Resultados dos Ensaio	63

4.6 Fractografia dos Corpos de Prova Ensaiaados.....	66
4.6.1 Tratamento Recozido	66
4.6.2 Tratamento Flash.....	72
4.7 Microestrutura dos Corpos de Prova Ensaiaados	78
4.7.1 Tratamento Recozido	78
4.7.2 Tratamento Flash.....	81
4.8 Microdureza dos Corpos de Prova Ensaiaados	83
5 CONCLUSÕES	85
REFERÊNCIAS	86

1 INTRODUÇÃO

O titânio e suas ligas apresentam excelente relação resistência/massa específica e resistência à corrosão, o que torna esses materiais atraentes ao emprego estrutural, notadamente no setor aeroespacial. O titânio é aplicado na fabricação de ligas leves e de elevada resistência mecânica, térmica e à corrosão, que são empregadas em reatores, motores de foguetes, aviões e automóveis. Essas ligas também são utilizadas na elaboração de próteses ortopédicas e na produção de bicicletas e artefatos esportivos. As principais ligas de titânio são formadas com metais como: alumínio, ferro, vanádio, cobalto, molibdênio e manganês. A produção de ligas metálicas é um dos principais vetores de consumo de todo o titânio produzido no planeta, ficando atrás do consumo de TiO_2 , utilizado principalmente como pigmento. As ligas Ti- β possuem teor de estabilizadores suficiente para que a fase β (CCC) seja totalmente retida após o resfriamento. Estas constituem um grupo promissor de ligas de titânio em termos de processamento, propriedades e aplicações potenciais, apresentando os mais altos níveis de resistência mecânica dentre as classes de ligas à base de titânio. A facilidade de conformação a quente, a soldabilidade e a boa resposta a tratamentos térmicos são características destas ligas. Além do projeto da liga em termos de composição, a obtenção de microestruturas adequadas é necessária para otimizar o balanço entre resistência mecânica e tenacidade do material. Um exemplo de desenvolvimento recente em termos de tratamento térmico de ligas de titânio é o chamado tratamento de recristalização *flash*, baseado no aquecimento por um curto período de tempo de amostras severamente deformadas, com posterior têmpera em água fria, e que tem demonstrado ser uma maneira eficiente para se obter uma microestrutura recristalizada com grãos ultrafinos, de cerca de 1 - 2 μm . Verificou-se uma melhoria notável nas propriedades superelásticas de ligas de titânio submetidas a este tratamento térmico, combinada com a elevada resistência à tração. Microestruturas refinadas apresentam potencialmente melhor resistência à fadiga e, portanto, o estudo do comportamento em fadiga de uma liga Ti- β de alta resistência submetida ao tratamento *flash* é de grande interesse.

O presente trabalho teve por objetivo estudar o comportamento em fadiga de alto ciclo da liga Ti- β , especificada como Ti-13V-11Cr-3Al. O estudo realizado foi baseado na

obtenção de curvas σ/N por meio de ensaios de fadiga em flexão rotativa ($R = -1$) no material tratado termicamente em duas condições, o recozimento e o tratamento *flash*. Pretendeu-se com esse projeto entender e comparar o comportamento em fadiga da liga nas duas condições, avaliando a influência dos tratamentos térmicos adotados. Para cada condição microestrutural, realizaram-se ensaios de fadiga com corpos de prova polidos e com entalhes iniciadores artificiais da trinca, visando avaliar também a sensibilidade ao entalhe desta liga nas duas condições microestruturais. O trabalho foi complementado por exames fractográficos para a identificação dos pontos de iniciação da fratura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Informações básicas sobre o titânio

O titânio é o nono elemento mais abundante do planeta, ocupando aproximadamente 0,6% da crosta terrestre e se apresenta, geralmente combinado quimicamente com oxigênio e ferro. Os minerais dos quais o titânio é extraído são a ilmenita ($\text{TiO}_2 \cdot \text{FeO}$) e o rutilo (TiO_2) (OGDEN, 1971; DONACHIE, 1988). A presença de Titânio (Ti) na maioria dos minerais da crosta terrestre passou despercebida durante séculos, em razão da semelhança de suas propriedades com as do silício (Si). Considera-se que o pastor e mineralogista inglês William Gregor foi o descobridor do titânio. Em 1790, ao examinar a areia preta, ele observou que se tratava da ilmenita ($\text{TiO}_2 \cdot \text{FeO}$), que ao ser atacada com ácido sulfúrico formava o sulfato ferroso (marrom avermelhado). Em 1825 Jons Jacob Berzelius acreditou haver isolado o titânio, mas verificou que ainda não era o metal puro. Em 1887 os pesquisadores suecos Sven Otto Pettersson e Lars Fredrick Nilson também obtiveram apenas o material impuro. Em 1910 Matthew A. Hunter obteve o Titânio com 90% de pureza por meio da redução de cloreto de sódio com o composto TiCl_4 em um recipiente de aço sob pressão. As reações envolvidas estão descritas pelas equações (1) a (3). Por volta de 1937, Wilhelm J. Kroll junto com a Siemens e Helska desenvolveram um processo para obtenção consistente de composto de titânio através da redução de tetracloreto de titânio com pó de magnésio, em uma atmosfera de argônio, a fim de se evitar a oxidação, conforme mostram as equações (4) e (5) (ASM HANDBOOK, 1992).

Este foi o primeiro processo que permitiu a produção em grandes quantidades de titânio puro, e utilizado até hoje. Mas ao todo existem atualmente seis tipos de processos disponíveis: 'Kroll', 'Hunter', redução eletrolítica, redução gasosa, redução com plasma e redução metalotérmica (ASM HANDBOOK, 1992). O titânio representa o desenvolvimento mais importante ocorrido na indústria de metais não ferrosos desde a Segunda Guerra Mundial. Até então uma mera curiosidade de laboratório, o titânio e suas ligas tornaram-se materiais de importância fundamental ao emprego estrutural, apresentando uma combinação única de propriedades. Além da introdução do processo Kroll, os avanços na tecnologia de alto vácuo e a invenção do motor a jato foram os três fatores que deflagraram o extraordinário crescimento da indústria do titânio no século XX (HANSON, 1986).

Devido ao elevado custo de produção, a principal aplicação do titânio metálico se deu na indústria aeroespacial cujo valor agregado dos componentes é bastante elevado e em indústrias químicas. Além destas aplicações, o titânio (Ti) apresenta também uma ampla aplicação na área de biomateriais (CALLISTER, 2008). O Titânio tem como composto mais famoso o dióxido de titânio (TiO_2), tanto que aproximadamente 95% de todo titânio produzido tem como objetivo a obtenção desse composto, que é usado como um pigmento branco muito importante na produção de tintas e papéis, ainda, amplamente empregado nas indústrias de transformação plástica. Usa-se também na indústria cosmética, pois é um constituinte de quase toda marca de protetor solar. Existem também utilizações menos conhecidas e até certo ponto, curiosas, como a demarcação de linhas de quadras de tênis, e boa contribuição para a indústria cinematográfica na aplicação de cenas com neve artificial.

A produção mundial de concentrado de titânio (TiO_2) em 2013 foi de 7,6 Mt, um aumento de 4,5% em relação a 2012. Cerca de 88% da produção mundial de titânio é obtida da ilmenita, mineral de titânio de ocorrência mais comum, enquanto que o restante vem do rutilo, mineral com maior teor, porém mais escasso. As reservas na forma de ilmenita e rutilo totalizam aproximadamente 715 Mt, sendo que quase dois terços estão localizados na: China (28,0%), Austrália (25,7%) e Índia (12,9%). As reservas lavráveis brasileiras de ilmenita e rutilo totalizam 2,6 Mt e representam menos de 0,4% das reservas mundiais. Os maiores produtores mundiais de titânio (soma da produção de ilmenita e rutilo) são: Austrália (18,3%), África do Sul (16,1%), China (12,5%) e Canadá

(10,1%). O Brasil é o maior produtor da América Latina, com 1,1% da produção mundial de titânio em 2013 (DNPM, 2013). A produção brasileira cresceu 26,5% em 2011, comparado a 2010, passando de 56259 para 71148 toneladas. A demanda pelo mineral no país tem crescido a uma média de 15% ao ano, de acordo com os dados do DNPM de 2013.

Na indústria do petróleo é aproveitada a excelente resistência à corrosão do titânio e de suas ligas para a fabricação de componentes que entram em contato com a água do mar, que, além de cloretos, também contém gás sulfídrico (H_2S). Especialmente na fabricação de trocadores de calor usados em plataformas de extração de petróleo as ligas de titânio oferecem excelente combinação de resistência à corrosão, boa resistência mecânica e baixa densidade (ASM HANDBOOK, 1992).

Também na indústria química as ligas de titânio são usadas em equipamentos para a fabricação de cloro, cloretos, cloratos, hipocloritos, sais, gases e produtos orgânicos, devido à sua excelente resistência à corrosão. O titânio e suas ligas são atacados por ácidos tais como o sulfúrico, o clorídrico e o fosfórico, que geram íons H^+ , porém a presença de oxigênio leva à formação de uma camada passivada que reduz bastante a taxa de corrosão. O titânio também pode ser usado em substituição a grafite como anodo para a produção de cloro por eletrólise, devido principalmente à sua grande estabilidade dimensional. Pode ser usado, de um modo geral, em tubos, trocadores de calor, bombas, válvulas e vasos usados na fabricação de diversos produtos orgânicos, como ácido acético, benzoico, málico e aminas etilênicas (CALLISTER, 2008).

O uso de titânio e suas ligas também vêm sendo amplamente difundido na fabricação de implantes cirúrgicos ortopédicos e dentais, pois além das excelentes propriedades mencionadas anteriormente no caso de outros tipos de aplicação, o titânio e suas ligas apresentam excelente biocompatibilidade, ou seja, neste tipo de aplicação apresentam melhor osteointegração (integração ao tecido ósseo) e menor risco de alergia e reações adversas com o organismo do que outros materiais metálicos, como, por exemplo, o aço inoxidável austenítico AISI-SAE 316 L, cujo elevado teor de níquel pode provocar reações alérgicas. Outra vantagem do titânio é a possibilidade de obtenção de ligas com menor módulo de Young, mais próximo do osso humano, o que promove menor concentração de tensão na interface com o implante. Uma das ligas mais utilizadas

para a fabricação de implantes é a liga Ti-6Al-4V, que, entretanto, devido ao seu elevado teor de vanádio, elemento pouco biocompatível, pode ser substituída, por exemplo, pela liga Ti-6Al-7Nb e várias outras, denominadas ligas beta (CALLISTER, 2008; SILVA; SCHNEIDER, 2004).

2.2 Titânio e suas ligas

O titânio possui baixa massa específica (aproximadamente 60% da densidade do aço) e pode ser endurecido pela adição de elementos de liga ou por processos de conformação; é um metal não magnético e possui boas propriedades térmicas. Apresenta uma combinação única de propriedades relacionando resistência mecânica, resistência à corrosão e a biocompatibilidade (DONACHIE, 1988). O titânio comercialmente puro apresenta limite de resistência à tração variando entre 240 e 690 MPa. Sua ductilidade, medida pelo alongamento, varia de 20 a 40% e a redução de área, entre 45 e 65%, dependendo dos teores de elementos intersticiais. Apresenta o módulo de Young próximo de 103 GPa, porém nas ligas de titânio este pode chegar a 124 GPa. Estes valores são intermediários entre os módulos do alumínio (70 GPa) e do aço (200 GPa). O módulo de cisalhamento do titânio e de suas ligas varia entre 34 e 48 GPa (CALLISTER, 2008; ASM HANDBOOK, 1992; DONACHIE, 1988). A Tabela 1 mostra algumas propriedades do titânio.

Tabela 1 - Algumas propriedades do titânio

Número atômico	22
Peso atômico	47,90
Ponto de ebulição	3260 °C
Ponto de fusão	1668 °C
Módulo de Young [GPa]	102,7
Densidade	4,51 g/cm ³

Fonte: (DONACHIE, 1988).

O titânio comercialmente puro é classificado de grau 1 ao grau 4, em função da presença dos principais elementos como ferro, oxigênio e nitrogênio, como indica a Tabela 2.

Tabela 2 – Resistência mecânica e limite de impurezas no titânio

ASM Grau	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]	O	Fe	H	N	C
1	240	170	0,18	0,20	0,015	0,03	0,10
2	340	280	0,25	0,30	0,015	0,03	0,10
3	450	380	0,35	0,30	0,015	0,05	0,10
4	850	480	0,40	0,50	0,015	0,05	0,10

Fonte: (ASM HANDBOOK, 1992).

O titânio comercialmente puro possui estrutura hexagonal compacta (HC) à temperatura ambiente, esta fase é denominada fase alfa (α) com razão $c/a = 1,587$, a qual é menor do que a ideal ($c/a = 1,633$), induzindo a um comportamento plástico anisotrópico a temperatura ambiente devido à textura e a grande variedade de mecanismos de deformação (CHICHILI, 1997; SALEM, 2003). A fase alfa é termodinamicamente estável até a temperatura de 882 °C, na qual se transforma numa estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como fase beta (β), que se mantém estável até ser atingida a temperatura de fusão. (CALLISTER, 2008).

Adições de elementos de ligas em teores expressivos aumentam a resistência mecânica em comparação com o titânio comercialmente puro. Estes elementos de liga, como Al, V, Cr, Fe, Mn e Sn, são adicionados tanto em sistemas binários como em sistemas ternários e mais complexos em geral. Por outro lado, simultaneamente ao aumento de dureza/resistência mecânica, ocorre redução de ductilidade. As ligas de titânio podem atingir limite de resistência à tração superior a 1400 MPa com ductilidade satisfatória (alongamento de até 15 %).

A cinética de transformação de fase beta para fase alfa durante o resfriamento influencia as propriedades do titânio e suas ligas. Dependendo dessas condições de transformação, podem surgir à temperatura ambiente fases metaestáveis. Do mesmo modo, a adição de determinados elementos de liga a partir de certos teores faz com que

a fase beta possa ser estável à temperatura ambiente, podendo coexistir com a fase alfa ou até mesmo predominar, como será visto adiante com mais detalhe.

As propriedades do titânio e de suas ligas são bastante afetadas pela presença de elementos intersticiais (hidrogênio, oxigênio, nitrogênio e carbono). Ao contrário do hidrogênio, do oxigênio e do nitrogênio, que apresentam solubilidade relativamente elevada no titânio, o carbono não é solúvel, tendendo a formar carbeto (CALLISTER, 2008). A possibilidade de dissolução de elementos intersticiais e sua influência sobre o comportamento mecânico é de grande importância em vários processos, obrigando executar qualquer aquecimento em uma atmosfera inerte ou a vácuo (ASM HANDBOOK, 1992). Uma complicação adicional é a alta afinidade do titânio com o oxigênio e sua capacidade de “pegar o oxigênio” do ar. O oxigênio dissolvido muda muito a resistência e a maleabilidade das ligas de titânio. O hidrogênio é outro elemento que pode afetar significativamente as propriedades de ligas de titânio, ele tende a causar fragilização por hidrogênio, enquanto oxigênio e nitrogênio vão aumentar a resistência e reduzir a ductilidade (WU et al., 2013).

No caso do titânio comercialmente puro, a microestrutura, incluindo o tamanho de grão, e as propriedades mecânicas só podem ser modificadas por seqüências de encruamento e recozimento. O resfriamento rápido a partir do campo beta (1000 °C, por exemplo) não suprime a formação de fase alfa, mas forma contornos mais irregulares, resultando em maior resistência mecânica (ASM HANDBOOK, 1992). Assim, no titânio não ligado, não é possível reter a estrutura beta em baixas temperaturas, porém com adições de elementos estabilizadores de beta, como o ferro, isto pode ser conseguido (CALLISTER, 2008). O tamanho, forma do grão e os contornos de grão têm uma influência muito significativa nas propriedades mecânicas das ligas de titânio. As ligas de titânio podem apresentar um aumento/diminuição de suas propriedades devido à transformação de fase, com isso podendo melhorar/comprometer a resistência à tração, ductilidade, tenacidade e resistência à fadiga.

A manipulação das variantes cristalográficas por meio de adições de elementos de liga e processamento termomecânico é a base para o desenvolvimento de uma ampla variedade de ligas visando diferentes combinações de propriedades. Essas fases também fornecem uma maneira conveniente de classificar as ligas de titânio. Com base nas fases presentes, ligas de titânio podem ser classificadas como ligas α , ligas β e ligas $\alpha + \beta$ (ASM

HANDBOOK, 1992). Além disso, as ligas β podem eventualmente ser subdivididas em ligas quase- β , ligas β metaestáveis e ligas β estáveis (ASM HANDBOOK, 1992).

Os elementos empregados na obtenção das ligas de titânio podem ser classificados em três grupos: α -estabilizadores, β -estabilizadores e neutros. Os estabilizadores da fase alfa, como o alumínio e o oxigênio, elevam a temperatura de transformação alotrópica. O nitrogênio e o carbono também são α -estabilizadores, embora estes elementos não sejam adicionados intencionalmente na formulação de ligas. Os elementos estabilizadores da fase β classificam-se como isomorfos e eutetóides. Exemplos de β -estabilizadores isomorfos são Mo, V, Nb, Ta, Hf e Re, e de eutetóides são Fe, Cr, Si, Ni, Co, Cu e Mn (BANIA, 1994). A adição de β -estabilizadores isomorfos expande o campo β , levando o limite da linha $\beta/(\alpha+\beta)$ para temperaturas mais baixas, como se observa no diagrama de fases Ti-Mo mostrado na Figura 1. De modo similar, os estabilizadores eutetóides exibem uma reação eutetóide entre a fase beta e um composto ordenado. Dependendo do teor adicionado na liga, os elementos β -estabilizadores podem resultar na retenção da fase beta à temperatura ambiente. Se nenhuma mudança significativa na temperatura de transformação alotrópica é observada, o elemento de liga é dito neutro. É o caso, por exemplo do zircônio (CALLISTER, 2008; ASM HANDBOOK, 1992; COTTON et al., 2015; LEYENS; PETERS, 2003). A adição combinada de diferentes elementos de liga, aliada à rota de processamento termo-mecânico, permite a obtenção de diversas condições microestruturais, tornando as ligas de titânio potencialmente adequadas a uma vasta gama de aplicações.

Figura 1 - Diagrama de fases Ti-Mo

Fonte: (COTTON et al., 2015)

2.3 Ligas Beta (β)

As ligas β de titânio têm esse nome por apresentar uma alta fração volumétrica da fase beta estabilizada pela adição de elementos de liga. As ligas Ti- β apresentam as maiores relações resistência/peso dentre todas as ligas de titânio, embora possuam também densidades ligeiramente superiores às demais ligas. Elas tendem também a apresentar menores valores do módulo de Young, o que é desejável no caso de aplicações biomédicas (COTTON et al., 2015; SILVA; SCHNEIDER, 2004).

As ligas Ti- β passaram a ser consideradas uma classe distinta por volta de 1955. Vale lembrar que a liga de titânio mais bem sucedida comercialmente, a liga $\alpha + \beta$ Ti-6Al-4V, foi lançada em 1954 e é utilizada até os dias atuais. Nos anos 1960, várias composições de ligas Ti- β foram desenvolvidas numa tentativa de explorar o potencial de desempenho para aplicações, principalmente, de natureza militar, como por exemplo: vasos de pressão e carcaças para motores de foguete (COTTON et al., 2015). Na sequência de uma onda de desenvolvimentos iniciais, a liga Ti-13V-11Cr-3Al, primeira liga beta comercial, surgiu em 1955 como a liga de alta resistência, tratável termicamente,

destinada à estrutura da fuselagem do avião SR-71 *Blackbird* (EYLON et al., 1994; COTTON et al., 2015). Na década de 1980, esta liga foi adaptada para ser empregada em molas para sistemas de atuadores de aeronaves (EYLON et al., 1994). Contudo, a liga Ti-13V-11Cr-3Al era difícil de produzir e mostrava uma resposta inconsistente ao tratamento térmico. Eventualmente, acabou sendo substituída pela liga Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr (Beta C) como a escolha proeminente para aplicação em molas para aviões. Também na década de 1980, várias novas ligas beta foram destinadas à aplicação em aviões comerciais, principalmente Ti-10V-2Fe-3Al, Beta C e Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr nos Estados Unidos e Europa, e Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe (VT-22) na Rússia. Estas quatro ligas continuam em uso atualmente, acrescidas da liga para altas temperaturas Beta 21S, empregada a partir de 1993 no motor do avião Boeing 777.

Ligas Ti- β também vêm sendo avaliadas com o objetivo de aplicá-las na fabricação de dispositivos para implante ortopédico, pois a estabilização da estrutura CCC à temperatura ambiente produz um material com baixo módulo Young associado à resistência mecânica elevada. Além disso, tais ligas podem ser concebidas a partir da utilização de elementos de liga altamente biocompatíveis como é o caso do Nb, do Ta e do Zr. As principais vantagens das ligas beta estão na elevada endurecibilidade, excelente forjabilidade, boa conformabilidade a frio na condição solubilizada e a possibilidade de serem endurecidas para atingir níveis de resistência mecânica relativamente altos (CALLISTER, 2008; SILVA; SCHNEIDER, 2004; BAPTISTA et al., 2004).

É necessário definir as ligas Ti- β de forma apropriada, considerando que pode haver um aumento contínuo de fase beta estabilizada ao se aumentar o teor de elementos β -estabilizadores, e a distinção entre ligas β e ligas $\alpha + \beta$ tende a ser subjetiva (COTTON et al., 2015). Assim, do ponto de vista operacional, considera-se uma liga Ti- β qualquer liga à base de titânio, suficientemente rica em β -estabilizadores de modo que, ao sofrer têmpera em água gelada a partir do campo β (ou seja, de uma temperatura acima da β -transus), retenha a fase β sem que esta sofra transformação martensítica. No entanto, isto não significa que esta fase β seja estável, pois ela pode se decompor mediante um posterior reaquecimento, por exemplo. Cotton e colaboradores (COTTON et al., 2015) comentam que a fase beta retida é metaestável em praticamente todas as ligas comerciais, e que esta definição operacional de liga Ti- β ignora a possível formação de

uma outra fase metaestável denominada ômega (ω). Assim, as ligas beta são subdivididas em composições pobres em solutos, que são aquelas em que a fase atérmica ω_a é formada durante a têmpera, e ricas em solutos, nas quais a fase ω é formada no envelhecimento realizado após têmpera (COTTON et al., 2015). Alternativamente as ligas Ti- β podem ainda ser classificadas em β metaestável e β estável (BANIA, 1994; LEYENS; PETERS, 2003), e de acordo com Terlinde (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980), ligas Ti- β metaestáveis são assim chamadas porque podem apresentar 100% da fase beta metaestável após têmpera.

Pode-se definir o limite entre composições pobres e ricas em solutos empregando-se o índice denominado “molibdênio equivalente” (Mo-Eq), definido conforme a equação (6), onde os elementos são dados em peso percentual. Segundo Bania (BANIA, 1994), esse limite corresponde a um valor de Mo-Eq em torno de 10%. Os coeficientes dessa equação estimam a contribuição de cada elemento de transição na retenção da fase β após têmpera e consideram a simples adição de efeitos. Visto que a concentração crítica para reter a fase β no sistema binário Ti-Mo foi estimada em aproximadamente 10% em peso de molibdênio, o Mo-Eq é um índice que permite reduzir composições químicas complexas a um único parâmetro de estabilidade. A equação (6) inclui um fator para o alumínio visando compensar o efeito oposto dos α -estabilizadores. Desta forma, o efeito combinado de diferentes estabilizadores da fase alfa, como Al, Sn, O e N, pode ser estimado por meio de uma expressão para o “alumínio equivalente” (Al-Eq), dada pela equação (7), cujo resultado substitui o fator do alumínio no cálculo do Mo-Eq (COTTON et al., 2015).

$$\text{Mo-Eq} = \text{Mo} + 0,67\text{V} + 0,44\text{W} + 0,28\text{Nb} + 0,22\text{Ta} + 2,9\text{Fe} + 1,6\text{Cr} - 1,0\text{Al} \quad (6)$$

$$\text{Al-Eq} = \text{Al} + \text{Zr}/6 + \text{Sn}/3 + 10 \cdot (\text{O} + \text{N}) \quad (7)$$

O Mo-Eq também pode ser usado em classificações mais amplas das ligas de titânio, com a ressalva que estas são subjetivas e podem variar conforme a fonte. Uma classificação possível baseada no Mo-Eq é apresentada no diagrama de fases pseudo-binário mostrado na Figura 2, que também identifica algumas das fases estáveis e metaestáveis que podem se formar nos sistemas beta metaestáveis (COTTON et al., 2015).

Figura 2 - Diagrama de fases pseudo-binário Ti- β isomorfo.

Fonte: (COTTON et al., 2015)

Alguns elementos se destacam por serem amplamente empregados na formulação das comerciais à base de titânio. O alumínio é o principal α -estabilizador substitucional. Além de promover o endurecimento por solução sólida da fase α , este elemento reduz a densidade e o custo de produção da liga. Dentre os β -estabilizadores isomorfos, o vanádio e o molibdênio são muito utilizados por sua efetividade na estabilização da fase β e baixa tendência à segregação durante a solidificação. Dentre os β -estabilizadores eutetóides, o cromo e o ferro são os mais importantes, exibindo uma decomposição eutetóide do tipo $\beta \rightarrow \text{Ti}_x\text{M}_y + \alpha$. Estes elementos são os mais eficientes e de melhor relação custo/benefício na promoção do endurecimento por solução sólida das ligas de titânio. No entanto, o ferro e o cromo também promovem uma maior zona pastosa durante a solidificação, levando a um maior super-resfriamento constitucional, segregação dendrítica e potencializam a segregação grosseira durante a refusão a arco sob vácuo, difícil de ser eliminada por uma posterior homogeneização. Por isto, é necessário um controle mais rigoroso na produção dos lingotes, visando maior homogeneidade por meio de taxas de solidificação controladas. Também por este motivo, os teores em peso de ferro e cromo em ligas produzidas por refusão a arco sob vácuo (VAR) são limitados a 2% e 6%, respectivamente. Este fato não impede a produção de

lingotes menores destinados à fabricação de arames, por exemplo, mas explica em grande parte o fato da liga Ti-13V-11Cr-3Al estar em desuso (COTTON et al., 2015).

O estudo do comportamento em fadiga das ligas Ti- β vem sendo muito empregado, principalmente, para a aplicação em implantes ortopédicos, com isso, tem se investigado a influência da microestrutura no comportamento em fadiga. No entanto, nos estudos de Wu, que avaliou a influência da microestrutura na superfície de fratura por fadiga de alto ciclo da liga Ti-5Al-5Mo-5V-Cr-Fe, observa-se que a microestrutura tem grande influência nos períodos de iniciação da trinca e fratura nas condições de alto ciclo, mas tem uma influência muito pequena na propagação da trinca (WU et al., 2013).

2.4 Tratamento Térmico

Para o Titânio e suas ligas, os tratamentos térmicos são utilizados para alívio de tensões residuais, oriundos de processo de fabricação, para produzir uma combinação de excelentes ductilidade, usinabilidade e estabilidade dimensional e estrutural, para aumentar a resistência mecânica e para melhorar propriedades especiais, tais como, resistência à fratura, fadiga e fluência (GILBERT; SHANNON; ALLVAC, 1995). Tais tratamentos revelam ser uma ferramenta poderosa no controle e na otimização do comportamento mecânico das ligas de titânio. A manipulação microestrutural das ligas de titânio por meio de tratamentos térmicos baseia-se na nucleação e crescimento da fase α a partir de β ao se resfriar o material. A transformação martensítica também é possível quando o resfriamento a partir da fase β é realizado rapidamente. Dois tipos de martensita podem ser formados: a hexagonal compacta α' e a ortorrômbica α'' (DONACHIE, 1988). Em alguns casos, dependendo da composição e parâmetros de tratamento térmico, a precipitação da fase metaestável ω é possível. Entretanto, a precipitação dessa fase não é desejável, pois a mesma leva a fragilização da liga e deve ser evitada.

Figura 3 - Diagrama TTT (tempo, temperatura e transformações de fase) para a liga Ti-13V-11Cr-3Al.

Fonte: (DONACHIE, 1998)

Está bem estabelecido que o envelhecimento em temperaturas entre o pico α e ponto M_s induz precipitação da fase ω em ligas de titânio beta metaestável. A estrutura das partículas da fase ω é um trigonal e os parâmetros de rede são $a=0,4607$ e $c=0,2821$ na notação hexagonal. Estas partículas ω podem agir como potentes locais de nucleação para ripas α e várias abordagens têm sido realizadas para confirmar esta relação. No entanto, o mecanismo detalhado para a transformação $\omega \rightarrow \alpha$ ainda não foi completamente compreendido. Também é interessante para revelar os efeitos de precipitação da fase ω na transformação martensítica $\beta \rightarrow \alpha''$ porque a precipitação de partículas da fase ω suprime a formação de α'' como relatado em estudo anterior (OHMORI et al., 2001).

As ligas de titânio tipo β são bastante frágeis às temperaturas criogênicas e assim, não são indicadas para operação em baixas temperaturas. Por outro lado, como não exibem alta resistência à fluência, não são indicadas para emprego em temperaturas elevadas (CALLISTER, 2008).

De acordo com a literatura de Terlinde (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980), as ligas de titânio são tratadas termicamente, de modo a:

- ✓ Reduzir as tensões residuais desenvolvidas durante a fabricação (alívio de tensões);

- ✓ Produzir uma combinação ótima de ductilidade, usinabilidade e estabilidade dimensional e estrutural (recozimento);
- ✓ Aumentar a força (solução de tratamento e envelhecimento) aperfeiçoar as propriedades especiais, tais como resistência à fratura, resistência à fadiga e resistência à fluência a alta temperatura.

Vários tipos de tratamentos de recozimento: simples; duplo; e recozimento de recristalização, por exemplo, e solução de tratamento e tratamentos de envelhecimento, são impostas para atingir propriedades mecânicas desejadas. O alívio de tensões e o recozimento podem ser empregados para impedir o ataque químico preferencial em alguns ambientes corrosivos, para evitar a distorção (um tratamento de estabilização) e para condicionar o metal para as operações de moldagem e de fabricação posteriores. A resposta das ligas de titânio a um tratamento térmico depende da composição do metal e os efeitos de determinados elementos de liga na transformação cristalina $\alpha \rightarrow \beta$ de titânio. Além disso, nem todos os ciclos de tratamento térmico são aplicáveis a todas as ligas de titânio, porque as várias ligas são concebidas para fins diferentes (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

Aquecendo uma liga composta de fase α - β para a temperatura de tratamento de solubilização produz uma maior proporção de fase β . Esta separação de fases é mantida pela têmpera; sobre o envelhecimento posterior, a decomposição da fase β instável ocorre, proporcionando alta resistência (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

Ligas β comerciais, geralmente fornecidas na condição tratadas em solubilização, só precisam ser envelhecidas. Tratamento de solubilização das ligas de titânio geralmente envolve o aquecimento a temperaturas, quer ligeiramente acima ou ligeiramente abaixo, da transição β . A temperatura do tratamento de solubilização seleccionada depende do tipo de liga e considerações práticas descritas resumidamente a seguir. Se reaquecimento é necessário, tempos de imersão devem ser apenas o tempo necessário para obter solubilização completa. As temperaturas de tratamento em solubilização para estas ligas estão acima da transição β ; porque nenhuma segunda fase está presente, o crescimento de grão pode avançar rapidamente. A temperatura da solubilização recomendada para a liga Ti-13V-11Cr-3Al está na faixa de 775 a 800°C (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

O recozimento do titânio e ligas suas ligas serve, principalmente, para aumentar a resistência à fratura, a ductilidade à temperatura ambiente, estabilidade dimensional e

térmica e a resistência à fluência. Muitas ligas de titânio são colocadas em serviço no estado recozido. Uma vez que a melhoria em uma ou mais propriedades é geralmente obtida à custa de alguma outra propriedade, o ciclo de recozimento deve ser escolhido de acordo com o objetivo do tratamento (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

Os tratamentos de recozimento comuns são:

- ✓ Recozimento na laminação;
- ✓ Recozimento duplo;
- ✓ Recozimento de recristalização;
- ✓ Recozimento beta.

O recozimento na laminação é um tratamento de uso geral dado a todos os produtos da fábrica. Não é um recozimento completo e pode deixar traços de trabalho a frio ou quente nas microestruturas de produtos fortemente trabalhados, particularmente laminados (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

O duplo recozimento altera as formas e os tamanhos dos grãos, ainda as distribuições de fases, para aquelas condições necessárias para melhorar a resistência à fluência ou tenacidade à fratura. No duplo recozimento da liga de Corona 5, por exemplo, o primeiro recozimento está perto da temperatura de transição β , globulizando o α deformado, minimizando a sua percentagem, em volume. Isto é seguido por um segundo recozimento, o de baixa temperatura, para precipitar novo α lenticular (acicular) entre as partículas de alfa globulares. Esta formação de α acicular está associada a melhorias na resistência à fluência e tenacidade à fratura (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980).

Recozimento de recristalização e recozimento β são usados para melhorar a resistência à fratura. No recozimento de recristalização, a liga é aquecida a uma zona de temperatura dentro da extremidade superior do intervalo α - β , mantida durante uma hora, e depois se arrefecendo muito lentamente (TERLINDE; DUERING; WILLIAMS, 1980). Nos últimos anos, recozimento de recristalização substituiu recozimento β de fratura de componentes críticos de estruturas de aeronaves. O recozimento Beta é realizado em temperaturas acima da temperatura de transição β da liga a ser recozida. Para evitar o crescimento excessivo de grãos, a temperatura de recozimento β deve ser apenas ligeiramente maior do que a temperatura de transição β . Os tempos de recozimento são dependentes da espessura de corte e deve ser suficiente para a transformação completa.

O tempo em uma temperatura após a transformação deve ser mantido a um mínimo para controlar o crescimento de grãos β . Secções maiores devem ser resfriadas em água fria para evitar a formação de uma fase nos contornos de grão β (SUN et al., 2011).

A laminação, dimensionamento e achatamento das ligas de titânio são muitas vezes necessários, a fim de atender aos requisitos dimensionais. O polimento das barras para se adequar às tolerâncias e o achatamento da folha apresentam grandes problemas para os produtores e fabricantes de titânio (SUN et al., 2011).

Ao contrário de ligas de alumínio, ligas de titânio não são facilmente alongadas quando em temperatura de trabalho, porque a elevada tensão de escoamento e módulo de elasticidade destas ligas resultam em recuperação elástica significativa. Portanto, ligas de titânio são alongadas, principalmente, por fluência e / ou laminação à quente, com a produção sendo consideravelmente mais prevalente do que a primeira (SUN et al., 2011). Endireitamento, dimensionamento e o achatamento podem ser combinados com o recozimento através do uso de equipamentos apropriados. As partes, a granel ou em dispositivos, poderão ser colocadas diretamente no forno operando à temperatura de recozimento. As temperaturas de recozimento de muitas ligas de titânio têm uma baixa resistência à deformação, suficiente para permitir a laminação durante o recozimento (SUN et al., 2011).

A maioria dos trabalhos está focada nas ligas baseadas em Ti – Nb para caracterizar a transformação martensítica reversível entre a fase β e a martensita α'' a influencia nas propriedades mecânicas, efeito memória e o comportamento em deformação superelástica da amostra (SUN et al., 2011).

No desenvolvimento da liga, microestruturas adequadas são necessárias para melhorar o equilíbrio entre tensão máxima e força de recuperação elevada. Recentemente, diferentes estratégias têm sido empregadas, principalmente, no refinamento da escala microestrutural quando comparada às convencionais temperaturas elevadas do tratamento de recozimento (SUN et al., 2011).

Recentemente, apresentou-se uma estratégia baseada em um processo rápido de recristalização produzido por um tratamento térmico muito curto em amostras resfriadas instantaneamente. Esta estratégia, chamada de tratamento *flash*, tem se mostrado ser muito eficiente em diminuir a escala microestrutural, mantendo o tamanho dos grãos em cerca de $1\mu\text{m}$ com precipitação das fases α e ω em escala nanométrica (SUN et al., 2011).

Amostras das ligas beta metaestáveis Ti-26Nb e Ti-20Nb-6Zr (% at.), severamente deformadas a frio (90% de redução de área), foram submetidas por Sun e colaboradores (SUN et al., 2011) ao tratamento térmico *flash* com aquecimento a 873 K por 360 s e têmpera em água, sendo em seguida analisadas quanto à sua microestrutura e comportamento mecânico por meio de ensaios de tração cíclicos à temperatura ambiente. Estas ligas são estudadas como substitutas de ligas Ni-Ti com memória de forma para aplicações biomédicas. O tratamento *flash* resultou em grãos β ultrafinos (1-2 μm) com a presença das fases α e ω em dimensões nanométricas dispersas na matriz β . Observou-se uma recristalização completa na liga Ti-Nb-Zr, mas não na liga Ti-Nb. O tratamento resultou em uma boa combinação entre resistência à tração, ductilidade e deformações recuperáveis, sendo mais efetivo na liga ternária, em que a tensão crítica para a transformação martensítica foi da ordem de 400 MPa. Verificou-se também que as ligas apresentaram, após o tratamento *flash*, curvas de tração com a aparência de “duplo escoamento”, com um platô correspondente à transformação martensítica induzida por deformação.

2.5 Análise do comportamento em fadiga de materiais

Os materiais metálicos, quando sujeitos a carregamentos cíclicos, podem falhar por fadiga, mesmo que as tensões aplicadas sejam muito inferiores ao seu limite de resistência à tração. A descrição do comportamento em fadiga é um dos aspectos mais importantes a serem considerados na prevenção de falhas em serviço e nas questões fundamentais de segurança e economia envolvendo metais e ligas para uso estrutural. As alterações nas propriedades dos materiais desencadeadas no processo de fadiga geralmente atingem valores de saturação e estão condicionadas pela deformação plástica cíclica, que é o resultado da movimentação e interação de discordâncias. As mudanças mais importantes dizem respeito às propriedades mecânicas do material e podem ser avaliadas por meio de medições contínuas do laço de histerese durante o carregamento cíclico em ensaios controlados pela deformação. Dependendo do estado inicial do componente, o material pode sofrer amolecimento ou endurecimento cíclico, ou ainda permanecer estável. Não é incomum ocorrerem os três eventos em um mesmo material,

dependendo das condições iniciais e dos parâmetros de carregamento cíclico (GUIZZO, 1999).

A fadiga é um processo de degradação contínua de um componente submetido a carregamento cíclico, podendo eventualmente levar à ruptura do material devido à iniciação e posterior propagação de uma ou múltiplas trincas. O interesse na prevenção de falhas por fadiga em componentes metálicos começou com o advento da revolução industrial, em que componentes mecânicos estavam sujeitos a carregamentos repetidos devido às naturezas de suas operações (KANDIL, 1999). A fadiga de alto ciclo consiste no comportamento de fadiga associado a cargas relativamente baixas onde, as tensões envolvidas são sempre menores que o limite de escoamento do material. Números de ciclos relativamente grandes são necessários para produzir a falha por fadiga de alto ciclo (superiores a 10^4 e 10^5 ciclos).

2.5.1 Sensibilidade ao Entalhe

Atualmente, um dos maiores problemas no acompanhamento da integridade de componentes mecânicos é a possibilidade de ocorrência de fratura frágil, repentina e inesperada, mesmo quando o componente é submetido a condições normais de operação. O dano que pode ocorrer em uma estrutura, principalmente se houver a presença de um concentrador de tensão, depende, basicamente, da capacidade do material absorver deformações plásticas localizadas, gerando uma região deformada na ponta da trinca (WEIXING et al., 1995; CHAVES; NAVARRO, 2009).

2.5.2 Concentradores de Tensão

O concentrador de tensão, também chamado de entalhe, é definido como qualquer contorno geométrico que interrompa o fluxo de forças pela peça. Pode ser uma ranhura, furo, um chanfro, etc. resultando numa distribuição de tensões não uniforme nas proximidades da descontinuidade (ASM HANDBOOK, 1992; STEPHENS et al., 2001). Uma determinada peça pode sofrer uma elevação do nível de tensão em função dos concentradores de tensão presentes. Se não houvesse a presença de um concentrador de tensão na peça, a distribuição de tensão seria uniforme sobre sua seção reta e seu valor

seria dado pela razão da carga pela área da seção reta da peça. A presença do concentrador de tensões resulta em uma distribuição de tensões não uniforme, de modo que a tensão será maior nas proximidades dos entalhe onde a área útil é menor do que o restante da peça (DIETER, 1988).

2.5.3 Efeito da Concentração de Tensão

O efeito do concentrador de tensão é mais intenso em um material frágil do que em um material dúctil (PETERSON, 1953). Quando a tensão de escoamento é excedida no ponto de tensão máxima em um material dúctil ocorre deformação plástica. Com o aumento da carga ocorrerá um aumento local na deformação na região criticamente tensionada, com pequeno aumento na tensão. Em função do encruamento, a tensão cresce em regiões adjacentes ao concentrador de tensão e a distribuição de tensão se torna essencialmente uniforme. Assim, um metal dúctil carregado estaticamente não desenvolverá totalmente o fator de concentração de tensão teórico. Entretanto, em um material frágil nunca ocorrerá redistribuição de tensão, resultando, desta forma, em um fator de concentração de tensão com valor próximo ao teórico (DIETER, 1988).

Embora concentradores de tensão, geralmente, não tenham muito impacto a um material dúctil submetido a um carregamento estático, se o mesmo material dúctil for solicitado em condições de fadiga ou tensões alternadas, efeitos apreciáveis de concentração de tensão ocorrerão (PETERSON, 1953).

A sensibilidade ao entalhe é definida como a medida do grau de acordo entre o fator de concentração de tensão experimental e o fator de concentração de tensão teórico para um corpo de prova em particular de um dado tamanho e material contendo um concentrador de tensão de um dado tamanho e forma (STALK, 1955). A presença de um entalhe em um componente mecânico geralmente diminui a vida em fadiga, criando regiões com estados triaxiais de tensões, o que restringe a deformação plástica, ou seja, tende a fragilizar o material (WEIXING et al., 1995; DOWLING, 1998).

A questão mais complicada quando se deseja prever a vida em fadiga de amostras entalhadas é a influencia do entalhe na região da vida finita (KLESNIL; LUKAS, 1992). O efeito de um entalhe sobre a resistência à fadiga varia consideravelmente com o material

e a geometria do entalhe (MCEVILY et al., 2008). O fator de concentração de tensão em fadiga possui um papel muito importante na estimativa da vida em fadiga e da resistência à fadiga das estruturas (WEIXING et al., 1995).

Definindo o fator de concentração de tensão em fadiga como K_f , o fenômeno que faz com que o efeito do entalhe na vida em fadiga seja menor que o previsto por K_t é denominado “Sensibilidade ao Entalhe” e pode ser descrito pelo fator de sensibilidade ao entalhe denotado por q . O fator q pode ser definido pela equação (6), na qual o fator K_f é calculado de acordo com a equação (7) (WEIXING et al., 1995; CIAVARELLA; MENEGHETTI, 2004).

Onde σ_{fe} e σ_{fu} são as resistências à fadiga (para um determinado número de ciclos) do material entalhado e do material não entalhado. O valor de q varia de 0 (quando a influência do entalhe não é igual àquela prevista pelo fator de concentração de tensão teórico, ou seja, não sofre redução no limite de fadiga) a 1 (quando a influência do entalhe é igual àquela prevista pelo fator de concentração de tensão teórico) (WEIXING et al., 1995). O K_t , apresentado na equação (8), é o fator de concentração de tensão, uma relação entre a tensão máxima no entalhe com a tensão nominal baseada na seção resistente líquida. Alguns autores utilizam um valor da tensão nominal baseado em toda a seção reta do componente numa região onde não exista um concentrador de tensão (ASM, 1986).

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (6)$$

$$K_f = \frac{\sigma_{fe}}{\sigma_{fu}} \quad (7)$$

$$K_t = \frac{\sigma_{ent}}{\sigma_{nom}} \quad (8)$$

No entanto, para a determinação do K_t , neste trabalho, adotou-se a modelagem matemática definida nos trabalhos de Castro e Meggiollano (2009), utilizando como parâmetros os dados dimensionais do entalhe, conforme a sequencia de Equações (9) a (13).

$$K_t = 1,065 \left[f_1 + f_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + f_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + f_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 \right] - \left[0,022 + 0,137 \left(\frac{v}{150} \right)^2 \right] \cdot \left[f_1 + f_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + f_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + f_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 - 1 \right] \cdot \left[f_1 + f_2 \left(\frac{2h}{D} \right) + f_3 \left(\frac{2h}{D} \right)^2 + f_4 \left(\frac{2h}{D} \right)^3 \right] \quad (9)$$

$$f_1 = 0,935 + 1,922 \sqrt{\frac{h}{r}} + 0,004 \frac{h}{r} \quad (10)$$

$$f_2 = -0,552 - 5,327 \sqrt{\frac{h}{r}} + 0,086 \frac{h}{r} \quad (11)$$

$$f_3 = 0,754 + 6,281 \sqrt{\frac{h}{r}} - 1,121 \frac{h}{r} \quad (12)$$

$$f_4 = -0,138 - 2,876 \sqrt{\frac{h}{r}} + 0,031 \frac{h}{r} \quad (13)$$

Segundo Donachie (1998), em temperatura ambiente, o titânio metálico apresenta-se com estrutura cristalina HC (fase α), a qual se transforma alotropicamente em CCC (fase β) a 1156 K. A adição de elementos de liga ao titânio visa basicamente à manutenção de uma ou outra fase. A transformação martensítica também é possível, quando a fase β é resfriada rapidamente em um tratamento térmico. Dois tipos de martensita podem ser formados: α' (HC) e α'' (ortorrômbica) (BURTE; EYLON, 1992; EYLON et al., 1994; BANIA, 1994). Ligas Ti- β são aquelas cujo teor de estabilizadores beta faz com que a temperatura de início da martensita seja inferior à temperatura ambiente, dando ao material, a capacidade de reter 100% da fase β após a têmpera. Se este ainda estiver no campo $\alpha+\beta$, a fase beta será metaestável, precipitando uma segunda fase, usualmente α , com o envelhecimento e aumentando a resistência mecânica. As ligas Ti- α caracterizam-se pela elevada resistência à corrosão, as ligas Ti- β e $\alpha+\beta$ são estruturais. A liga Ti-13V-11Cr-3Al foi a primeira liga beta à base de titânio bem sucedida comercialmente, lançada em 1952, e apresenta vantagens em termos de processamento e resistência mecânica, em relação a outras ligas de titânio. É empregada em componentes de alta resistência para a indústria aeronáutica e tem outras aplicações

bem específicas, sendo indicada para a confecção de extensômetros para medidas de COD, de acordo com a norma ASTM E399. Além disso, a liga Ti-13V-11Cr-3Al apresenta excelente endurecibilidade por meio de tratamento térmico, sendo a única liga à base de titânio capaz de manter uma resistência uniforme, em torno de 1200 MPa, ao longo da espessura em peças de seção grossa, até 8". Dentre suas desvantagens, pode-se citar a baixa soldabilidade.

Atualmente esta liga vem perdendo espaço para novos produtos, como a liga Ti-10V-3Fe-2Al, a qual também possui boa resposta ao tratamento térmico e apresenta maior tenacidade, sendo portanto menos suscetível à fratura frágil. Ainda assim, devido à sua grande versatilidade em termos de resposta ao tratamento térmico, a liga Ti-13V-11Cr-3Al desperta interesse do ponto de vista dos novos trabalhos em que o comportamento mecânico sob combinações fadiga-fluência, bem como a resposta a novas rotas de tratamento térmico, em termos do comportamento em fadiga, sejam avaliados.

2.6 Modelos Matemáticos para Análise dos Dados de Fadiga

O objetivo principal das análises matemáticas dos resultados dos ensaios de fadiga é dar forma matemática ao relacionamento entre a vida em fadiga e parâmetros como amplitude de tensão, tensão máxima ou amplitude de deformação. O método básico para apresentação dos dados experimentais de fadiga é através da utilização da curva Tensão – Vida em Fadiga, na qual, o número de ciclos necessários para a fratura N é lançado contra a tensão (para a qual os valores podem ser σ_a – tensão alternada, σ_{max} – tensão máxima ou σ_{min} – tensão mínima) (CONWAY; SJODAHL, 1991; MAKKONEN, 2009).

Verifica-se que quanto maior a magnitude de tensão, menor é o número de ciclos que o material é capaz de suportar antes da falha. Para alguns aços e algumas ligas de titânio, que sofrem endurecimento por deformação, observa-se um patamar na curva Tensão – Vida em Fadiga, que corresponderia ao limite de resistência à fadiga do material. Este limite representa o maior valor de amplitude de tensão alternada que não irá causar a falha do material para um número de ciclos infinito (BANNANTINE; COMER; HAANDROCK, 1990). No caso de materiais policristalinos, a ocorrência deste patamar foi

relacionada à parada (*arrest*) de trincas logo após a nucleação, ao encontrarem obstáculos microestruturais como contornos de grãos (LUKAS; KLESNIL, 1992).

Os ensaios de fadiga devem ser acompanhados pela análise estatística dos dados registrados devido à grande dispersão e variabilidade normalmente encontrada nos resultados, o que gera a necessidade de uma análise consistente dos dados para que os valores do limite de resistência à fadiga a ser determinado possuam maior consistência (ASM HANDBOOK, 1992).

As análises matemáticas dos resultados dos testes de fadiga geralmente buscam a identificação do tipo do modelo a ser usado, da variável dependente adequada, do cálculo de constantes para o modelo, do grau de adequação com o qual o modelo descreve os resultados do teste e do grau de confiança com o qual o modelo pode ser usado para prever, inclusive a vida em fadiga em extrapolações além da faixa de dados existentes (CONWAY; SJODAHL, 1991).

Não há um método matemático universalmente aceito e utilizado para descrever as curvas Tensão – Vida em Fadiga. Atualmente, poucos modelos matemáticos são utilizados, tais como (ASM HANDBOOK, 1992).

$$\text{Log } N = A_1' + A_2' * \log(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (14)$$

$$\text{Log } N = A_1' + A_2' * \sigma_{\max} \quad (15)$$

$$N = A_1' + A_2' * \sigma_{\max} \quad (16)$$

$$N = A_1' + A_2' * \text{Log } \sigma_{\max} \quad (17)$$

Nas equações acima, $\sigma_{\max}$ é a tensão máxima e $\sigma_{\min}$ é tensão mínima aplicada no carregamento cíclico. A equação (14) é considerada a mais efetiva, mas é limitada ao regime entre 10^3 e 10^6 ciclos. A maioria dos estudos de fadiga para definir curvas Tensão – Vida em Fadiga abrange o regime da vida em fadiga além de 10^6 ciclos.

2.6.1 Escolha da Variável Independente

Ao determinar a expressão analítica que deve definir a relação entre tensão e vida, é importante determinar qual será a variável considerada como variável independente.

Na equação (18), definida para expressar a relação entre duas variáveis, y é a variável dependente, e x é a variável independente.

$$Y = A_1 + A_2X \quad (18)$$

Um simples rearranjo da equação (18) leva a:

$$X = A_1 + A_2Y \quad (19)$$

A vida em fadiga tem sido frequentemente adotada como a variável independente, entretanto a escolha estatística correta é o oposto, a vida em fadiga deve ser adotada como a variável dependente, para isso, os novos valores das constantes A_1' e A_2' devem ser calculados, conforme se observa nas equações (14) a (17) (ASM HANDBOOK, 1992).

O uso da vida em fadiga como a variável independente faz com que a estimativa obtida seja tendenciosa e inconsistente, forçando o modelo a superestimar e/ou subestimar a verdadeira variável dependente (ASM HANDBOOK, 1992). Além disso, quando uma análise considerando a vida em fadiga como a variável independente é aplicada, previsões não conservativas da vida em fadiga para extrapolações além da faixa de dados existentes podem ocorrer (CONWAY; SJODAHL, 1991).

Se a vida em fadiga é utilizada como a variável dependente, temos como resultado a linha cheia observada na Figura (4). Essa expressão é a mais realista uma vez que é possível observar claramente, que a linha tracejada subestima a vida média na região de alta tensão, e superestima a vida média na região de baixa tensão (ASM HANDBOOK, 1992).

Utilizando a vida em fadiga como a variável dependente, pode-se construir uma variedade de modelos de regressão linear dos dados. O modelo de regressão linear plausível para a análise dos dados de fadiga está representado pela equação (15) que utiliza a distribuição log-normal (ASM HANDBOOK, 1992).

Figura 4 – Comparação entre dois modelos de ajuste para os dados de fadiga.

Fonte: (ASM HANDBOOK, 1992)

2.6.2 Modelo da Distribuição Log-Normal

Na análise de dados de durabilidade é conveniente muitas vezes trabalhar com o logaritmo dos valores observados. A distribuição log-normal é muito usada para caracterizar tempo de vida em fadiga de metais (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

A função da densidade para uma distribuição log-normal é dada pela equação (20):

$$f(t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}d} e^{\left\{-\frac{[\log(t)-\mu]^2}{2d^2}\right\}} \quad t \geq 0 \quad (20)$$

Onde t é o tempo de falha, μ é a média do logaritmo do tempo de falha e d é o desvio padrão. Existe uma relação entre as distribuições log-normal e normal que facilita a apresentação e análise de dados provenientes da distribuição log-normal. Como o nome sugere, o logaritmo de uma variável com distribuição log-normal com parâmetros μ e d tem uma distribuição normal com a média μ e desvio padrão d . Esta relação significa que dados provenientes de uma distribuição log-normal podem ser analisados segundo uma distribuição normal se o logaritmo dos dados for usado no lugar dos valores originais (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996).

2.6.3 Cálculo dos Parâmetros do Modelo

2.3.3.1 Método dos Mínimos Quadrados

Diversas técnicas podem ser utilizadas para se determinar os coeficientes da equação (15). A Regressão pelos Mínimos Quadrados é utilizada com mais frequência no campo da Engenharia, e aplicando esta técnica para se determinar os coeficientes da equação (15), chega-se às equações (21) e (22) (ASM HANDBOOK, 1992).

$$A_1 = \frac{\Sigma \log N \cdot \Sigma (\sigma_{max}^2) - \Sigma \sigma_{max} \cdot \Sigma (\sigma_{max} \cdot \log N)}{n \cdot \Sigma (\sigma_{max}^2) - \Sigma (\sigma_{max})^2} \quad (21)$$

$$A_2 = \frac{n \cdot \Sigma (\sigma_{max} \cdot \log N) - \Sigma \sigma_{max} \cdot \Sigma \log N}{n \cdot \Sigma (\sigma_{max}^2) - \Sigma (\sigma_{max})^2} \quad (22)$$

De acordo com esse princípio, a reta fornece o melhor ajuste de dados se a distância vertical (desvios) dos pontos observados na reta é pequena. A medida da qualidade do ajuste é a soma dos quadrados destes desvios. A reta de melhor ajuste é então aquela que possui a menor soma dos desvios dos quadrados (DEVORE, 2004).

2.6.3.2 – Runouts

Às vezes, durante um experimento, dentro de uma série de testes, alguns ensaios individuais não se completam, devem ser interrompidos ou são danificados de alguma forma. Estes pontos são referenciados como ‘suspensos’, ‘pontos censurados’, ou no caso da fadiga, são chamados de *runouts* (SARKANI et al., 2007).

A maior parte dos testes de fadiga apresenta *runouts*. Estes termos indicam que o número de ciclos obtidos no ensaio não representa o número de ciclos para falha correspondente às condições de teste imposta, ou seja, os valores das resistências foram alcançados sem a falha da amostra no final do teste porque o teste foi interrompido em um limite pré-determinado ou porque alguma outra parte da amostra falhou (SARKANI et al., 2007; SPIDEL; HAIBACH, 1979). Esses dados, também chamados de NC, são considerados incompletos no sentido de que a falha não ocorre dentro da vida esperada, mesmo quando todas as condições experimentais são constantes durante todo o teste (CONWAY; SJODAHL, 1991).

O ensaio de fadiga de um corpo de prova que termina com um número baixo de ciclos, obviamente contribui pouco ou não contribui com os resultados finais das análises. Entretanto, ensaios nos quais a fratura ocorre em número de ciclos maior do que o esperado contribuirão fortemente para determinar verdadeiras tendências de comportamento em fadiga (CONWAY; SJODAHL, 1991).

É necessário um cuidado especial ao lidar com os *runouts* durante a análise e interpretação dos dados. Mesmo censurados, todos os resultados provenientes de um teste devem ser usados na análise estatística. As várias abordagens para tratar *runouts*, como ignorar a observação de excentricidade, ou tratar *runouts* como falhas podem afetar, significativamente, o processo de estimativa. Os dados são, muitas vezes, plotados e representados por uma função matemática utilizando, por exemplo, o Método dos Mínimos Quadrados para minimizar a dispersão de dados sobre o ‘melhor ajuste’ da função. Entretanto, *runouts* não podem ser diretamente incorporados na análise quando se utiliza o Método dos Mínimos Quadrados (BORGES; COLOSIMO; FREITAS, 1996; SARKANI et al., 2007).

Vários métodos para tratar de *runouts* têm sido usados em análises de fadiga e um método especialmente efetivo é incorporar os *runouts* nos resultados através do Método da Máxima verossimilhança. Os resultados obtidos por este método são idênticos àqueles obtidos pelo Método dos Mínimos Quadrados quando não se considera os *runouts* (ASM HANDBOOK, 1992; SPINDEL; HAIBACH, 1979).

2.6.3.3 – Método da Máxima Verossimilhança (Maximum Likelihood)

O Método da Máxima Verossimilhança é geralmente usado para levar em consideração os *runouts* ocorridos nos resultados dos testes de fadiga. Este método fornece uma abordagem consistente para problemas de estimação de parâmetros. Isto significa que a estimativa da máxima verossimilhança pode ser aplicada em análises de confiabilidade para dados ‘censurados’ sob vários modelos de ‘censura’ (NIST/SEMATECH).

O Método da Máxima Verossimilhança é baseado na premissa de que, entre as hipóteses existentes, a mais provável é aquela que apresenta maior probabilidade de

gerar o resultado observado. A verossimilhança de uma hipótese é tomada como proporcional à probabilidade de se obter um dado resultado, pressupondo que a hipótese particular seja verdadeira. Para cada uma das hipóteses a serem testadas deverá ser especificado um modelo matemático a partir do qual esta probabilidade possa ser calculada (SPINDEL; HAIBACH, 1979).

A Figura 5 ilustra a diferença nos resultados que podem ser obtidos quando se utiliza diferentes métodos de análises. Os resultados indicados na Figura 5 incluem quatro *runouts* (esferas com setas) dentro de um conjunto de dez pontos. O valor médio de resistência a fadiga correspondente ao limite de 2×10^6 foi calculado por quatro métodos diferentes e os seguintes resultados foram obtidos:

Figura 5 – Diferença entre resultados obtidos por vários métodos de análises aplicados aos dados de fadiga incluindo *runouts*

Adaptado de (SPINDEL; HAIBACH, 1979)

- i) Todos os runouts foram tratados como se eles fossem pontos de falha, o que dá como resultado uma resistência à fadiga de 59 N/mm^2 .
- ii) Os runouts foram desconsiderados, o que dá uma resistência de 63 N/mm^2 .
- iii) Foi realizada a análise gráfica resultando em uma resistência de 66 N/mm^2 .
- iv) A utilização da estimativa da máxima verossimilhança dá a resistência de 68 N/mm^2 .

As diferenças nesses exemplos não são muito grandes, entretanto, levam ao desacordo entre os valores de resistência à fadiga usados em projetos, o que deixa clara a necessidade de um método de análise objetivo e uniforme (SPINDEL; HAIBACH, 1979).

O Método da Máxima Verossimilhança apresenta uma abordagem consistente para problemas de estimação de parâmetros. Uma de suas vantagens é que seus estimadores tornam-se estimadores não viciados de variância mínima, conforme o tamanho da amostra aumenta. Um estimador é considerado não viciado quando, ao tomar um número grande de amostras, os valores médios dos estimadores dos parâmetros serão, teoricamente, exatamente iguais aos valores da população. Um estimador tem a variância mínima quando o mesmo apresenta a menor variância e, portanto o intervalo de confiança mais estreito dentre todos os estimadores do tipo (NIST/SEMATECH).

Os estimadores possuem distribuições aproximadamente normais e variância aproximada da amostra que ser usada para gerar limites de confiança para os parâmetros. Vários pacotes populares de software estatísticos fornecem excelentes algoritmos para estimativas da máxima verossimilhança para muitas das distribuições comumente usadas, um exemplo é o software MINITAB[®] (NIST/SEMATECH).

3 MATERIAL E MÉTODOS

No desenvolvimento experimental deste trabalho foi empregada a liga Ti-13V-11Cr-3Al, recebida na forma de barras cilíndricas com 7,6 mm de diâmetro. Este material já havia sido empregado em um trabalho anterior, realizado na EEL/USP (SILVA Jr. et al., 2004). Análise química por ICP encontrou valores 14,1 para V, 11,1 para Cr, 3,3 para Al e 0,18 para o Fe (porcentagem em peso), valores que se encontram em conformidade com a especificação AMS 4917, conforme se observa na Tabela 3, (SILVA Jr. et al., 2004).

A microestrutura da condição como recebida está apresentada na Figura 6, que apresenta grãos alongados.

Tabela 3 – Especificação AMS 4917 para composição da Liga Ti-13V-11Cr-3Al,

Elemento	Especificação (%)
V	12,5 – 14,5
Cr	10,0 – 12,0
Al	2,5 – 3,5
Fe	0,35 máximo

Fonte: (ASM HANDBOOK, 1992)

Figura 6 – Imagem Microscopia Ótica, condição Como Recebida.

Fonte: (SILVA JR. et al., 2004)

3.1 Tratamento Térmico

Do material disponível para este estudo foi retirada uma amostra, chamada de como recebido, o restante foi dividido em 2 lotes. Um lote foi direcionado ao Recozimento e o outro ao tratamento *flash*.

3.1.1 Recozimento

O recozimento foi realizado em fornos LINDBERG / BLUE M, modelo STF54434C do Departamento de Materiais da EEL/USP. Antes do tratamento térmico as peças foram lixadas, limpas com acetona e inseridas em tubos de quartzo, Figura 7. Em seguida, esses tubos foram introduzidos em um forno tubular a vácuo (10^{-3} torr) e mantidos por 1 hora na temperatura de 750° C. Após esse período, os tubos foram retirados do forno e as barras resfriadas ao ar calmo.

Figura 7 – Preparação das amostras para tratamento térmico Recozido

Fonte: Arquivo Pessoal

3.1.2 Tratamento *Flash*

O processo consistiu na imersão das amostras em solução salina supersaturada de Cloreto de Magnésio ($MgCl_2$) a 650°C por 360 segundos, seguida de resfriamento rápido (*quench*) em água, Figura 8. Após este processo, as amostras passaram por limpeza para remoção das incrustações salinas.

Figura 8 – Imersão dos Corpos de Prova em Água para Resfriamento

Fonte: Arquivo Pessoal

3.2 Análise Metalográfica

3.2.1 Preparação das Amostras

A preparação das amostras foi realizada por meio de técnicas metalográficas convencionais, ou seja, as amostras foram cortadas em cortadeira de precisão ISOMET e em seguida, embutidas à quente utilizando-se resina baquelite. Após o embutimento, as amostras foram lixadas utilizando-se a sequência de lixas de carbeto de silício: 200, 400, 600, 800, 1200 e 2400 μm e posteriormente foram polidas utilizando-se suspensão de sílica coloidal OP-S. Para revelar a microestrutura foi realizado um ataque com solução formada por 2 ml HF, 10 ml HNO_3 e 88 ml de água, mergulhada por 20 segundos.

3.2.2 Obtenção das Imagens para Análise

As microestruturas das amostras foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), modelo LEO 1450 VP e modelo HITACHI 3000 – EEL/USP. Para a

observação das microestruturas foi utilizado o detector de elétrons retroespalhados e para as superfícies de fratura foi utilizado o detector de elétrons secundários.

3.3 - Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados em equipamento Micromet 2004 – EEL/USP, com os seguintes parâmetros ajustados: 300 gf para um intervalo de tempo de 10 segundos. Foram realizadas 5 medições em cada amostra, partindo-se em linha da borda ao centro.

3.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP à temperatura ambiente, utilizando uma máquina de ensaios mecânicos EMIC modelo DL 3000, com capacidade para 30 kN. A velocidade de avanço utilizada foi de 1,0 mm/min, fazendo-se marcação de 8 mm de comprimento para a avaliação da deformação. Para os ensaios de tração, os corpos de prova foram produzidos conforme o esquema apresentado na figura 9.

Figura 9 – Projeto Corpo de Prova de Tração

Fonte: Arquivo Pessoal

3.5 Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga de alto ciclo também foram conduzidos no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP, em uma máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200 em condições de flexão rotativa ($R=-1$), empregando-se corpos de prova polidos e entalhados, nas duas condições microestruturais estudadas.

As análises de sensibilidade ao entalhe foram feitas para vida em fadiga da ordem de 10^5 e 10^6 ciclos, empregando-se as Equações 6 a 13.

Para estes ensaios foram projetados 2 corpos de prova, conforme apresentados na Figura 10. As Figuras 11a e 11b mostram o equipamento para a realização das medições dimensionais dos entalhes.

Figura 10 – Corpos de Prova para os ensaios de Flexão Rotativa: (a) sem entalhe; (b) com entalhe.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 11 – (a) Equipamento para medida de perfil e avaliação dos entalhes; (b) Projeção do perfil para avaliação das condições de entalhe.

Fonte: Arquivo Pessoal

Após os ensaios de fadiga, foi realizada análise fractograficas via MEV (microscopia eletrônica de varredura) na EEL/USP, com o objetivo de identificar e comparar os mecanismos de fratura na liga de Titânio.

3.6 Modelagem dos Resultados dos Experimentos

Neste trabalho optou-se por utilizar a Modelagem baseando-se na Lei de Basquin (BANNANTINE, 1990; LEE et al., 2005), equação (23), aplicando o Método da Máxima Verossimilhança para a definição dos parâmetros σ'_f e b, que correspondem ao coeficiente de resistência à fadiga e o expoente de resistência à fadiga, respectivamente.

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (23)$$

4 RESULTADOS OBTIDOS

4.1 Caracterização Composicional

Visando complementar a análise química realizada em trabalho anterior (SILVA Jr. et al., 2004) foram realizadas análises de EDS (*Energy Dispersive Spectrography*), realizadas nas amostras preparadas para o exame metalográfico. Foram realizadas medições nas amostras como recebido, recozida e tratamento *flash*, com no mínimo 5 medições por amostra. Os resultados estão apresentados na Tabela 4 e estão em concordância com os obtidos no trabalho anterior (SILVA Jr. et al., 2004). As amostras tratadas termicamente não apresentaram variação significativa na composição, em relação ao material como recebido.

Tabela 4 – Resultados da Caracterização do Material por EDS

Elemento Constituinte	Média (%)	Desvio Padrão
Ti	71,87	0,01
Al	2,56	0,04
V	13,86	0,17
Cr	11,72	0,20
Fe	0,18	0,01

Fonte: Arquivo Pessoal.

4.2 Caracterização Microestrutural

A Caracterização Microestrutural foi realizada em amostras retiradas antes e após os processos de tratamento térmico. As imagens se referem ao material como recebido, Recozido e *Flash*. O material na condição como recebido, Figura 12, apresenta microestrutura com grãos alongados, proveniente de deformação plástica severa, a mesma condição observada em estudos anteriores (SILVA Jr, 2004). As microestruturas obtidas com os tratamentos de recozimento e flash estão representadas nas Figuras 13 a 17. Com base nas informações sobre a liga em questão, como sua composição química que resulta num valor de Mo-Eq de 23,3 (COTTON et al., 2015) e também nas curvas TTT

para a liga, Figura 3 (DONACHIE, 1988), não se espera que a constituição de fases seja diferente para esses tratamentos, terá sempre somente fase beta, mas apenas a dimensão da microestrutura, como o tamanho de grão seja diferente. Com efeito, verifica-se nas Figuras 13 a 15, referente ao tratamento de recozimento, imagens de microscopia ótica e eletrônica de varredura, a microestrutura recristalizada com tamanho de grãos da ordem de 20 a 40 μm . As Figuras 16 e 17 mostram que o tratamento *Flash*, de curta duração, não foi suficiente para recristalizar totalmente a microestrutura, resultando em microestrutura com tamanhos de grãos variados, característica bimodal.

Figura 12 — Imagem da Microestrutura do material como recebido - Corte Longitudinal. Imagem obtida por MEV com aumento 2000x com detector de elétrons retroespalhados

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 13 — Imagens Microscopia Ótica do Material Recozido – Cortes (a) Transversal e (b) Longitudinal

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 14 – Imagem da Microestrutura do material Recozido - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 500x com detector de elétrons retroespalhados

Liga Ti – 13V – 11Cr – 3Al

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 15 – Imagem da Microestrutura do material Recozido - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 1000x com detector de elétrons retroespalhados

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 16 – Imagens Microscopia Ótica do Material Tratamento *Flash* – Cortes: (a) Transversal e (b) Longitudinal

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 17 – Imagem da Microestrutura do material tratamento *Flash* - Corte Longitudinal, Imagem obtida por MEV com aumento 3000x com detector de elétrons retroespalhados

Fonte: Arquivo Pessoal

Na Figura 16b, corte longitudinal, se observa uma quantidade elevada de grãos alongados, ainda resultado do processo inicial de deformação, indicando que a combinação de tempo e temperatura, na qual o tratamento *Flash* foi realizado não foi suficiente para uma completa recristalização dos grãos.

4.3 - Microdureza

A média e o desvio padrão dos resultados obtidos para as amostras estão apresentados na Tabela 5. Observa-se que ambos os tratamentos, Recozimento e Flash, resultaram numa redução de dureza em relação ao material como recebido. Além disso, os valores de dureza obtidos com os tratamentos térmicos foram muito próximos, indicando que a mesma proporção de fase compõe o material nas duas situações, diferindo apenas na forma e tamanho dos grãos recristalizados.

Tabela 5 – Resultados dos Ensaios de Microdureza das amostras.

	Como Recebido	Recozido	Tratamento Flash
Média (HV)	452	327	324
Desvio Padrão	13	9	7

Fonte: Arquivo Pessoal

4.4 Propriedades Mecânicas

Com base nos resultados obtidos nos ensaios de Tração foi possível calcular os valores para as propriedades apresentadas na Tabela 6. Para ambos os tratamentos térmicos observou-se a diminuição na resistência à tração e na tensão verdadeira de fratura, como esperado, acompanhadas do aumento da ductilidade, medida pela redução de área, e da deformação verdadeira de fratura. O tratamento *flash* resultou em resistência à tração 9,5 % maior, embora tenha resultado também em melhor ductilidade, indicando uma combinação mais favorável das propriedades que a obtida no tratamento de recozimento. O alto valor da tensão verdadeira de fratura indica a alta capacidade de encruamento do material tratamento flash, aliada a uma alta capacidade de deformação plástica, em relação ao material recozido. Esses dados obtidos indicam que o tratamento *flash* é bastante promissor, quando comparado ao recozimento.

Tabela 6 – Propriedades Mecânicas da Liga Ti – 13 V – 11 Cr – 3 Al.

Propriedades	Características da Liga		
	Como Recebido	Tratamento Recozido*	Tratamento Flash
Limite Resistência à Tração (MPa)	1478,7	940,0	1029,0
Redução de Área (%)	19,5	36,2	52,2
Tensão Verdadeira de Fratura (MPa)	1663,3	1041,0	1586,7
Deformação Verdadeira de Fratura (ϵ_f)	0,217	0,459	0,739

Fonte: (Arquivo Pessoal; (*) SILVA JR et al., 2004).

4.5 Resultados dos Ensaios de Fadiga dos Corpos de Prova

4.5.1 Corpos de Prova Polidos

Os resultados experimentais dos ensaios de fadiga por flexão rotativa dos corpos de prova polidos, para os dois tipos de tratamento, estão mostrados na Tabela 7. São os valores do número de ciclos para falha para os ensaios em quatro níveis de tensão.

Tabela 7 – Resultados dos Ensaios de Flexão Rotativa dos Corpos de Prova Polidos

Tratamento Recozido		Tratamento Flash	
Tensão Máxima (MPa)	Vida (Ciclos)	Tensão Máxima (MPa)	Vida (Ciclos)
424	36.800	424	42.800
424	43.900	424	43.700
424	45.100	389	40.300
407	61.200	389	44.300
407	73.300	389	564.100
407	74.500	353	410.600
389	57.600	353	1.141.600
389	138.600	353	2.408.000
389	2.790.700	318	56.200
371	65.800	318	60.600
371	86.100	318	102.000
371	10.000.100*	318	304.500

Fonte: Arquivo Pessoal (* runouts)

Nesta Tabela, observa-se uma alta dispersão nos resultados para a condição Recozida, nos níveis de tensão em 371 e 389 MPa. No primeiro, com 2 corpos de prova com vida em fadiga abaixo de 10^5 ciclos e outro com vida infinita. Enquanto no segundo, os resultados foram ainda mais discrepantes com valores próximos a 5×10^4 , $1,3 \times 10^5$ e $2,8 \times 10^6$ ciclos, respectivamente. No caso dos corpos de prova na condição de Tratamento *Flash* observa-se o mesmo fenômeno para o nível de tensão de 353 MPa, porém, com resultados para vida em fadiga oscilando entre 4×10^5 e $2,4 \times 10^6$ ciclos. Ainda, observa-se que os valores obtidos para o nível de tensão de 318 MPa são, significativamente, menores que os obtidos para o nível de 353 MPa, o que não foi o comportamento esperado, pois, com base nos resultados obtidos nos ensaios de tração, esperava-se um desempenho superior destes ensaios na condição *flash*. Este comportamento pode ter várias causas, desde falhas de acabamento na superfície do corpo de prova, falta de homogeneidade na composição química do material resultando em áreas com menor resistência e mais propícias ao início da trinca, e até a presença de inclusões que atuam como concentradores de tensão, promovendo o início prematuro da trinca de fadiga. No entanto, acredita-se que este comportamento pode estar diretamente relacionado com a recristalização parcial do material, obtida durante o tratamento térmico.

Visando investigar o ocorrido, foram realizadas análises da superfície de corpos de prova fraturados, bem como análises fractográficas, microestruturais e medidas de dureza na região do início da trinca de dois corpos de prova falhados na condição Recozida, para o nível de tensão de 389 MPa e mais dois na condição Tratamento *Flash*, para o nível de 353 MPa. Em ambos os Tratamentos, os maiores e os menores valores de vida em fadiga.

Com os dados apresentados na Tabela 7, foram construídas as curvas Tensão – Vida para os tratamentos Recozido e *Flash*, conforme se observa na Figura 18. O ponto destacado com uma seta faz referência ao ponto em que ocorreu o *runout*. As curvas observadas na imagem foram obtidas através da modelagem da Lei de Basquin pelo método da Máxima Verossimilhança, cujos valores para os parâmetros da Equação (23) estão apresentados na Tabela 9.

Resultados de ensaios de fadiga uniaxial realizados na liga Ti-13V-11Cr-3Al sob duas razões de carregamento ($R = -1$ e $R = 0$), e publicados pela FAA, órgão da Administração Federal de Aviação dos Estados Unidos (MMPDS-03, 2006), para uma

condição de Recozimento a 1000 F, utilizando corpos de prova polidos, são mostrados na Figura 19. No caso do carregamento reverso, encontrou-se o coeficiente de resistência à fadiga de 954 MPa. Para efeito de comparação com os resultados obtidos no presente trabalho, verifica-se que à tensão máxima de 415 MPa (60 ksi) em $R = -1$, a vida em fadiga experimental foi em torno de 2×10^4 ciclos, e, no caso deste estudo, observou-se, conforme Tabela 7, para ambas as condições de tratamentos, uma vida em fadiga em torno de 4×10^4 ciclos para o nível de tensão de 424 MPa.

Figura 18 – Curvas Tensão – Vida em Fadiga - Corpos de Prova Sem Entalhe.

Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 19 – Curva Tensão – Vida em Fadiga para a liga Ti-13V-11Cr-3Al.

Fonte: (MMPDS-03, 2006)

4.5.2 Corpos de Prova Entalhados

Na Tabela 9 estão sendo mostrados os resultados para os ensaios de flexão rotativa com os corpos de prova entalhados. Estão apresentados os resultados para os ensaios em 3 níveis de tensão, com 3 repetições em cada nível.

Tabela 8 – Resultados dos Ensaios de Flexão Rotativa dos Corpos de Prova Entalhados

Tratamento Recozido		Tratamento Flash	
Tensão Máxima (MPa)	Vida (Ciclos)	Tensão Máxima (MPa)	Vida (Ciclos)
300	29.100	265	195.400
300	38.400	265	222.500
300	80.300	265	230.100
265	60.200	230	107.600
265	102.800	230	171.500
265	129.600	230	275.800
230	269.200	212	255.100
230	765.400	212	10.000.100*
230	10.000.100*	212	10.000.100*

Fonte: Arquivo Pessoal, (* runouts)

Com os dados obtidos e apresentados na Tabela 8 foram construídas as curva Tensão x Vida em Fadiga para corpos de prova entalhados para ambos os tratamentos térmicos empregados. As curvas estão apresentadas na Figura 20. Para os corpos de prova entalhados os resultados demonstram que a dispersão dos resultados foi bem menor, um comportamento diferente do ocorrido com os corpos de prova polidos.

Figura 20 – Curvas Tensão x Vida em Fadiga – Corpos de Prova Entalhados

Fonte: Arquivo Pessoal

4.5.3 Modelagem dos Resultados dos Ensaio

Para os resultados mostrados na Tabela 7, aplicando a modelagem do Método da Máxima Verossimilhança obtiveram-se os resultados da Tabela 9, que representam as constantes da Equação de Basquin, Equação (23). O que tornou possível construir as curvas Tensão x Vida em Fadiga para os modelos, apresentas nas figuras 18 e 20.

Tabela 9 – Dados obtidos através de modelagem matemática, com auxílio do MINITAB, para as constantes da Equação de Basquin.

Tratamento	b	σ'_f (MPa)
Recozido	-0,05149	756,8
Flash	-0,15194	2583,0

Fonte: Arquivo Pessoal

O parâmetro σ'_f , presente na equação de Basquin, calculado e exposto na Tabela (9) para as duas condições de tratamento, tem relação com a tensão verdadeira de fratura, correspondendo a 90% desta, quando em condição de fadiga por flexão rotativa, e a 75%, quando em condição de fadiga uniaxial (BANNANTINE; COMER; HAANDROCK, 1990). Neste caso, com base nos resultados dos ensaios de tração, Tabela (6), estes

valores deveriam ser próximos a 937 MPa para a condição Recozida e 1428 MPa para a condição *Flash*, valores bem diferentes dos encontrados, Tabela (9), sendo cerca de 20% menor, no caso do Recozido e 80% maior no caso do *Flash*. É possível que o comportamento encontrado para a condição de tratamento Flash tenha sofrido influência significativa dos resultados dos ensaios a tensão de 318 MPa, que tiveram resultados de vida em fadiga inferiores aos resultados dos ensaios a tensão de 353 MPa. Ao se considerar uma situação onde os resultados dos ensaios no nível de tensão a 318 MPa para a modelagem da condição de tratamento Flash são descartados, os valores dos parâmetros seriam 781,8 MPa para o σ_f' e - 0,05537 para o b . O valor do σ_f' seria, ainda, pouco maior que para a condição Recozida, cerca de 3%, porém inferior a 33% quando comparada ao valor inicial, considerando a tensão de 318 MPa na modelagem.

Na Tabela (10) estão apresentados os valores para o desvio padrão para as modelagens para as condições de tratamentos estudadas, o que permite avaliar a dispersão dos resultados obtidos.

Tabela 10 – Desvio Padrão dos resultados experimentais.

	Condição de Tratamento	
	Recozido	<i>Flash</i>
Desvio Padrão	0,687	0,683

Fonte: Arquivo Pessoal.

Estes valores de desvio padrão elevados indicam que o material não está homogêneo, que as melhorias nas propriedades obtidas com as condições de tratamento térmicas empregadas não foram suficientes para influenciar, significativamente, o comportamento da vida em fadiga da liga. No caso de desconsiderar o nível de tensão de 318 MPa para a condição de tratamento *Flash*, o valor do desvio padrão seria 0,464, uma redução significativa, o que indica que os resultados dos ajustes realizados são muito sensíveis aos pontos experimentais.

Considerando agora as observações da microestrutura obtida nos dois tratamentos térmicos adotados, onde se obteve grãos menores com o tratamento *Flash*, era de se esperar que esta condição resultasse em maior resistência à fadiga, visto que esta propriedade tende a ser inversamente proporcional ao tamanho de grão (LEE et al.,

2005; STEPHENS et al., 2001). No presente trabalho não foi observado este efeito do tamanho de grão. Uma possibilidade seria que o tratamento ultra rápido não tenha resultado numa uniformidade microestrutural, o que pode ser o causador, inclusive, da maior dispersão dos resultados.

A partir dos dados da Tabela 07, e aplicando-se a modelagem do Método da Máxima Verossimilhança também aos resultados apresentados na Tabela 8, pôde-se determinar a sensibilidade ao entalhe para os corpos de prova tratados termicamente por Recozimento e *Flash*, conforme Tabela 11, utilizando o $K_t = 3,426$, calculado para os dados dimensionais dos corpos de prova entalhados, Figura 11b, conforme as equações (9) a (13). (CASTRO; MEGGIOLARO, 2009).

Tabela 11 – Sensibilidade ao Entalhe

Vida (Ciclos)	Recozido		Flash	
	K_f	q	K_f	q
10^5	1,4661	0,18901	1,4985	0,20216
10^6	1,5487	0,22249	1,2666	0,10812

Fonte: Arquivo Pessoal

Os valores obtidos para a sensibilidade ao entalhe nas duas condições de tratamento térmico são baixos, dando indicativos de que ambos os tratamentos empregados teriam resultado em uma boa relação entre resistência e tenacidade do material. Em estudos realizados nas ligas Ti-6Al-4V e Ti-13Nb-13Zr, realizados com corpos de prova com $K_t = 3,0$, para 10^5 e 10^6 ciclos encontrou-se valores de sensibilidade ao entalhe de 0,60 e 0,78, respectivamente, para a liga Ti-13Nb-13Zr e valores iguais a 0,77 e 0,93, respectivamente, para a liga Ti-6Al-4V (BAPTISTA et al., 2004), o que demonstra os resultados significativos obtidos no presente estudo.

Ao se desconsiderar na modelagem, os resultados dos ensaios a tensão de 318 MPa, para a condição *Flash* no cálculo do fator q, obtém-se para as vidas de 10^5 e 10^6 ciclos os valores de 0,19230 e 0,22562, respectivamente, indicando a tendência usual de aumento de q com a vida em fadiga.

4.6 Fractografia dos Corpos de Prova Ensaaiados

Foram obtidas imagens da superfície de fratura para a identificação dos pontos de início da trinca e os estágios de propagação e fratura final. Para cada condição microestrutural, priorizou-se a análise fractográfica de corpos de prova ensaiados no mesmo nível de tensão, porém com resultados de vida em fadiga significativamente diferentes, para investigar se houve diferenças nos mecanismos de fratura.

4.6.1 Tratamento Recozido

A Figura 21 apresenta uma imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado no nível de tensão de 389 MPa. Observa-se uma única região de início da trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha), a qual se propagou por grande parte da seção transversal até que esta não mais suportou o carregamento, determinando o término do ensaio. Em uma região correspondente aproximadamente à metade da seção fraturada que contém a região de início da trinca, observa-se ainda um grande número de cavidades (pontos escuros na imagem) dispersas em toda a área. A outra metade da seção fraturada não apresenta essa característica, e constitui possivelmente uma região de propagação rápida da trinca imediatamente anterior à finalização do ensaio. A pequena região de ruptura dúctil no lado oposto ao do início da trinca foi obtida pela fratura da peça em uma máquina de tração após a finalização do ensaio de fadiga. O grande número de pequenas cavidades observadas na região próxima ao início da trinca possivelmente deve-se à decoesão intergranular. A formação de trincas secundárias intergranulares por fadiga foi observada em ensaios com alta taxa de deformação em amostras de nióbio de pureza comercial e da liga Nb-1Zr em ensaios com carregamento totalmente reverso (MEININGER; GIBELING, 1992) e também foi citada como um possível mecanismo de fratura por fadiga em ligas à base de titânio (HOEPPNER, 1978). Segundo Hoeppner (1978), as trincas intergranulares no titânio estão associadas à presença de átomos de impurezas que se concentram nos contornos de grão, enfraquecendo as forças coesivas entre grãos adjacentes.

Figura 21 – Fractografia de Corpo de Prova Tensão 389 MPa e N_f 57600 ciclos – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV com aumento 50x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

A Figura 22 é uma ampliação da região de início da trinca, onde se observa uma cavidade com largura de aproximadamente 50 μ m. A fratura é predominantemente transgranular e algumas outras cavidades podem ser observadas, acompanhadas de muitas facetas com degraus – mecanismos de fratura frágil. Na Figura 23, observa-se a região de propagação estável da trinca onde, além das cavidades, podem ser vistas estrias de fadiga. A Figura 24 é uma ampliação da região de propagação da trinca, mostrando as estrias de fadiga, degraus e cavidades provenientes de trincamento intergranular.

Figura 22 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Iniciação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 23 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x. usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 24 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600 Ciclos – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 2500x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

A Figura 25 apresenta a imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado a tensão de 389 MPa. Observa-se uma região de início da trinca de fadiga que se propagou por parte da seção transversal até que não tenha suportado o carregamento, determinando o término do ensaio. A Figura 26 é uma ampliação da região de início da trinca, destacando o ponto inicial da trinca (seta vermelha) ao lado de uma região de esmagamento (seta verde), onde se acompanha o desenvolvimento e a propagação da trinca, observa-se que a fratura ocorreu de forma transgranular, evidenciada pela presença de facetas com degraus, apresentando ainda trincamento secundário intergranular. Na Figura 27, observa-se a região de propagação da trinca, que permite observar as cavidades, as estrias de fadiga e ainda, algumas facetas. Também se observam nesta imagem alguns detritos (*debris*) provenientes da compressão cíclica das faces da trinca durante o ensaio de fadiga. A Figura 28 é uma ampliação da região de crescimento subcrítico da trinca, onde ficam evidenciados os mecanismos de propagação por fadiga.

As imagens mostradas nas Figuras 21 a 24 correspondem a um corpo de prova ensaiado a 389 MPa que apresentou vida em fadiga de 57.600 ciclos. As Figuras 25 a 28

correspondem a um corpo de prova ensaiado no mesmo nível de tensão, porém com vida em fadiga de 2.790.700 ciclos. Comparando-se as sequencias de imagens, observa-se que ambas as superfícies de fratura são bastante similares, não apresentam diferenças significativas na morfologia de fratura, nem no tamanho das regiões de propagação estável e de ruptura final. Estas observações permitem concluir que, após iniciar, a trinca provavelmente se propagou de forma semelhante, nos dois corpos de prova, por números de ciclos da mesma ordem de grandeza. Portanto, pode-se inferir que a grande diferença na vida das duas peças é consequência do número de ciclos para iniciar a trinca, e a possível causa para esta diferença nos ciclos de iniciação pode estar em características específicas da superfície de cada corpo de prova na região de início da trinca.

Figura 25 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 50 x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 26 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 300x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 27 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 28 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

4.6.2 Tratamento Flash

A Figura 29 apresenta uma imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um corpo-de-prova ensaiado no nível de tensão de 353 MPa. Observa-se uma única região de início da trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha), que se propagou por grande parte da seção transversal até que esta não mais suportou o carregamento, determinando o término do ensaio. A pequena região de ruptura dúctil no lado oposto do início da trinca foi obtida pela fratura da peça em uma máquina de tração após o término do ensaio de fadiga. A Figura 30 é uma ampliação da superfície do corpo de prova, que evidencia a presença de uma trinca que se iniciou num plano paralelo à trinca principal, mas não se propagou até a fratura. Na Figura 31, que se trata de uma ampliação da região de início da trinca, pode-se observar o ponto de início da trinca (seta vermelha) rodeado por facetas em degraus, por pequenos pontos de esmagamento, além da presença de *debris*. A fratura é predominantemente transgranular. Na Figura 32, observa-se a região de propagação estável da trinca com a presença de poucas trincas e as estrias de fadiga. A

Figura 33 é uma ampliação desta região que permite melhor visualizar as estrias e as trincas secundárias.

Figura 29 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 49x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 30 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Superfície com Trinca Secundária. Imagem obtida por MEV aumento 6000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 31 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 32 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons espalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 33 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 410600 – Região de Propagação da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 4000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

A Figura 34 apresenta uma imagem obtida por MEV da superfície de fratura de um corpo-de-prova ensaiado no nível de tensão de 353 MPa. Observa-se uma única região de início da trinca de fadiga (indicada pela seta vermelha), que se propagou por grande parte da seção transversal até que esta não mais suportou o carregamento, determinando o término do ensaio. A pequena região de ruptura dúctil no lado oposto do início da trinca foi obtida pela fratura da peça em uma máquina de tração após o término do ensaio de fadiga. A Figura 35 se trata de uma ampliação da região de início da trinca, com a presença de facetas em degraus e uma região de esmagamento (seta verde) que encobre o ponto de início da trinca, melhor visualizada na Figura 36. A fratura é predominantemente transgranular com algum trincamento intergranular, logo abaixo da superfície da peça. Outro aspecto evidenciado nesta amostra é a morfologia de fratura em “sulcos” (*furrow morphology*), como evidenciado na Figura 37, que mostra uma ampliação da região de propagação estável da trinca, com a presença de facetas em degraus e estrias. Esta morfologia de fratura é bem similar à que foi observada por Azevedo em placas de titânio empregadas em implantes (AZEVEDO, 2003).

As imagens apresentadas para os dois corpos de prova mostram que há uma pequena diferença entre as duas superfícies de fratura, não apresentando diferenças na

morfologia de fratura, mas sim no tamanho das regiões de propagação estável e de ruptura final, com o corpo de prova com vida em fadiga maior apresentando uma região de propagação da trinca, discretamente, maior e por consequência, menor região de fratura dúctil. Com isso, aventa-se a hipótese que após iniciar, a trinca provavelmente se propagou de formas distintas, nos dois corpos de prova, levando número de ciclos diferentes, que em função disto pode ter causado alguns pontos de esmagamento. Portanto, pode-se inferir que a grande diferença da vida das duas peças, ainda, é consequência do número de ciclos para iniciar a trinca, e a possível causa para esta diferença no tempo de início pode estar na superfície do corpo de prova.

Ao se comparar as imagens dos ensaios nas duas condições de tratamento, observa-se que, nos corpos de prova da condição *Flash*, a quantidade e tamanhos das cavidades formadas na região de propagação estável da trinca por fadiga são, significativamente, menores que nos corpos de prova Recozido, possivelmente porque com os grãos menores na condição *Flash*, obteve-se maior resistência à decoesão.

Figura 34 – Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Superfície de Fratura. Imagem obtida por MEV aumento 50x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 35– Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 288x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 36– Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Início da Trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 37– Fractografia de Corpo de Prova, Tensão 353 MPa e N_f 2408000 – Região de Propagação da Tração. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons secundários.

Fonte: Arquivo Pessoal

4.7 Microestrutura dos Corpos de Prova Ensaitados

Imagens da microestrutura de corpos de prova fraturados por fadiga foram obtidas por MEV, após a realização de corte longitudinal na região de início da trinca. A parte cortada foi embutida, lixada, polida e atacada metalograficamente, com solução formada por 2mL de HF, 10 mL HNO_3 e 88 mL de H_2O , para revelar a microestrutura. Este processo foi realizado para ambos os tratamentos, somente nos corpos de prova sem entalhes.

4.7.1 Tratamento Recozido

Para o nível de tensão 371 MPa observou-se um corpo de prova com resultado de vida em fadiga infinita, N_f superior a 10.000.000. Assim, além das imagens dos corpos de prova que falharam durante o ensaio, também se obteve a imagem da microestrutura do corpo de prova com Vida Infinita, conforme as Figuras 38 a 42.

Na Figura 38, apresenta-se a imagem da microestrutura do corpo de prova com falha a 57.600 ciclos, com a região de início da trinca na área localizada no canto superior direito (demarcada com o arco vermelho), observa-se que não há diferença significativa na forma e tamanho dos grãos ao se comparar com a região vizinha. Observa-se, ainda, que os grãos possuem tamanho médio de 20 – 40 μm . Na Figura 39, uma ampliação da região demarcada pelo arco vermelho na Figura 38, as regiões indicadas pelas setas amarela e laranja representam, respectivamente, a superfície de fratura e a superfície polida do corpo de prova.

Na Figura 40, observa-se a microestrutura do corpo de prova com falha a 2.790.700 ciclos, com a região de início da trinca localizada no canto superior direito (região demarcada pelo arco vermelho). Assim como nas Figuras 38 e 39, não se observa diferenças na forma e tamanho dos grãos comparado com a região vizinha. Observa-se que o tamanho médio dos grãos, também, está entre 20 – 40 μm .

Na Figura 41, observa-se a microestrutura do corpo de prova não falhado, ensaiado a tensão de 371 MPa, o que possibilitou observar a forma e o tamanho dos grãos, que demonstra tamanhos variados, sendo alguns, significativamente, maiores que a média de 20 – 40 μm , apresentada nos corpos anteriores.

Figura 38 – Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 480x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 39 – Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 57600, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 2000x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 40 – Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 389 MPa e N_f 2790700, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 41 – Imagem da microestrutura do Corpo de Prova, Tensão 371 MPa e N_f Vida Infinita, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 500x, usando detector de Elétrons Retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

4.7.2 Tratamento Flash

Na Figura 42, observa-se a microestrutura do corpo de prova ensaiado a tensão de 353 MPa, com falha a 410.600 ciclos, com a região de início da trinca localizada no canto superior esquerdo (seta vermelha), a seta amarela indica a superfície de fratura e a laranja, a superfície do corpo de prova. Na região da superfície de fratura pode se observar que a fratura causou uma deformação nos grãos vizinhos (arco azul), esta deformação pode ser consequência das combinações obtidas com a condição de tratamento empregada neste corpo de prova. Na Figura 43, imagem ampliada da região de início da trinca, não se observa indícios de região enfraquecida por incrustações e trincas secundárias.

Na Figura 44, observa-se a microestrutura do corpo de prova ensaiado a tensão de 353 MPa falhado a 2.408.000 ciclos, com a região de início da trinca localizada no canto superior esquerdo (seta vermelha). A seta amarela indica a superfície de fratura, a seta laranja a superfície do corpo de prova e as setas verdes indicam a formação de trincas na superfície do corpo de prova. Alguns pontos de deformação, logo abaixo da superfície de

fratura, podem ser observados. Nesta imagem é possível observar grãos com tamanhos semelhantes aos observados na condição Recozida.

Figura 42 – Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 410600$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 1000x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 43 – Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 410600$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca. Imagem obtida por MEV aumento 5000x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 44 – Imagem da microestrutura do Corpo de prova, Tensão = 353 MPa e $N_f = 2408000$, Corte Longitudinal. Região de iniciação da trinca Imagem obtida por MEV aumento 1060x, usando detector de elétrons retroespalhados.

Fonte: Arquivo Pessoal

Para ambas as condições de tratamento estudadas não se observou, por meio das das Figuras apresentadas, indicativos microestruturais que justifiquem a dispersão dos resultados nos ensaios de vida em fadiga para a liga Ti-13V-11Cr-3Al.

4.8 Microdureza dos Corpos de Prova Ensaçados

Nos corpos de prova ensaiados em fadiga e embutidos para análise microestrutural foram realizados testes de microdureza para verificar se haviam discrepâncias com os resultados obtidos anteriormente. Foram realizadas cinco medições na região de início da trinca, numa diagonal imaginária em sentido ao eixo de simetria do corpo de prova, e os resultados estão expostos na Tabela 12.

Tabela 12 – Resultado dos Testes de Microdureza nos Corpos de Prova Ensaiaados.

Condição	Recozida			Flash	
Tensão (MPa)	389	389	371	353	353
Vida (ciclos)	57.600	2.790.700	Infinita	410.600	2.408.000
1	341,7	308,0	324,6	305,1	325,4
2	358,4	330,1	318,4	324,6	327,7
3	352,1	319,9	313,9	307,3	322,2
4	349,4	316,1	324,6	309,5	329,3
5	346,0	316,9	321,5	314,6	332,6
Média (HV)	349,5	318,2	320,6	312,2	327,4
Desvio	4,6	5,4	3,6	5,9	2,9

Fonte: Arquivo Pessoal.

Nos valores para os resultados de microdureza, apresentados na Tabela 12, mostram uma variação não uniforme nos resultados de cada um dos corpos de prova, embora os valores dos desvios padrão sejam relativamente pequenos, menor que 6,0 para o maior valor. Observa-se ainda, que o corpo de prova da condição Recozida, ensaiado a 389 MPa falhado a 57.600 ciclos apresentou microdureza média significativamente maior que os demais. O fato de ter uma variação na microdureza pode ser indicativo de não homogeneidade de composição química do material. No entanto, a análise realizada não foi conclusiva quanto à causa da dispersão dos resultados. Mas, há de se salientar que o corpo de prova da condição *Flash*, ensaiado a tensão de 353 MPa com falha em 410.600 ciclos, que apresentou microdureza média de 312,2 HV, foi o mesmo em que se observou a deformação abaixo da superfície de fratura, Figura 42.

5 CONCLUSÕES

- O tratamento de Recozimento adotado resultou em microestrutura recristalizada com grãos equiaxiais. O tratamento *Flash*, no entanto, resultou em recristalização parcial dos grãos, gerando uma microestrutura bimodal, com tamanhos e formas variadas. Os testes de microdureza mostraram que em ambos os tratamentos a dureza do material foi reduzida a níveis semelhantes, em relação ao material de partida.

- Os ensaios de tração mostraram que a condição de tratamento *Flash* apresentou maior resistência à tração quando comparada à condição de tratamento recozido, além de maior tensão verdadeira de fratura aliada a maiores redução de área e deformação verdadeira de fratura, indicando uma melhor combinação de resistência e ductilidade.

- Os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova polidos demonstraram uma não homogeneidade do material, para as duas condições de tratamento térmico, evidenciada pela dispersão dos resultados nos níveis de tensão de 318 a 389 MPa. A microestrutura, parcialmente recristalizada, obtida na condição *flash* contribuiu para o desempenho inferior, uma vez que as propriedades de tração seriam indicativos de um melhor comportamento em fadiga para esta condição microestrutural, o que não se confirmou com os resultados dos ensaios de fadiga.

- Os resultados do ajuste do modelo utilizando o Método da Máxima Verossimilhança para os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova entalhados mostraram que quanto maior a tensão aplicada, mais se destaca a resistência à fadiga da condição recozida em relação à condição *Flash*. As duas condições de tratamento térmico estudadas apresentaram baixa sensibilidade ao entalhe, com valores em torno de 0,2.

- A análise fractográfica das superfícies de fratura dos corpos de prova sem entalhe mostrou que, em todos os casos observados, as trincas nuclearam na superfície dos corpos de prova. Não foi possível encontrar diferenças na morfologia de fratura que justificassem a dispersão verificada nos resultados dos ensaios.

REFERÊNCIAS

ASM INTERNATIONAL HANDBOOK, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Materials Park, Ohio: ASM International, Versão Digital, 1992.

AZEVEDO, C. R. F. Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis. **Engineering Failure Analysis**, v. 10, p. 153-164, 2003.

BALASUBRAMANIAN, S., ANAND, L. Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: application to titanium. **Acta Materialia**, p. 133-148, 2002.

BANIA, P. J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. **Journal of Metals**, v. 46, n. 7, p. 16-19, 1994.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J.; HANDROCK, J. **Fundamentals of fatigue analysis**. Englewood Cliffs: Prentice Hall, 1990.

BAPTISTA, C. A. R. P.; SCHNEIDER, S. G.; TADDEI, E. B.; SILVA, H. M. Fatigue behavior of arc melted Ti-13Nb-13Zr alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 967 – 973, 2004.

BORGES, W. S.; COLOSIMO, E. A.; FREITAS, M. A., **Métodos estatísticos e melhoria da qualidade: construindo confiabilidade em produtos**. Caxambu: ABE – Associação Brasileira de Estatística, 1996.

BRICK, R. M.; PENSE, A. W.; GORDON, R. B. **Structures and properties of engineering materials**. New York: McGraw Hill, 1977.

BURTE, H. M.; EYLON, D. Compatibility of energy and aerospace interests in titanium, **Journal of Metals**, v. 34, n. 1, p. 20 - 22, 1982.

CALLISTER, J.; WILLIAMS, D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**, 7 ed., Local: LTC, 2008.

CIAVARELLA, M.; MENEGHETTI, G. On fatigue limit in the presence of notches: classical vs. recent unified formulations. **International Journal of Fatigue**, 2004.

CHAVES, V.; NAVARRO, A. Application of a microstructural model for predicting notch fatigue limits under mode I loading. **International Journal of Fatigue**, 2009.

CHICHILI, D. R., RAMESH, K. T., HEMKER, K. J. The high-strain-rate response of alpha-titanium: experiments, deformation mechanisms and modeling. **Acta Materialia**, p. 1025 - 1043, 1997.

CONWAY, J. B.; SJODAHL, L. H. **Analysis and representation of fatigue data**. Materials Park: ASM International – The Materials Information Society, 1991.

COTTON, J. D.; BRIGGS, R. D.; BOYER, R. R.; TAMIRISAKANDALA, S. RUSSO, P.; SHCHETINIKOV, N.; FANNING, J. C. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. **The Minerals, Metals & Materials Society, JOM**, v. 67, n. 6, 2015.

DEVORE, J. L. **Probability and statistics for engineering and the sciences**. 6 ed. Toronto: Thomson – Brooks/Cole, 2004.

DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3rd ed. Boston: McGraw-Hill, 1998.

DNPM – DEPARTAMENTO NACIONAL DE PRODUÇÃO MINERAL, **Titânio, Sumário Mineral 2014**. Brasil, 2013.

DONACHIE Jr., M. J., Titanium – a technical guide, Metals Park: Ohio, ASM International, 1988.

DOWLING, E. M. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. New Jersey, 1998. 830p.

EYLON, D.; VASSEL, A.; COMBRES, Y.; BOYER, R. R.; BANIA, P. J.; SCHUTZ, R. W. Issues in the Development of Beta Titanium Alloys, **Journal of Metals**, v. 46, n. 7, p. 14 - 15, 1994.

GILBERT, R.; SHANNON, R.; ALLVAC, T. **Heat treating of titanium and titanium alloys**. In: ASM Handbook. Materials *Park*: ASM International, 1995, v. 4, p. 913-923

GUIZZO, T. **Laços de histerese elastoplásticos gerados sob carregamentos complexos**. 106 f. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – PUC Rio, 1999.

HANSON, B. H. Present and future uses of titanium in engineering. **Materials & Desing**, v. 7, n. 6, p. 301 – 307, 1986.

HOEPPNER, D. A fractographic analysis of flaw growth in a high strength titanium alloy. **Metallography**, v. 11, p. 129 – 154, 1978.

KANDIL, F.A. Potential ambiguity in the determination of the plastic strain range component in lcf testing. **International Journal of Fatigue**, v. 21, p. 1013-1018, 1999.

KLESNIL, M.; LUKAS, P. **Fatigue of metallic materials**. 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 1992.

LEE, Y.; PAN, J.; HATHAWAY, R. B.; BARKEY, M. E. **Fatigue testing and analysis: Theory and practice**. New York: Elsevier, 2005.

LEYENS, C.; PETERS, M. **Titanium and titanium alloys**. Fundamentals and applications. London, Ed. WILEY – VCH, 2003.

MAKKONEN, M. Predicting the local fatigue life in metals. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 1163 – 1175, 2009.

MCEVILY, A. J.; ENDO, M.; YAMASHITA, K.; ISHIHARA, S.; MATSUNAGA, H. Fatigue notch sensitivity and the notch size effect. **International Journal of Fatigue**, 2008.

MEGGLIOLARO, M. A.; CASTRO, J. T. P.; MIRANDA, A. C. O. Short crack threshold estimates to predict notch sensitive factor in fatigue. **International Journal of Fatigue**, 2007.

MEININGER, J.M.; GIBELING, J.C. low-cycle fatigue of niobium and niobium- 1pct zirconium alloys, **Metallurgical Transactions A**, v. 23A, p. 3077-3084, 1992.

MEYERS, M. A., VÖHRINGER, O., LUBARDA, V. A., The onset of twinning in metals: a constitutive description. **Acta Materialia**, p. 4025-4039, 2001.

MMPDS-03 - METALLIC MATERIALS PROPERTIES DEVELOPMENT AND STANDARDIZATION, **FAA** (Federal Aviation Administration), Estados Unidos, 2006.

NEMAT-NASSER, S., GUO, W., G., CHENG, J. Y., Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium. **Acta Materialia**, p. 3705-3720, 1999.
 OGDEN, H. R., Titanium. In: RARE Metals Handbook, 2nd ed., Krieger Publishing Co. Inc., 1971.

NIST/SEMATECH. **Handbook of statistical methods**. National Institute of Standards and Technology. Disponível em <<http://itl.nist.gov/div898/handbook/>>, 2011. Acesso em: 10/11/2015.

OHMORI, Y.; OGO, T.; NAKAI, K.; KOBAYASHI, S. Effects of ω -phase precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$, α'' transformations in a metastable β titanium alloy. **Materials Science and Engineering**. v. A312, p. 182 – 183, 2001.

PEDERSEN, O.B.; CARSTENSEN, J.V. Internal Stresses and Dislocation Dynamics in Cyclic Plasticity and Fatigue of Metals. **Materials Science and Engineering A**, v. 285A, p. 253-264, 2000.

PETERSON, R. E. **Stress concentration design factors**. New York: John Wiley & Sons, 1953.

SALEM, A. A., KALIDINDI, S. R., DOHERTY, R. D., Strain hardening of titanium: role of deformation twinning. **Acta Materialia**, p. 4225-4237, 2003.

SARKANI, S.; MAZZUCHI, T. A.; LEWANDOWSKI, D.; KIHIL, D. P. Runout analysis in fatigue investigation. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, p. 2971 – 2980, 2007.

SILVA JR, A.R.; OLIVEIRA, D.L.S.; BAPTISTA, C.A.R.P.; BARBOZA, M.J.R.; TORRES, M.A.S., Estudo do comportamento em fadiga oligocíclica da liga Ti-13V-11Cr-3Al. **Matéria**, v. 9, n. 4, p. 305 – 314, 2004.

SPINDEL, J. E.; HAIBACH, E. The method of maximum likelihood applied to the statistical analysis of fatigue data. **International Journal of Fatigue**, v. 1, p. 81 – 88, 1979.

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R., FUCHS, H. O. **Metal Fatigue in Engineering**, 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.

TERLINDE, C. T.; DUERING, T. W.; WILLIAMS, J. C. The effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of Ti-10V-2Fe-3Al. In: TITANIUM' 80 SCIENCE AND

TECHNOLOGY – **Proceedings of the 4th Int'l Conference on Titanium**, 1980. ed. H. Kimura, O. Isumi. v. 2, p. 1571 – 1581.

SUN, F.; NOWAK, S.; GLORANT, T.; LAHEURTE, P.; EBERHARDT, A.; PRIMA, F. Influence of a short thermal treatment on the superelastic properties of a titanium-based alloy. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 4, p. 1864 – 1872, 2011.

WAGNER, L.; GREGORY, J. K. Improve the fatigue life of titanium alloys. Part I. **Advanced Materials & Processes**. v. 3, p. 36v - 36z, 1994.

WASZ, M. L., BROTZEN F. R., MCLELLAN R. B., GRIFFIN A. J. Jr, Effect of oxygen and hydrogen on mechanical properties of commercial purity titanium. **International Materials Reviews**, v. 41, n. 1, p. 1 - 12, 1996.

WEIXING, Y.; KAIQUAN, X.; Yi, G. On the fatigue notch factor, Kf. **International Journal of Fatigue**, v. 17, n. 4, p. 245-251, 1995.

WU, G. Q.; SHI, C. L.; SHA, W.; SHA, A. X.; JIANG, H. R. Microstruture and high cycle fatigue fracture surface of a Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Titanium alloys. **Materials Science & Engineering**, 2013.