

ANDERSON GANDRA KUSTER

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DAS LIGAS AA6005, AA6063
E AA6351.**

Guaratinguetá

2015

ANDERSON GANDRA KUSTER

ESTUDO DO COMPORTAMENTO EM FADIGA DAS LIGAS AA6005, AA6063 E
AA6351.

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres

Guaratinguetá

2015

K973e	Kuster, Anderson Gandra Estudo do comportamento em fadiga das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 / Anderson Gandra Kuster – Guaratinguetá : [s.n], 2014. 56 f. : il. Bibliografia : f. 54-56 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2014. Orientador: Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres
	1. Ligas de alumínio – Fadiga 2. Aspereza de superfície I. Título
	CDU 620.178.3

EMERSON JOSÉ RAMIRO GONÇALVES

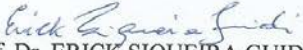
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"

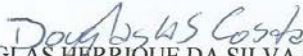
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. ERICK SIQUEIRA GUIDI
UNESP-FEG


Eng. Me. DOUGLAS HERRIQUE DA SILVA COSTA
Membro Externo

Dezembro de 2014

De modo especial dedico este trabalho aos meus pais, que sempre me motivaram e sustentaram nessa jornada.

AGRADECIMENTOS

Expresso meus sinceros agradecimentos a quem pude contar durante essa fase da minha vida.

Em primeiro lugar agradeço a Deus, pela minha vida, minha saúde, minha inteligência e sabedoria, minha família e meus amigos, pessoas que foram fundamentais durante minha formação.

Aos meus pais, Hímero Emílio Küster e Sônia Gandra Küster, por sempre estarem me apoiando, incentivando e ensinando, principalmente pelos valores éticos e morais. Afirmo que serei eternamente grato a vocês por toda educação recebida.

Agradeço também, no âmbito acadêmico, ao meu orientador. Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres, por toda sabedoria, compreensão, exigência, dedicada ao meu trabalho de graduação.

Agradeço também ao grupo do laboratório de ensaios mecânicos do DEMAR-EEL/USP.

Ao Prof. Rogério Hein, pela atenção durante todas as análises em Microscopia Eletrônica de Varredura.

A UNESP-FEG, de uma forma geral, em nome de seus professores e técnicos laboratoriais que sempre foram atenciosos em me assistir no decorrer deste trabalho.

KUSTER, A. G. **Estudo do comportamento em fadiga das ligas AA6005, AA6063 e AA6351**. 2015. 56 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

As ligas de alumínio vêm apresentando um grande potencial para a indústria automobilística, em especial as ligas de alumínio da série 6xxx. Essas ligas apresentam boa resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, características importantes para as áreas de construção e de transporte. A indústria automotiva sempre mostrou grande interesse no estudo do comportamento em fadiga, pois os componentes estruturais são submetidos constantemente a carregamentos cíclicos. A resposta mecânica depende das propriedades do material, solicitações, condição superficial e microestrutura. Neste trabalho foi estudado o comportamento em fadiga de alto ciclo de corpos-de-prova usinados (não polidos) e o efeito da rugosidade na vida em fadiga para três ligas de alumínio da série 6xxx: AA6005, AA6351 e AA6063, todas na condição T6. Foram confeccionadas curvas S/N a partir de ensaios de fadiga em flexão rotativa ($R=-1$). A influência da rugosidade foi estudada por meio da medida da rugosidade de cada corpo-de-prova. Também se comparou o comportamento em fadiga de corpos-de-prova polidos e não polidos. As superfícies das peças fraturadas foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura onde a iniciação das trincas por fadiga foi observada. Verificou-se que a existência de partículas de segunda fase teve uma importância significativa no início da trinca, fazendo com que, em muitas vezes, a nucleação de trinca por fadiga se iniciasse abaixo da superfície.

PALAVRAS-CHAVE: Ligas de alumínio. Fadiga de alto ciclo. Rugosidade

KUSTER, A. G. **The study of behavior in fatigue of AA6005 alloy, AA6063 and AA6351.** 2015. 56 f. Graduate Work (Graduate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

ABSTRACT

Aluminum alloys have shown great potential for the automotive industry, especially aluminum alloys 6xxx series. This category has good mechanical strength and excellent corrosion resistance, important for the areas of construction and transport. The automotive industry has always shown great interest in the study of fatigue behavior, because structural components are subjected to cyclic and vibration loads, generating cracks and fracturing. The mechanical response depends on the material properties, applications, surface condition and microstructure. In this work was study the fatigue behavior of high cycle of machined bodies (not polished) and the effect of roughness on the fatigue life for three aluminum alloys of 6xxx series: AA6005, AA6351 and AA606, all in the T6 condition . S / N curves were made from fatigue tests in rotating bending ($R = -1$). The influence of roughness was studied by measuring the roughness of each specimen. Was compare the fatigue behavior of polished specimen and not polished specimens. The fractured surfaces of samples were observed by MEV, and it was observed that most of nucleation sites for fatigue crack is initiated below the surface.

KEYWORDS: Aluminum alloys. High cycle fatigue. Roughness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Parâmetros de um ciclo de tensão	17
Figura 2 - Bandas de deslizamento na superfície gerado por deformação, (a) Unidirecional e (b) Alternada.	19
Figura 3 - Superfície de fratura em uma rosca quadrada	20
Figura 4 - falha de fadiga de um eixo de torção.....	21
Figura 5 - Etapas da fadiga.....	23
Figura 6 - Uma cavidade central elíptica em uma placa sobtensão uniforme S.	24
Figura 7 - Curva S –N geralmente proveniente de ligas ferrosas e não ferrosas, e limite de fadiga.	25
Figura 8 - Curva S-N: vida em fadiga: baixo, médio e alto ciclo.	26
Figura 9 - Diagrama esquemático do mecanismo de propagação de trinca.	29
Figura 10 - Máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200.	31
Figura 11 - Corpo de Prova (CDP).	31
Figura 12 - Disposição do corpo de prova para medição, com auxílio da massa de modelar marcado em vermelho.	33
Figura 13 - Rugosímetro MarSurf M3000.	34
Figura 14- Curva S/N da liga de alumínio AA6005.	37
Figura 15 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6063.	37
Figura 16 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6351.	38
Figura 17 - Fractografia da liga AA 6351 sobtensão de 173 MPa e fraturada a 115.400 ciclos.....	40
Figura 18 - Fractografia da liga AA 6351 sobtensão de 173 MPa e fraturada a 3.405.900 ciclos.....	40
Figura 19 - Curvas S/N das três ligas sobrepostas.	41
Figura 20 - Valores plotados para a liga 6005 para as faixas de tensão (a) 243 MPa, (b) 208MPa e (c) 173 MPa.	44
Figura 21 - Valores plotados para a liga 6351 para as faixas de tensão (a) 208 MPa, (b) 173 MPa e (c) 156 MPa.....	45
Figura 22 - Valores plotados para a liga 6063 para as faixas de tensão (a) 208 MPa, (b) 173 MPa e (c) 156 MPa.	46

Figura 23 - Fractografia da liga AA 6005 sobtensão de 208 MPa e fraturada a 228.500 ciclos, ampliação de 40X.....	47
Figura 24 - Fractografia da liga AA 6005 sobtensão de 208 MPa e fraturada a 228.500 ciclos, ampliação de 500X.....	48
Figura 25 - Micrografia da liga AA 6063 sobtensão de 156 MPa e fraturada a 107700 ciclos.....	49
Figura 26 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6351 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.	50
Figura 27 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6005 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.	50
Figura 28 - Curva S/N da liga de alumínio AA6063 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.	51
Figura 29- Fractografia da superfície de fratura do corpo de prova entalhado das ligas AA 6005 (a), AA 6063 (b) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X (a, b).....	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Terminologia, definição e relação de um carregamento cíclico de fadiga. ...	18
Tabela 2 - Composição das ligas AA6005, AA6351 e AA6063 (porcentagem em peso).	30
Tabela 3 - Número total de corpos de prova para cada liga.	32
Tabela 4 – Propriedades mecânicas das ligas AA6005, AA6351, AA6063.	35
Tabela 5 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados.	36
Tabela 6 - Coeficientes de correlação linear das ligas AA6005, AA6351 e AA 6063.	38
Tabela 7 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6005.	42
Tabela 8 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6351.	42
Tabela 9 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6063.	43
Tabela 10 - Valores médios e o desvio padrão Ra e Rmax para as ligas AA6005, AA6351 e AA6063.	43
Tabela 11 – Rugosidade dos corpos de prova de Silva (2012).	51

LISTA DE SIGLAS

AA - ALUMINUM ASSOCIATION

Al – Alumínio

ASM – American Society for Metals

ASTM – American Society for Testing and Materials

CBA - Companhia Brasileira de Alumínio

CDP - Corpo de Prova

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MO – Microscopia Óptica

T6 – Têmpera na qual as ligas são solubilizadas e então envelhecidas artificialmente à temperatura de 180°C por um período de tempo de 8 horas

RA – Rugosidade média

Rmax – Rugosidade máxima

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	OBJETIVOS	14
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	15
2.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	15
2.2	FADIGA	16
2.2.1	Contexto histórico	16
2.2.2	Definições gerais	17
2.2.3	Superfície de fratura	19
2.2.4	Mecanismo de falha por fadiga	22
2.2.5	Propagação de trincas por fadiga	22
2.2.6	Concentração de tensões na ponta da trinca	24
2.2.7	Curva S-N	24
2.3	MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA ...	26
2.3.1	Correlação linear	26
2.4	ACABAMENTO SUPERFICIAL DEVIDO À USINAGEM	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS	30
3.1	MATERIAIS	30
3.2	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	30
3.2.1	Ensaio de flexão rotativa	30
3.2.2	Construção das curvas S-N e análise dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa	32
3.2.3	Análise das superfícies de fratura em fadiga	32
3.2.4	Análise de rugosidade dos corpos de prova	33
4	RESULTADO E DISCUSSÃO	35
4.1	PROPRIEDADES MECÂNICAS	35

4.2	ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA	36
4.3	VIDA VERSUS RUGOSIDADE	41
4.4	COMPARAÇÃO COM CORPOS DE PROVA COM ACABAMENTO SUPERFICIAL	49
5	CONCLUSÃO	53
	REFERÊNCIAS.....	54

1 INTRODUÇÃO

No ramo automobilístico, a pesquisa em fadiga sempre se mostrou necessária para o desenvolvimento de ligas com melhores aplicações estruturais. Neste contexto, o alumínio se mostra um metal muito versátil, econômico e atrativo pela variedade de suas aplicações. Devido sua boa relação resistência/peso, a liga de alumínio, tem sido empregada na estrutura de automóveis (SILVA, 2012).

Atualmente, o alumínio tem uma produção que supera todos os outros metais ferrosos (ABAL, 1999). A crescente utilização do alumínio tem sido um elemento constante no campo automotivo e de transportes. Este metal tem sido amplamente usado em caminhões, motos, ônibus e carros. Juntamente a isto, a qualidade do metal se tornou um fator diferencial na busca de soluções para este setor.

O magnésio e o silício são os principais elementos de liga da série 6xxx que compõem a essas ligas resistência mecânica, boa soldabilidade e resistência à corrosão (ALUMINUM ASSOCIATION, 2000).

A liga AA6005 apresenta ótima resiliência, podendo assim ser submetida a impactos e sobrecargas. Ela pode ser usada em conectores automotivos, estrutura de escada e tubo para corrimão. A liga AA6063 apresenta uma boa qualidade de acabamento superficial e boa extrudibilidade, para certos tratamentos térmicos esta liga oferece boa resistência à corrosão (SILVA, 2012).

Para aplicações estruturais, onde necessita-se de alta resistência mecânica, a liga mais indicada é a AA6351. Além da resistência mecânica, esta liga apresenta também alta resistência à corrosão e boa conformabilidade. É usualmente aplicada em veículos, equipamentos, acessórios para cabos, construção de navios e engenharia estrutural (ALCOA, 2011).

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) forneceu essas três ligas na condição T6. Porém a empresa vem sendo indagada por possíveis clientes a respeito das propriedades mecânicas destes materiais, dentre esses esta a resistência à fadiga.

Este trabalho se somará a outros trabalhos, visando à completa análise da performance em fadiga das ligas AA6005, AA6063, AA6361 para aplicação automotiva.

1.1 OBJETIVOS

Este trabalho tem como finalidade o estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo de três ligas de alumínio destinadas à produção de componentes de carroçarias para caminhões e ônibus: AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6, fornecidas pela CBA (Companhia Brasileira de Alumínio). A pesquisa proposta será baseada na obtenção de curvas S/N por meio de ensaios de fadiga em flexão rotativa ($R = -1$), exames fractográficos e análise do acabamento superficial. Almeja-se com esse projeto entender e comparar o comportamento em fadiga das três ligas, obtendo subsídios para fundamentar a seleção de materiais para a fabricação de diferentes componentes estruturais para o setor automotivo.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

Conforme a *Aluminum Association* (AA), as ligas de alumínio são categorizadas de acordo com três critérios: tratamento térmico, processo de fabricação e composição química. Existem dois grandes grupos: ligas trabalháveis (*wroughtalloys*) e ligas fundidas (*casting*).

As ligas trabalháveis são também classificadas em tratáveis e não tratáveis termicamente. O estado de uma liga de alumínio é designado como “têmpera”. Como por exemplo, a têmpera T3 indica que o material sofreu deformação a frio após a solubilização e em seguida foi envelhecido naturalmente. O envelhecimento ocorre pela precipitação de compostos intermetálicos, proporcionando o endurecimento e melhora da resistência à tração. As nomenclaturas T1 a T10 podem conter dígitos adicionais, o que sinaliza uma variação no tratamento básico.

A composição química é feita com base nas diretrizes da AAH35.1-2000 (ALUMINUM ASSOCIATION, 2000), e é composto de quatro dígitos, sendo que o primeiro número classifica o grupo da liga, o qual indica o principal elemento presente na liga. O segundo dígito informa quando a liga é original (quando zero) ou quando ela foi alterada (números de 1 a 9). O terceiro e quarto dígito são arbitrários, apenas diferenciando as ligas. A categoria 6xxx tem uma média resistência, contém silício e magnésio como seus principais elementos de liga, boa soldabilidade e resistência mecânica. Além de tudo, a liga mostra alta resistência à fratura, o que facilita na hora da inspeção, pois as trincas se desenvolvem em longas trincas antes da ruptura (WOODWARD, 1989).

No setor aeronáutico, são empregadas em revestimentos e reforçadores de fuselagem. A liga AA6061 é frequentemente usada, sendo ela uma das mais versáteis entre as tratáveis termicamente. A liga AA6063 foi utilizada num estudo recente que procurou simular os efeitos da projeção de fragmentos não contidos de motores-turbina sobre o tanque de combustível, com o objetivo de assistir a prevenção de falhas catastróficas em futuros projetos. E a liga AA6351, extensamente utilizada nas indústrias automotiva, aeronáutica e de defesa, tem se tornado objeto de estudos na evolução do processo de soldagem *Friction Stir Welding* (SILVA, 2012).

2.2 FADIGA

2.2.1 Contexto histórico

Acredita-se que o conceito de fadiga foi usado pela primeira vez por J. V. Poncelet em suas aulas na Universidade de Paris, em 1839, enquanto descrevia as propriedades físico-químicas dos materiais. Ele apontou que estruturas de metal sofriam perda de resistência por causa de cargas de compressão e tração periódicas. Uma década depois as pesquisas sobre fadiga iniciaram-se, primeiramente, graças ao trabalho de A. Wohler (1852) (KOCANĐA, 1922).

O início do estudo da mudança de estrutura dos materiais com componentes de cargas variáveis é associado aos experimentos de J. A. Ewing e J. C. W. Humfrey (1901), os quais descreveram vestígios de deslizamentos causados num único cristal de alumínio e em um ferro policristalino por tensões cíclicas (KOCANĐA, 1922).

Posteriormente, as pesquisas sobre o fenômeno da fadiga começaram nos anos cinquenta. Este período tem sido evidenciado pelo seu considerável número de publicações e conferências sobre o assunto. Os avanços em aeronaves - e, especialmente, em veículos espaciais com a necessidade de assegurar um elevado grau de confiabilidade - dirigiram os esforços dos pesquisadores para os aspectos cognitivos fundamentais da fadiga (KOCANĐA, 1922).

A aplicação e remoção continua de uma carga, que pode ocorrer em alto ou baixo número de ciclos, resulta em uma falha por fadiga. A fadiga de baixo ciclo acontece quando o número de ciclos suficientes para haver dano por fadiga é menor que 10^4 ciclos, e a fadiga de alto ciclo ocorre quando o número de ciclos é superior a esta faixa (SURESH, 1998).

A curva S/N do material ou a curva de Wöhler tem sido usada no estudo da fadiga de alto ciclo, estas curvas correlacionam à amplitude de tensão (diferença algébrica entre tensões máxima e mínima, com o número de ciclos associado). A vida total de um componente submetido a um carregamento cíclico define-se pela soma do número de ciclos suficientes para a iniciação da trinca, propagação e falha final (SURESH, 1998).

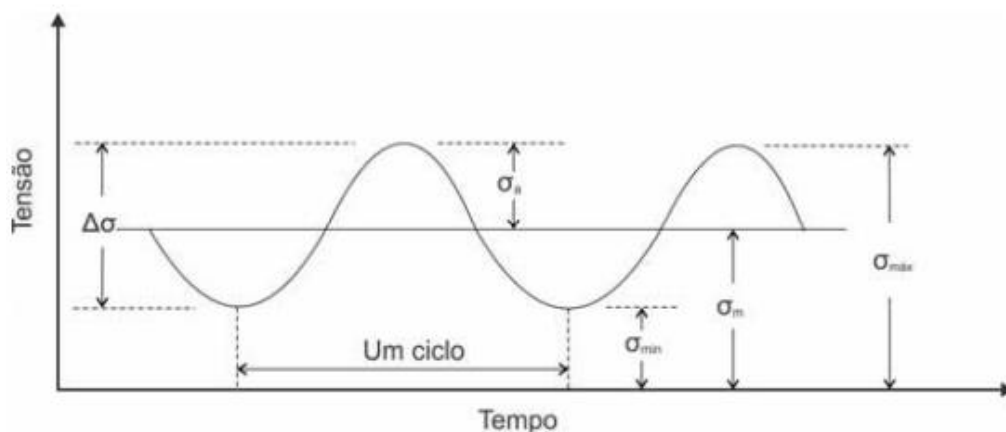
2.2.2 Definições gerais

O dano por fadiga é causado pela ação simultânea de deformação plástica, tensões cíclicas e tensão de tração. A deformação plástica resulta de tensões cíclicas, que iniciam a trinca; a tensão de tração promove a propagação. Se nenhuma dessas três condições estiverem presente, a trinca por fadiga não terá início e nem se propagará (AMERICAN SOCIETY FOR METALS-ASM, 2005).

Carregamentos variáveis, que são típicos das cargas experimentadas por todos os tipos de máquinas e equipamentos, começaram a ser chamados de cargas de fadiga e a sua tensão, como tensão de fadiga. O processo de carga variável chama-se de espectro de carga, que pode ser irregular, caótico ou aleatório, ou pode apresentar certa regularidade. O processo pode ser definido como não estacionário ou estacionário. Repetição idêntica das regularidades de um espectro em intervalos de tempo escolhidos, denominados períodos, é característico de uma carga variável periódica, chamada carga cíclica (KOCANĐA, 1922).

A curva de tensão senoidal (Figura 1) é um caso especial de carregamento periódico. Ela é descrita por uma tensão máxima $\sigma_{\text{máx}}$, por uma tensão mínima σ_{min} , pelo período T de variação e uma frequência f de mudanças.

Figura 1 - Parâmetros de um ciclo de tensão



Fonte: (TORRES, 2002).

A Tabela 1 apresenta a terminologia usada, a definição e as relações dos parâmetros em um carregamento cíclico senoidal de amplitude constante, conforme ilustrado na Figura 1.

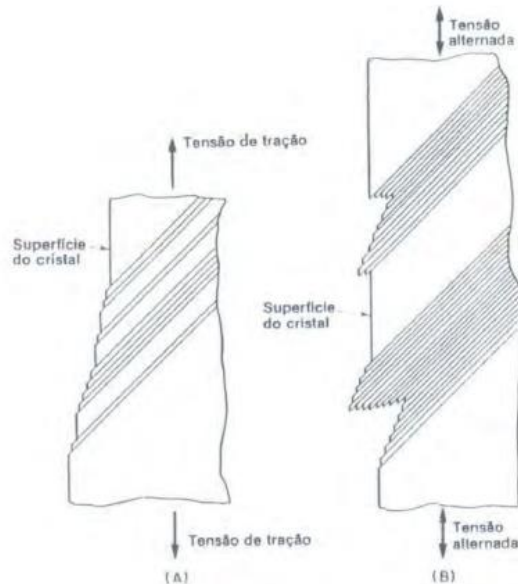
Tabela 1 - Terminologia, definição e relação de um carregamento cíclico de fadiga.

TERMOLOGIA	DEFINIÇÃO	RELAÇÃO
$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima (maior tensão do ciclo em módulo)	
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima (menor tensão do ciclo em módulo)	
σ_m	Tensão média das tensões	$\sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})/2$
σ_a	Tensão alternada	$\sigma_a = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})/2$
$\Delta \sigma$	Amplitude das tensões (diferença das tensões em módulo)	$A = \Delta \sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$
R	Razão das tensões (razão entre a tensão mínima e a máxima)	$R = \sigma_{\text{mín}} / \sigma_{\text{máx}}$
K	Constância de carga (razão entre as tensões máxima e mínima)	$K = \sigma_{\text{máx}} / \sigma_{\text{mín}}$

Fonte: (PADILHA, 2004).

Na Figura 2(a), degraus derivados das bandas de escorregamento despontam na superfície do material quando este sofre deformação num único sentido. Quando sujeito ao carregamento cíclico, ocorre inversão periódica do sentido da deformação, então, as bandas de escorregamento que chegam à superfície produzem reentrâncias, intituladas intrusões e extrusões, apresentadas na Figura 2(b). Os sulcos superficiais tornam-se mais profundos conforme se aumenta o número de ciclos, e as intrusões assumem a forma de uma trinca (SOUZA, 2012).

Figura 2 - Bandas de deslizamento na superfície gerado por deformação, (a) Unidirecional e (b) Alternada.



Fonte: (SOUZA, 2012).

As três etapas no qual ocorre o processo de fadiga são: nucleação, propagação e ruptura final da estrutura. Frequentemente, as trincas de fadiga são nucleadas na superfície livre, porém sempre há uma interface envolvida quando estas ocorrem no interior do material (SILVA, 2010).

2.2.3 Superfície de fratura

A fadiga é sensível às condições superficiais do material sendo influenciada pelo acabamento superficial e pelo tratamento da mesma, visto que as trincas por fadiga originam-se preferencialmente em superfícies livres (SILVA, 2012).

Na existência de entalhes e partículas de segunda fase, tais como, precipitados em componentes mecânicos e inclusões, aliado a carregamentos complexos ou à presença de pequenas excentricidades num carregamento axial, sucede em gradientes de tensão. Este efeito ocorre com maior intensidade na superfície do material e contribui para o início da trinca. Além do mais, as microtrincas podem já coexistir no material antes da aplicação do carregamento cíclico, consequente de soldas, tratamentos térmicos ou conformação mecânica. Na situação descrita, não há por certo um processo de iniciação de trinca por fadiga, uma vez

que as trincas embrionárias já se situavam no material antes da aplicação do carregamento cíclico (SILVA, 2012).

Algumas superfícies de fratura têm características comuns, e o termo “falha típica de fadiga” tem sido frequentemente encontrado em literaturas. Contudo, há muitas falhas atípicas também, como mostrado a seguir (STEPHENS, 2001).

A Figura 3 mostra uma típica superfície de fratura do corpo de uma rosca de perfil quadrado, de 97,5 mm (2,48 in), de um parafuso de fricção de uma prensa. A rosca não apresentava o raio de fundos, e os flancos exibiam inúmeras marcas de vibração, particularmente na região A. Esta usinagem ruim agravou a concentração de tensão na região da rosca, que contribuiu para a falha por fadiga (STEPHENS, 2001).

Figura 3 - Superfície de fratura em uma rosca quadrada



Fonte: (STEPHENS, 2001).

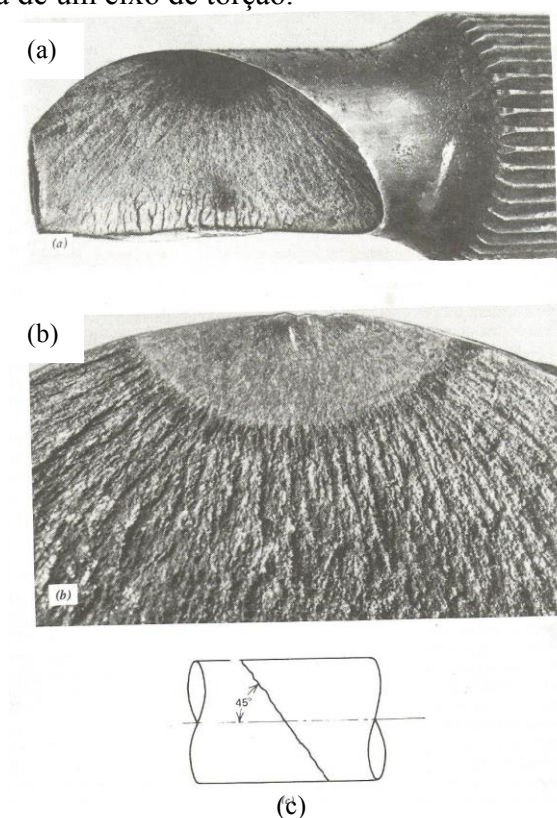
A superfície de fratura parece abranger duas regiões. A menor, mais clara e grosseira área no topo, é a região transversal remanescente que existia no momento da fratura. A outra zona transversal consiste na região da trinca por fadiga. Muitas trincas iniciais podem ser vista na parte inferior esquerda do perímetro, e estas são salientadas pelas linhas radiais que se estendem em torno do perímetro inferior esquerdo. Esta é a região onde a trinca inicial teve

início. No princípio, a pequena trinca por fadiga propagou em um ângulo de 45 graus por alguns milímetros, antes de tornar-se um ângulo reto para com o eixo longitudinal. Enquanto o componente era submetido a tensões cíclicas, estas trincas iniciais progrediram e juntaram-se, de tal modo que propagou por cerca de 80% da superfície (STEPHENS, 2001).

As ondas mais escuras são chamadas de marcas de praia, o termo foi adotado pela similaridade com as marcas na areia deixadas pelas ondas. Elas ocorrem devido a duas superfícies de trinca adjacentes que abrem, fecham e atritam juntas durante o carregamento cíclico. A taxa diferente de crescimento durante o espectro de carga variável e o ambiente corrosivo também são fatores que levam a formação das marcas de praia (STEPHENS, 2001).

A Figura 4(a) mostra uma falha por fadiga de torção de um eixo circular. A trinca teve início no topo da superfície e propagou-se em forma de hélice.

Figura 4 - falha de fadiga de um eixo de torção.



Fonte: (STEPHENS, 2001)

O percurso da trinca realça-se na Figura 4(b) em um plano de 45 graus. Este é o plano de tensão máxima, o que novamente, mostra que a trinca se propaga primeiramente no plano de tensão máxima. Na amplificação, presente na Figura 4(b), apresenta-se uma suave trinca

por fadiga em forma semi-elíptica. As marcas de praia não aparecem neste tipo de trinca. A região final da zona de fratura tem uma aparência fibrosa com linhas radiais essencialmente perpendiculares ao perímetro elíptico da falha por fadiga. Estes padrões radiais são vistos frequentemente nas superfícies de fratura finais e apontam para a origem da fratura inicial (STEPHENS, 2001).

2.2.4 Mecanismo de falha por fadiga

A vida em fadiga indica o período que um componente resistirá sob um específico carregamento cíclico. Esta depende do material a ser analisado e da variedade de solicitações mecânicas aplicadas. Nos metais, uma falha dramática é antecipada por uma propagação estável de uma trinca (COSTA, 2009; CALLISTER, 2002).

Falhas causadas por fadiga geralmente iniciam-se na superfície, podendo ocorrer devido a múltiplos tipos de carregamento, como flexão e torção axial, sendo que a tensão máxima ocorre na superfície, local de início de falha. No carregamento axial a trinca inicia-se sempre próximo à superfície. As microtrincas podem também já estarem presentes no material, consequente de procedimentos no processo de fabricação como: solda, rebite, tratamentos térmicos, trabalhos mecânicos (CAMARGO, 2007).

Os elementos que comprometem a superfície de uma amostra podem ser divididos em três grupos: 1) rugosidade superficial, 2) concentradores de tensão na superfície, agentes que alteram o desempenho da resistência à fadiga da superfície do metal, 3) oscilações nas condições de tensões residuais da superfície. Outra causa são as ações do meio ambiente nas quais o material é submetido. A eficiência de processos na melhoria da performance em fadiga está associada com os mecanismos de alterações feitas na superfície do material (CARVALHO, 2004).

A eletrodeposição na superfície geralmente diminui a resistência de fadiga do aço. As aplicações desse processo produzem um efeito na superfície do material, inserindo tensões residuais que favorecem a propagação de trinca. Isso ocorre devido à alta densidade de microtrincas presentes no revestimento de cromo (SOUZA, 2002).

2.2.5 Propagação de trincas por fadiga

As trincas de fadiga originam-se, frequentemente, em pontos de concentração de tensão que estão próximos e que se encontram na superfície desde o início, ou que evoluíram durante a deformação cíclica. Esta última provoca o escorregamento persistente e irreversível de bandas de escorregamento, gerando micro deformações, formando ressaltos e reentrâncias que tendem a se juntar, gerando às denominadas extrusões e intrusões, respectivamente. O evento da fadiga para materiais metálicos pode ser dividido em três estágios distintos, ou quatro etapas (DIETER, 1986):

1) Etapa: Iniciação (ou nucleação) da trinca: Danos iniciais acarretados pela fadiga (carregamento cíclico) na microestrutura do material anterior a manifestação de uma microtrinca. Esses podem ser extraídos por tratamento térmico adequado, ou seja, é reversível.

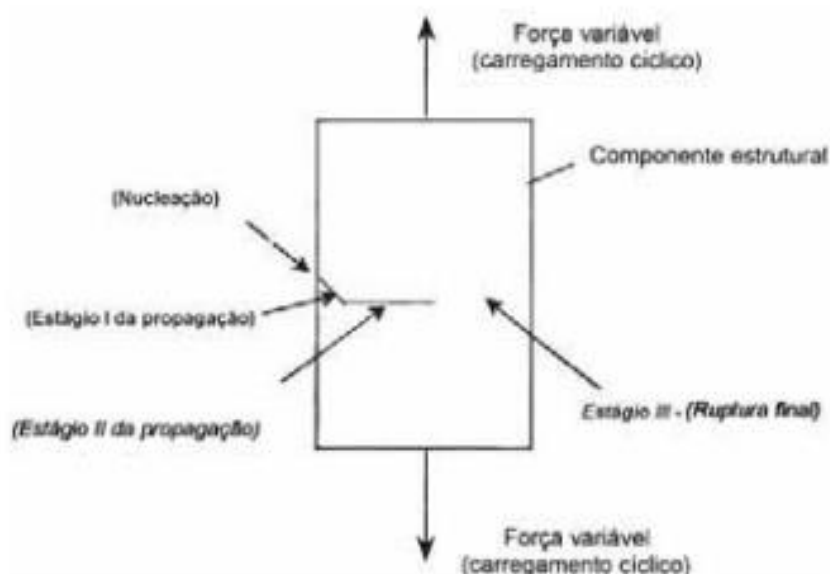
2) Etapa: Crescimento das microtrincas nas bandas de escorregamento com alta tensão de cisalhamento próximo a 45° na direção da máxima tensão normal. Nesse estágio, as trincas crescem na ordem de 2 a 5 tamanhos de grão (aproximadamente $100\ \mu\text{m}$);

3) Etapa: Eclosão da trinca no sentido perpendicular à tensão de tração máxima;

4) Etapa - Ruptura final: Ocorre a separação do elemento em duas ou mais partes. (MARTINS, 2011).

A Figura 5 apresenta as quatro etapas da fadiga, uma vez que a propagação das trincas de fadiga ocorre de forma Transgranular (MARTINS, 2011).

Figura 5 - Etapas da fadiga.

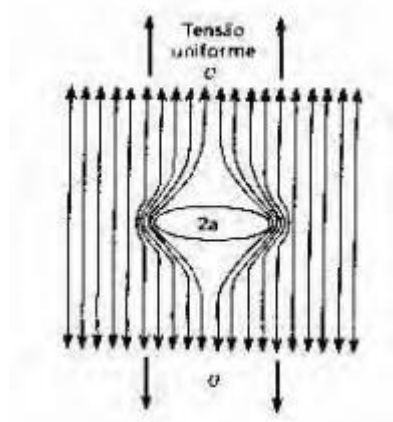


Fonte: (MARTINS, 2011).

2.2.6 Concentração de tensões na ponta da trinca

Suponha uma placa possuindo uma trinca central sujeito a tensão uniforme de tração (Figura 6), na qual a tensão é transmitida de uma extremidade da placa a outra por meio de linhas de força (CAMARGO, 2007).

Figura 6 - Uma cavidade central elíptica em uma placa sob tensão uniforme S .



Fonte: (CAMARGO, 2007).

A Figura 6 apresenta perturbação nas linhas de força próximo das extremidades da cavidade.

Nas extremidades, a distância entre as linhas é uniforme, ao mesmo tempo em que na região central são distorcidas severamente pela existência da trinca, isto é, o campo de tensão é perturbado. As linhas de força reagem como linhas elásticas, que se empenham em minimizar seus comprimentos, causando o agrupamento próximo às extremidades da trinca (CAMARGO, 2007).

Esta concentração provoca uma redução do espaçamento local e, conseqüentemente, um aumento da tensão local. Em vista disso, uma trinca de extensão $2a$ pode render tensões locais diversas vezes superiores à tensão uniforme S (CAMARGO, 2007).

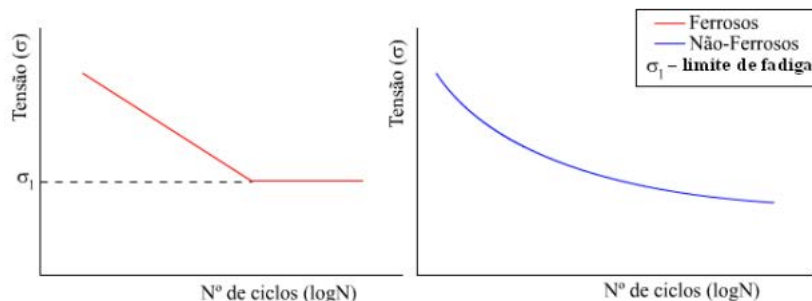
2.2.7 Curva S-N

O ensaio de fadiga tem como finalidade definir a quantidade de ciclos que um corpo de prova, em certas condições de ensaio, rompe. A interpretação dos dados obtidos nos ensaios de fadiga se dá por meio das curvas S-N ou curvas de *Wöhler*. Nesta curva o termo resistência à fadiga consiste em determinar a tensão específica associada à vida em fadiga de interesse. O comportamento em fadiga do material está relacionado com elementos relevantes, como geometria, tensão média aplicada, meio ambiente, temperatura, frequência de ciclagem e tensão residual (SILVA, 2011).

O gráfico S-N evidencia os dados experimentais de fadiga cíclica em coordenadas “tensão máxima versus números de ciclos”. Estes ensaios geralmente relatam certa dispersão de resultados. Desse modo, às normas propõem o emprego de corpos de prova semelhantes e com os mesmos parâmetros de carregamento. Em um ensaio podem variar alguns parâmetros, como a tensão máxima e a razão de carga “R” (SILVA, 2011).

A Figura 7 exibe o padrão de uma típica curva S-N para ligas ferrosas e não ferrosas.

Figura 7 - Curva S –N geralmente proveniente de ligas ferrosas e não ferrosas, e limite de fadiga.



Fonte: (SILVA, 2011).

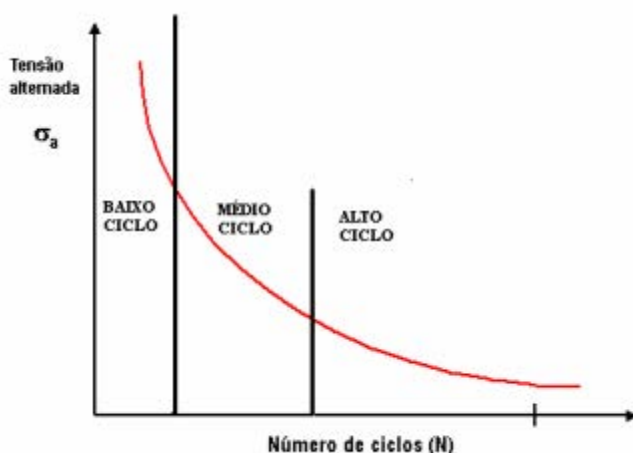
Nas curvas (S-N) dos materiais ferrosos, nota-se a existência de um patamar de tensão constante conhecido como limite de fadiga (σ_f), a qual tem uma propriedade metalúrgica de grande importância num projeto estrutural, este valor gira em torno de $1,0 \times 10^7$ ciclos, para materiais ferrosos (DIETER, 1988). A definição básica de limite de fadiga é que um corpo de prova ou componente pode teoricamente sujeitar-se um número infinito de carregamentos cíclicos sem se romper por fadiga (ASM, 1998).

Quando as solicitações cíclicas acontecem num nível de tensão elevado, frequentemente, próximo ou superior ao limite de escoamento do material (σ_e), atenta-se à ocorrência de deformação plástica. A consequência é uma vida de curta duração (fadiga de

baixo ciclo), com quantidades de até algumas centenas de ciclos. No momento em que se aplicam níveis de tensão mais baixos, sucedem apenas deformações elásticas e a vida em fadiga é ampliada, podendo alcançar alguns milhares de ciclos (fadiga de médio ciclo) ou até centenas de milhares de ciclos (fadiga de alto ciclo) (CAMARGO, 2007).

A Figura 8 apresenta um gráfico S-N, esquemático, sobre vida em fadiga de um componente metálico.

Figura 8 - Curva S-N: vida em fadiga: baixo, médio e alto ciclo.



Fonte: (CAMARGO, 2007).

2.3 MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS DADOS DE FADIGA

2.3.1 Correlação linear

Para um diagrama de dispersão onde os valores são distribuídos entre os eixos X e Y, quando existe uma tendência para maiores valores de Y, quanto maior o valor de X. Nessa ocasião, existe uma correlação linear positiva. No entanto, também há casos onde o diagrama de dispersão aponta para valores de Y menores para valores de X maiores. Tais casos são chamados de correlação linear negativa (NETO, 2002).

Vemos que o sinal da correlação aponta a tendência somada das duas variáveis consideradas, assim como também se deve considerar o grau da correlação. O estudo acerca da maior ou menor intensidade de que os pontos do diagrama se agrupem na forma de uma

reta mostra a necessidade do termo linear. Portanto, a correlação linear tem por objetivo verificar exatamente o quanto os pontos se aproximam de uma reta (NETO, 2002).

Em geral, o conveniente, para a medida de correlação usa-se o coeficiente de correlação linear de *Pearson*, definido por:

$$\rho = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \cdot \sqrt{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} = \frac{\text{cov}(X, Y)}{\sqrt{\text{var}(X) \cdot \text{var}(Y)}} \quad (1)$$

Onde r pode ser abreviado deste modo:

$$r = \frac{S_{xy}}{\sqrt{S_{xx} \cdot S_{yy}}} \quad (2)$$

$$S_{xx} = \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2 = \sum x_i^2 - \frac{(\sum x_i)^2}{n} \quad (3)$$

$$S_{yy} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2 = \sum y_i^2 - \frac{(\sum y_i)^2}{n} \quad (4)$$

O coeficiente de correlação linear de Pearson tem as importantes propriedades de ter seu valor adimensional e apresentar variação entre -1 e +1. O valor de -1 aponta para uma correlação linear negativa, onde os valores de Y diminuem à medida que os valores de X aumentam e para o valor de +1 ocorre uma correlação linear positiva, onde os valores de Y aumentam juntamente ao aumento dos valores de X. Temos assim um valor facilmente interpretado (NETO, 2002).

Os pontos estão se aproximando mais de uma reta quando a correlação linear tender a -1 ou a +1, os valores intermediários indicam o nível de dispersão.

2.4 ACABAMENTO SUPERFICIAL DEVIDO À USINAGEM

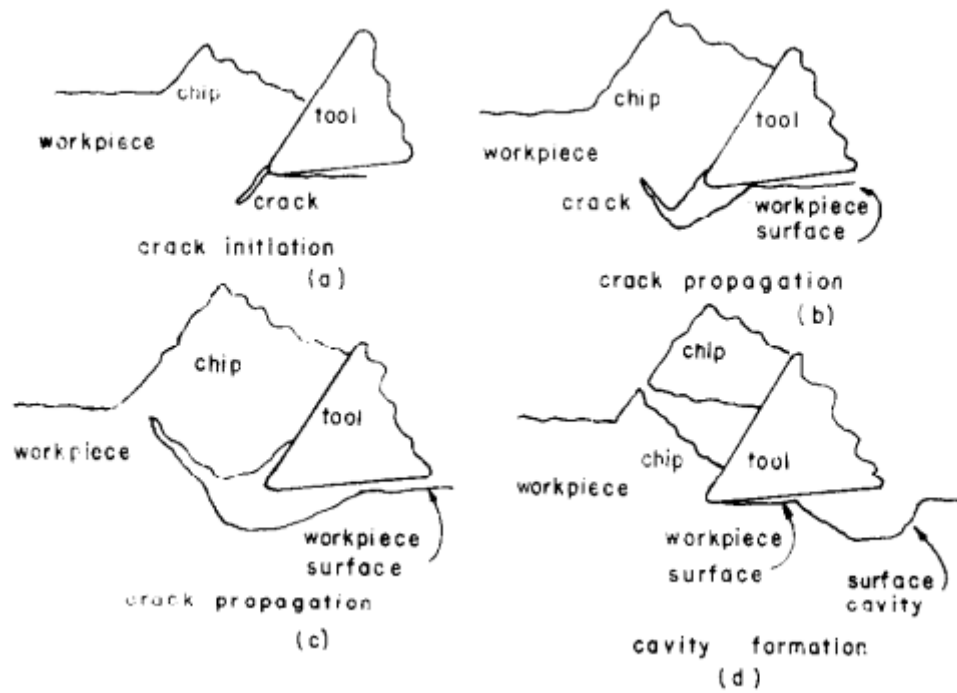
A engenharia de *design* tem exigido a utilização de materiais novos e já existentes, em condições de serviço cada vez mais severas em relação ao *stress*, temperatura e ambiente. Estas tendências ditam que uma maior atenção deve ser dada para as possibilidades de falha de serviço produzidas por fluência, fadiga e corrosão sobtensão. É importante também a completa informação sobre as características de superfície do componente assim como suas propriedades mecânicas e físicas e também, verificar se um processo de fabricação particular altera a superfície de um componente e faz com que seja diferente do material a granel (BAILEY, 1976).

É comum descrever a qualidade da superfície usinada em parâmetros, como: rugosidade superficial, ondulação e tolerância dimensional. Entretanto, as técnicas de medida usadas para

obter os valores para esses parâmetros não podem prover dados relacionados à natureza e a distribuição dos muitos tipos de defeitos que tenham sido indentificados em uma superfície usinada (BAILEY, 1976).

Bailey (1976) notou cavidades na superfície do material, formadas durante o processo de usinagem. Em baixas velocidades as cavidades formadas durante a usinagem podem ser associadas à cavitação na superfície usinada a certa distância da ponta da ferramenta de corte. A Figura 9 demonstra esquematicamente a sequência de eventos que pode ser responsável pela geração de uma área grosseira. É sugerido que a primeira trinca é produzida no nariz da ferramenta, depois se propaga para dentro da superfície a um ângulo raso na direção do movimento da ferramenta sob a combinação de deformação à tração e cisalhamento intenso. Posteriormente, uma trinca secundária é formada na superfície superior da primeira trinca que se propaga por tração em direção à superfície da peça de trabalho. Eventualmente, a trinca chega à superfície da peça libertando um fragmento metálico e assim produzindo uma cavidade. Com o aumento da velocidade de corte houve uma mudança na formação de cavidades, do periódico e parcialmente descontínuo para contínuo com redução do número de áreas grosseiras. Portanto, acredita-se que a mudança na condição superficial com o aumento da velocidade de corte está relacionada diretamente com o consequente aumento de temperatura na zona de deformação primária, que resulta no amolecimento térmico do fragmento e um aumento de sua ductilidade. Se a temperatura for suficientemente alta, a deformação plástica pode ocorrer sem a fratura.

Figura 9 - Diagrama esquemático do mecanismo de propagação de trinca.



Fonte: (BAILEY, 1976).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Neste trabalho foram utilizadas três diferentes ligas de alumínio da série 6XXX com as designações AA6005, AA 6063, AA 6351, na condição de tratamento térmico T6, as quais são utilizadas para a fabricação de componentes automotivos, como carrocerias de caminhões e ônibus.

As ligas foram proporcionadas pela Companhia Brasileira de Alumínio – CBA, na forma de varetas de 10 mm de diâmetro e 500 mm de comprimento. A partir destas foram confeccionados os corpos de prova para os ensaios de fadiga.

A composição em porcentagem das ligas de alumínio utilizada no ensaio está listada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição das ligas AA6005, AA6351 e AA6063 (porcentagem em peso).

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
6005	0,50 - 0,9	0,35	0,30	0,50	0,40 - 0,7	0,30	0,20	0,10
6351	0,7 - 1,3	0,5	0,10	0,40 - 0,8	0,40 - 0,8	-	0,20	0,20
6063	0,2 - 0,6	0,35	0,10	0,10	0,45 - 0,9	0,10	0,10	0,10

Fonte: (SILVA, 2012).

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.2.1 Ensaio de flexão rotativa

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram conduzidos no laboratório de ensaios mecânicos do DEMAR- EEL/USP, em uma máquina Fatigue Dynamics - No modelo RBF-200 em condições de flexão rotativa ($R = -1$) conforme apresentada na Figura 10. A frequência foi ajustada de modo que houve a menor vibração possível do corpo de prova e variou de 30 a 46 Hz.

Figura 10 - Máquina Fatigue Dynamics - modelo RBF-200.

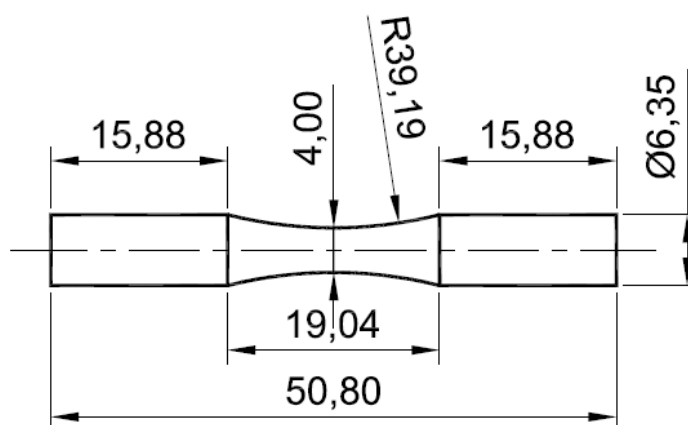


Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Os corpos de prova (CDP) foram confeccionados no laboratório de usinagem da UNESP de Guaratinguetá, os quais foram produzidos a partir de um torno CNC seguindo o desenho mostrado na Figura 11. Os corpos de prova permaneceram sem um acabamento superficial adicional.

As rugosidades dos CDPs obtidas e sua influência no comportamento em fadiga são mostradas no capítulo quatro.

Figura 11 - Corpo de Prova (CDP).



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

3.2.2 Construção das curvas S-N e análise dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa

No aparelho da Figura 10, ao decorrer do ensaio sucede um momento fletor no corpo de prova. A cada rotação, o momento é aplicado nas fibras externas e ao concluir uma rotação inteira, fica submetido a um ciclo completo de tração e compressão.

A princípio, foram ensaiados corpos de prova a um nível alto de tensão máxima (SMax) até a sua ruptura. Em seguida outros corpos de prova foram ensaiados com níveis de tensão gradativamente mais baixos. Quando os CDPs atingiram um número de ciclos (N) maior ou igual a 10^7 , o ensaio foi cessado.

Para alcançar a tensão máxima necessária para a ruptura do CDP, dentro da faixa de vida de 10^4 a 10^7 ciclos, foram empreendidos vários ensaios com diferentes tensões (momentos fletores).

O número de corpos de prova ensaiados para cada uma das ligas de alumínio é exposto na Tabela 3.

Tabela 3 - Número total de corpos de prova para cada liga.

Liga	Corpos de prova
AA 6005	10
AA 6351	8
AA 6063	8

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

As análises dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa foi executada utilizando-se curvas S-N, as quais foram retiradas do *software Origin® 8*.

3.2.3 Análise das superfícies de fratura em fadiga

As superfícies de fratura dos corpos de prova dos ensaios de fadiga foram analisadas utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV, do departamento de materiais da UNESP, Guaratinguetá.

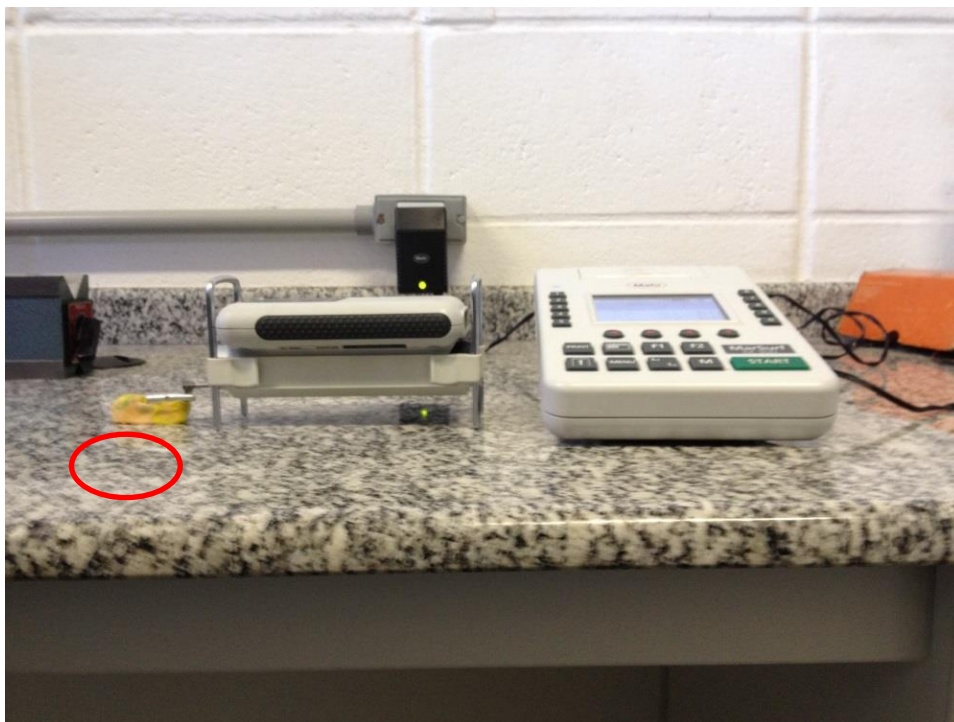
3.2.4 Análise de rugosidade dos corpos de prova

O experimento foi realizado diferente da norma NBR 4287/2002 que exige 0,8 mm de *cutoff* para materiais metálicos. Ao invés disso foi adotado um *cutoff* de 0,25 mm, pois a medição seria feita na área do raio do corpo de prova e o instrumento apresentava pequeno ajuste vertical.

Portanto os CDPs, fraturados e não fraturados, foram posicionados de forma perpendicular a ponteira de diamante do rugosímetro, com o auxílio de uma massa de modelar para apoiar o CDP, conforme a Figura 12.

O rugosímetro utilizado no experimento foi o *MarSurf M3000*, onde o acabamento superficial é medido a partir de sete *cutoff*, sendo o primeiro e o sétimo desconsiderados devido à aceleração e desaceleração, respectivamente. A Figura 13 exibe um ângulo melhor do aparelho utilizado no experimento.

Figura 12 - Disposição do corpo de prova para medição, com auxílio da massa de modelar marcado em vermelho.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Figura 13 - Rugosímetro MarSurf M3000.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

4 RESULTADO E DISCUSSÃO

4.1 PROPRIEDADES MECÂNICAS

A Tabela 4 apresenta os valores médios das propriedades mecânicas das ligas AA6005, AA6351, AA6063.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas das ligas AA6005, AA6351, AA6063.

	6005	6351	6063
σ_e (MPa)	256±0,97	331±2,58	229±0,54
σ_t (MPa)	286±1,11	354±2,46	261±0,86
ϵ (%)	18±0,59	15±0,45	19±0,62
Dureza (HV)	112±1,99	108±1,05	99±0,58

Fonte: (SILVA, 2012).

Observa-se que dentre as três ligas, a liga AA6351 apresenta maior limite de escoamento, sendo este 22,5% maior que a liga AA6005 e 30,6% maior que a liga AA6063. Mostrando assim, que a liga AA6351 suporta uma tensão maior no regime elástico do que as outras ligas.

Nota-se que a liga AA 6351 também exibe maior limite de resistência à tração, com valor 19% maior que a liga AA 6005 e 26% maior que a liga AA6063.

A elongação da liga AA6063 é o valor mais alto, sendo 6,3% maior que a liga AA 6005 e 21% maior que a liga AA6351. Verifica-se também que a liga AA6005 mostra a maior dureza, com valor 4,5% maior que a liga AA6351 e 11,6% mais que a liga AA6063.

4.2 ANÁLISE DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA

A Tabela 5, apresenta os resultados experimentais dos ensaios de fadiga por flexão rotativa para as três ligas analisadas. Para cada liga é apresentado duas colunas de resultados, sendo a primeira o número de ciclos até a fratura de cada CDP e a segunda o respectivo nível de tensão do ensaio. Para a liga AA6005, o ensaio foi interrompido no nível de tensão 139 MPa, uma vez que o corpo de prova não fraturou com um número de ciclos menor que 10^7 . Nas ligas AA6351 e AA6063 decorreu-se de forma semelhante à liga 6005, indicando um possível limite de fadiga muito próximo das três ligas.

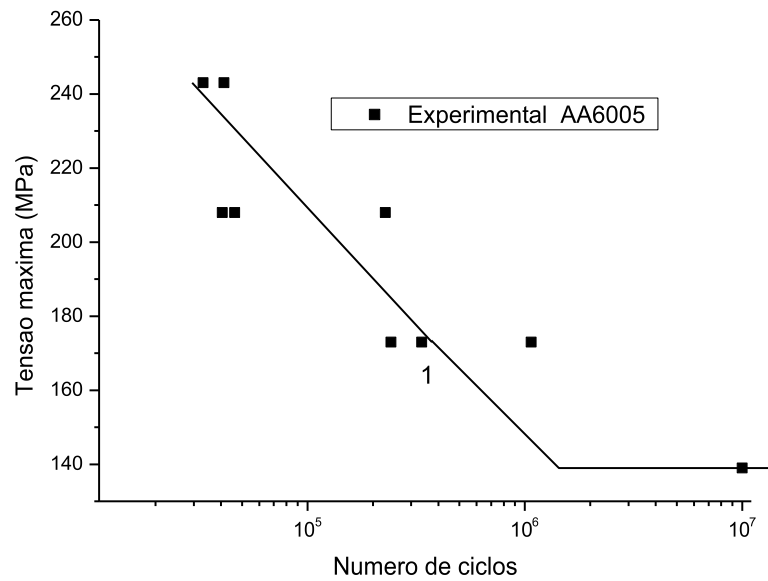
Tabela 5 - Resultados experimentais dos ensaios de fadiga dos corpos-de-prova não entalhados.

AA 6005		AA 6351		AA 6063	
Vida	Tensão máxima	Vida	Tensão máxima	Vida	Tensão máxima
33100	243	171600	208	52800	208
41300	243	160300	208	132100	208
46300	208	115400	173	153800	173
228500	208	473200	173	685600	173
40600	208	3405900	173	476900	173
242600	173	248900	156	842900	156
1068600	173	697900	156	107700	156
335500	173	12479700	139	10112400	139
10112900	139				
10131500	139				

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

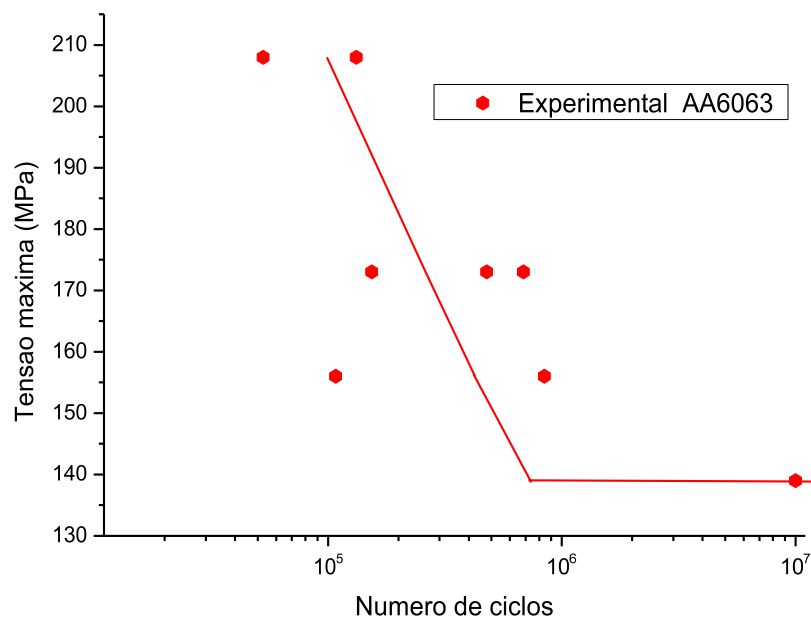
As figuras 14, 15 e 16 representam as curvas S-N das ligas AA6005, AA6063 e AA6351 a partir dos dados da Tabela 5, construídas através de regressão linear utilizando o *software Origin8*.

Figura 14- Curva S/N da liga de alumínio AA6005.



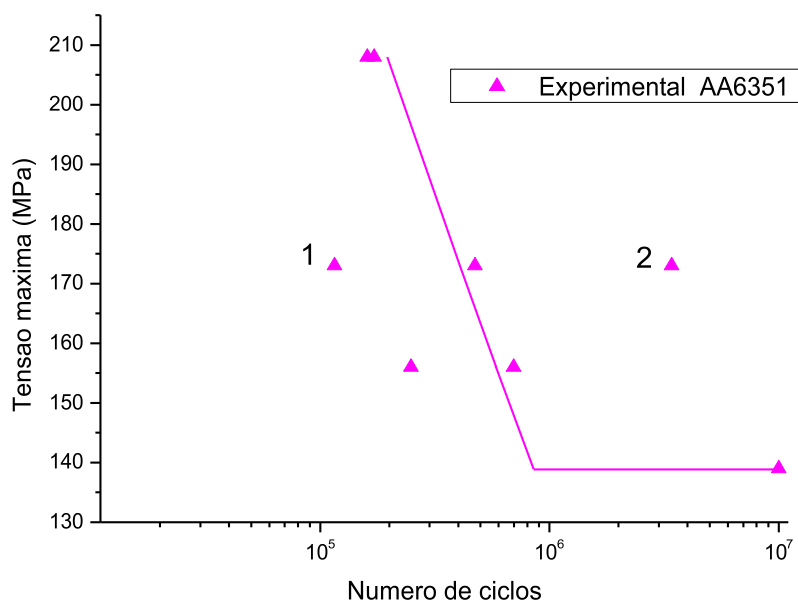
Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Figura 15 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6063.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Figura 16 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6351.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

As retas das curvas S-N mostradas nas figuras 14, 15 e 16 foram traçadas a partir de uma regressão linear dos pontos médios para cada nível de tensão ensaiado.

Foi observado um espalhamento nos dados coletados, sendo mais intenso nas ligas 6063 e 6351. A vista disso foi feito um estudo dos coeficientes de correlação linear para cada liga (Tabela 6).

Tabela 6 - Coeficientes de correlação linear das ligas AA6005, AA6351 e AA 6063.

	AA6005	AA6351	AA6063
Valor de r	-0,646	-0,255	-0,538

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

A Tabela 6 exibe os coeficientes de correlação linear das três diferentes ligas estudadas. Os valores obtidos indicam que a liga AA6005 apresentou o menor espalhamento, sendo seu coeficiente de correlação linear 16,7% maior que o da liga AA6063 e 60,6% maior que o da liga AA6351.

Pode se observar na Figura 14, 15 e 16 que à medida que o nível de tensão diminui, existe um aumento no espalhamento dos resultados. Para altos níveis de tensão, é esperado que as condições superficiais dos CDPs tenham pouca ou nenhuma influência nos resultados de vida em fadiga. Além disso, para tensões maiores (baixo ciclo) a influência da microestrutura também é menor tanto na nucleação quanto na propagação da trinca (SCHIJVE, 2010).

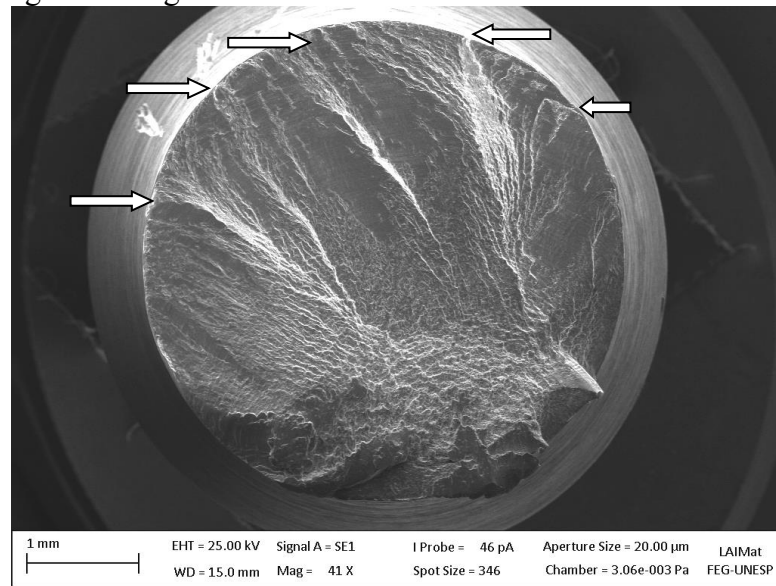
Uma vez que a liga AA6351 apresentou a maior dispersão, estudou-se os pontos “1” e “2” da Figura 16, pois segundo a Tabela 5, estes dois corpos de prova apresentaram a maior diferença no número de ciclos até a fratura.

A Figura 17 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA6351, ensaiado a 173 MPa e vida em fadiga de 115.400 ciclos (ponto 1 da Figura 16), nela visualiza-se diversos sítios de nucleação de trinca (assinaladas com seta), possivelmente originados a partir de defeitos na superfície do material.

Já a Figura 18 mostra o corpo de prova da mesma liga ensaiado a 173 MPa e com vida em fadiga de 3.405.900 ciclos (ponto do 2 da Figura 16). Nesta fractografia nota-se o contrário da Figura 17, que o início da trinca deu-se basicamente em um ponto (assinalado com seta).

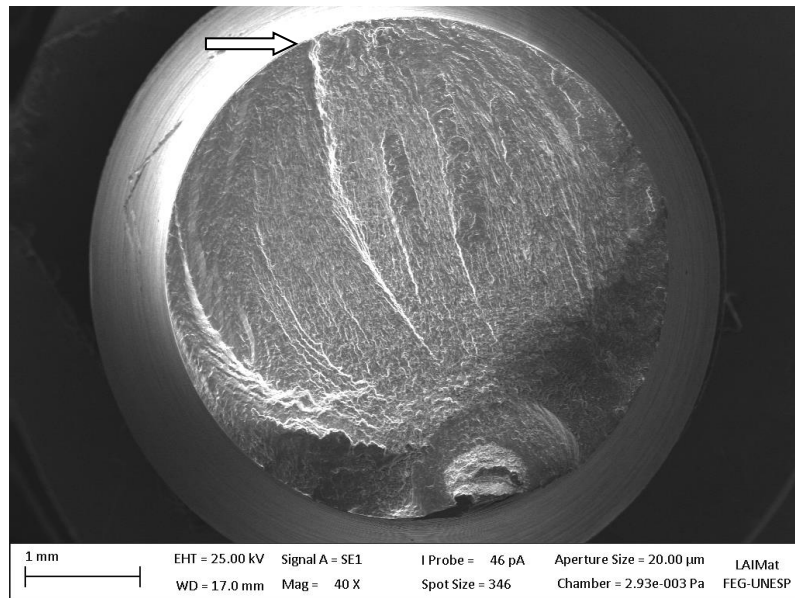
Portanto, acredita-se que a condição superficial pode influenciar na maior quantidade de defeitos na superfície criando um maior número de sítios diminuindo a vida em fadiga.

Figura 17 - Fractografia da liga AA 6351 sobtensão de 173 MPa e fraturada a 115.400 ciclos



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

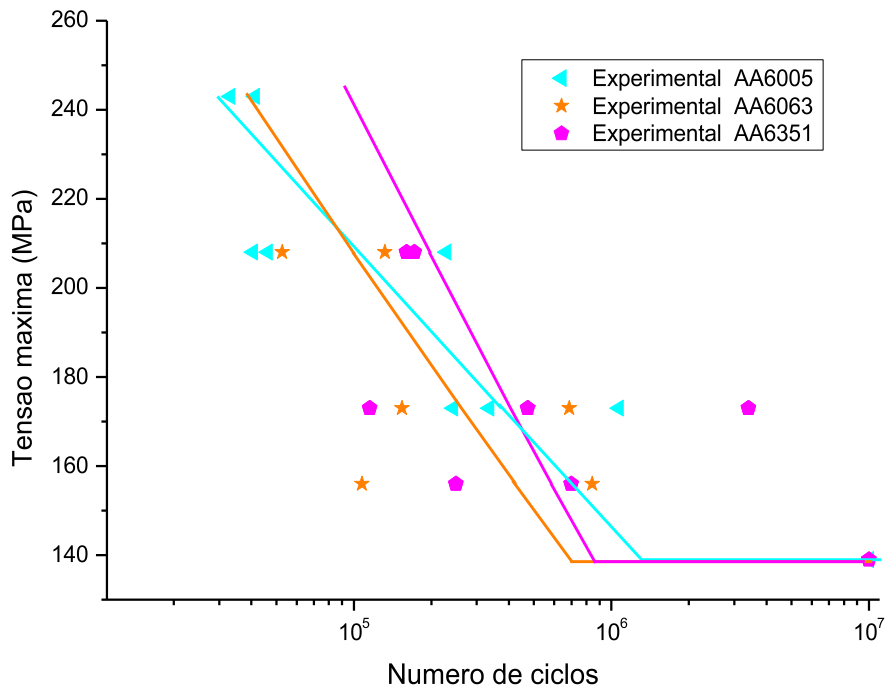
Figura 18 - Fractografia da liga AA 6351 sobtensão de 173 MPa e fraturada a 3.405.900 ciclos.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

A Figura 19 compara as três curvas de fadiga das ligas de alumínio estudadas. Analisando os pontos experimentais obtido nos ensaios conclui-se que não houve diferenças significativas na resistência à fadiga entre as ligas.

Figura 19 - Curvas S/N das três ligas sobrepostas.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

4.3 VIDA VERSUS RUGOSIDADE

Com o intuito de investigar a influência da condição superficial na vida em fadiga, utilizou-se do estudo da rugosidade média (R_a) e da rugosidade máxima (R_{max}).

As Tabelas 7, 8 e 9 apresentam os resultados experimentais dos ensaios de vida em fadiga versus rugosidade de cada corpo de prova para as ligas AA6005, AA6351 e AA6063 respectivamente.

Para cada liga é apresentado quatro colunas, sendo a primeira o número de ciclos até a fratura, a segunda o respectivo nível de tensão do ensaio, a terceira o valor de R_a e a quarta o valor de R_{max} . Já na Tabela 10 é apresentado somente a média global dos R_a e R_{max} para cada liga.

Tabela 7 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6005.

Vida (Número de ciclos)	Tensão máxima (MPa)	Ra (μm)	Rmax (μm)
33100,00	243,00	0,49	3,29
41300,00	243,00	0,16	1,31
46300,00	208,00	0,83	3,89
228500,00	208,00	0,33	3,62
40600,00	208,00	0,32	2,48
242600,00	173,00	0,54	3,10
1068600,00	173,00	0,69	5,53
335500,00	173,00	0,84	7,28
10131500,00	139,00	0,65	8,42

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Tabela 8 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6351.

Vida (Número de ciclos)	Tensão máxima (MPa)	Ra (μm)	Rmax (μm)
171600,00	208,00	1,14	7,07
160300,00	208,00	0,86	5,98
115400,00	173,00	0,83	4,55
473200,00	173,00	1,17	7,67
3405900,00	173,00	0,62	5,50
248900,00	156,00	0,95	5,02
697900,00	156,00	0,44	2,67
12479700,0	139,00	1,51	9,78

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Tabela 9 - Valores da Vida versus Rugosidade para cada corpo de prova da liga AA6063.

Vida (Número de ciclos)	Tensão máxima (MPa)	Ra (μm)	Rmax (μm)
52800,00	208,00	0,79	5,98
132100,00	208,00	0,57	6,54
153800,00	173,00	0,52	3,27
685600,00	173,00	1,23	7,14
476900,00	173,00	0,95	8,27
842900,00	156,00	0,82	3,67
107700,00	156,00	0,61	3,40
10112400,0	139,00	0,63	3,89

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Tabela 10 - Valores médios e o desvio padrão Ra e Rmax para as ligas AA6005, AA6351 e AA6063.

	AA6005	AA6351	AA6063
Ra	0,54 $\pm$ 0,25	0,94 $\pm$ 0,33	0,76 $\pm$ 0,24
Rmax	4,32 $\pm$ 2,31	6,03 $\pm$ 2,16	5,27 $\pm$ 1,94

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

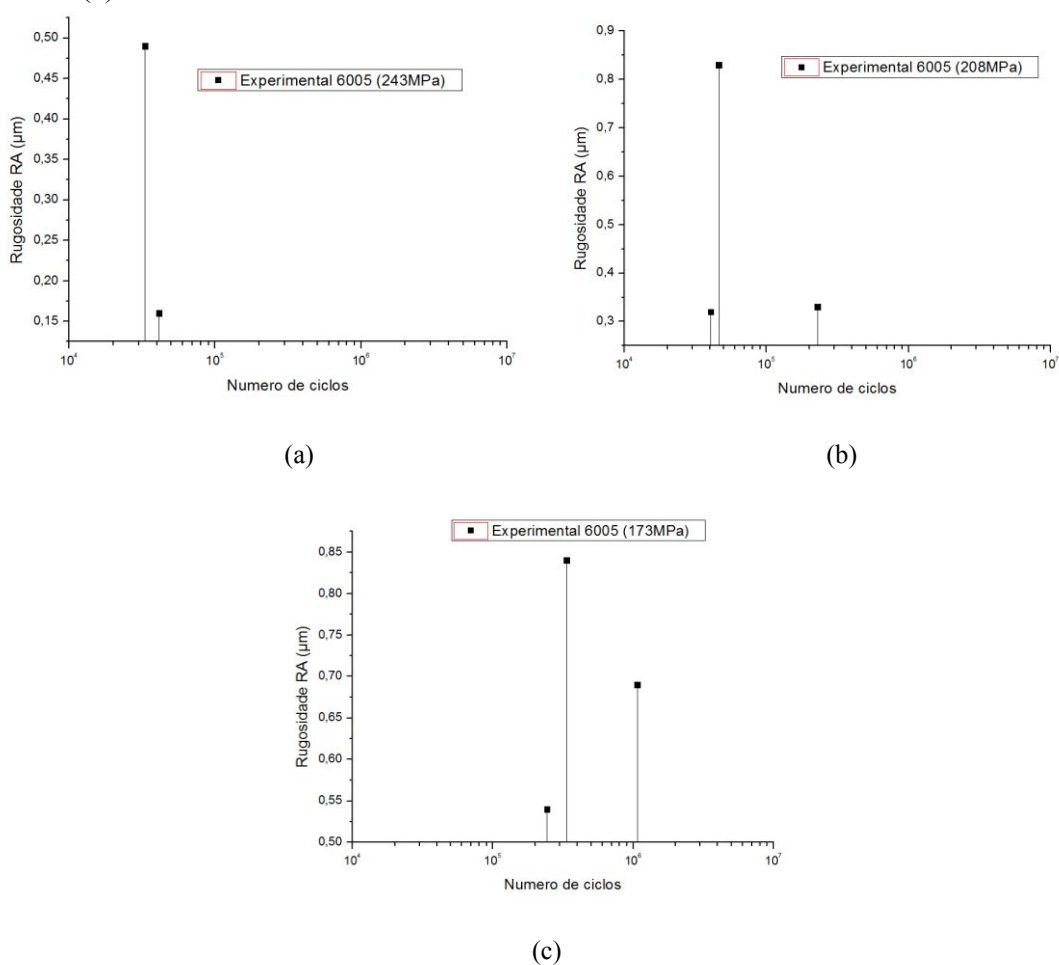
Os gráficos referentes às rugosidades de vida em fadiga versus Ra encontram-se apresentados nas Figuras 20, 21 e 22.

Observando-se a Tabela 7 e a Figura 20(a), para a liga AA6005, é possível verificar que na faixa de tensão de 243 MPa o corpo de prova com menor rugosidade média ($R_a = 0,16 \mu\text{m}$) apresentou uma vida em fadiga 20% maior em relação ao corpo de prova com rugosidade maior ($R_a = 0,49 \mu\text{m}$).

Para a faixa de tensão de 208 MPa, o corpo de prova com Ra de 0,33 μm exibe a vida em fadiga 80% maior do que o CDP com Ra de 0,83 μm e 82,3% maior que CDP com Ra de 0,32 μm (Figura 20(b)).

Já para a faixa de tensão de 173 MPa, o corpo de prova com Ra de 0,69 μm apresentou vida em fadiga 68,6% maior que o CDP com Ra de 0,83 μm e 77,3% maior que o CDP com Ra de 0,54 μm (Figura 20(c)).

Figura 20 - Valores plotados para a liga 6005 para as faixas de tensão (a) 243 MPa, (b) 208MPa e (c) 173 MPa.



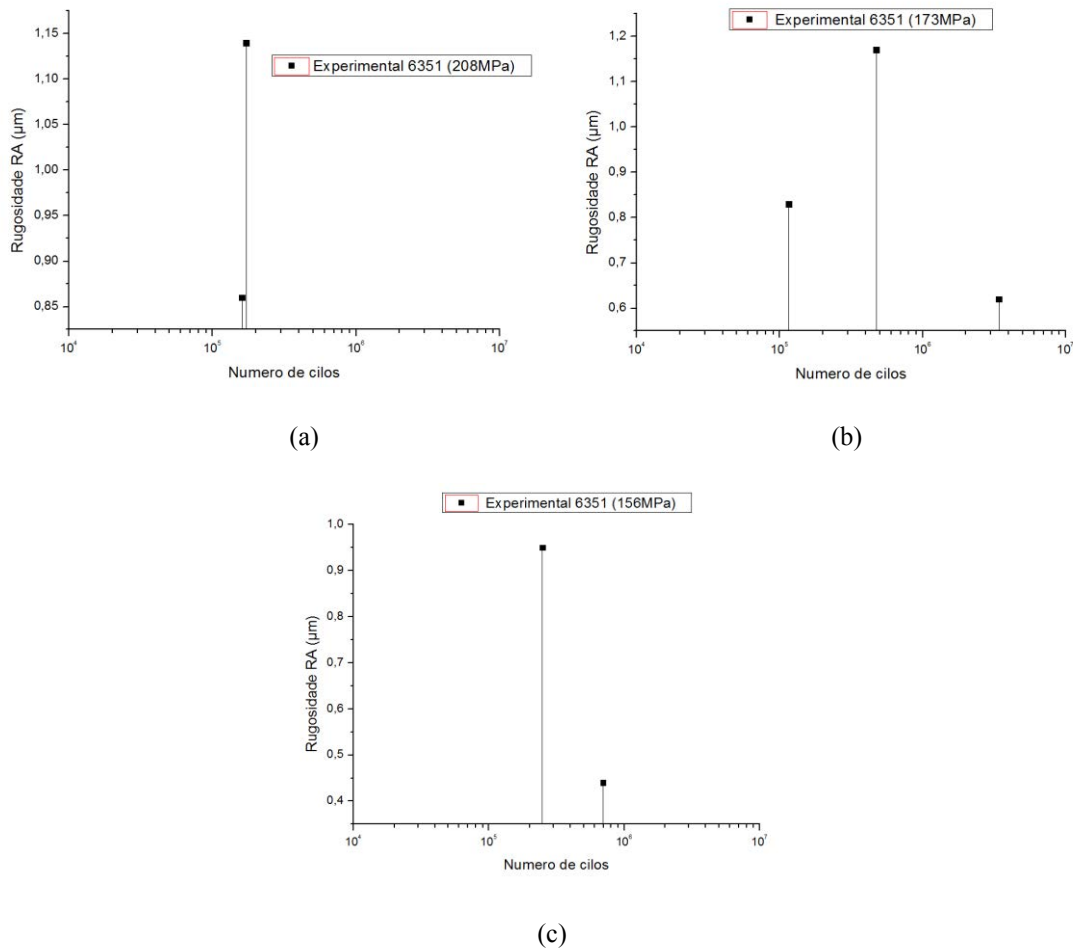
Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Observando-se a Tabela 8 e a Figura 21(a), para a liga AA6351, é possível verificar que na faixa de tensão de 208 MPa o corpo de prova com Ra de 1,14 μm apresenta uma vida em fadiga 7,6% maior em relação ao corpo de prova com Ra de 0,86 μm .

Para a faixa de tensão de 173 MPa, o corpo de prova com Ra de 0,62 μm exibe a vida em fadiga 86,1% maior do que o CDP com Ra de 1,17 μm e 96,6% maior que CDP com Ra de 0,83 μm (Figura 21(b)).

Já para a faixa de tensão de 156 MPa, o corpo de prova com Ra de 0,44 μm apresentou vida em fadiga 64,3% maior que o CDP com Ra de 0,95 μm (Figura 21(c)).

Figura 21 - Valores plotados para a liga 6351 para as faixas de tensão (a) 208 MPa, (b) 173 MPa e (c) 156 MPa.



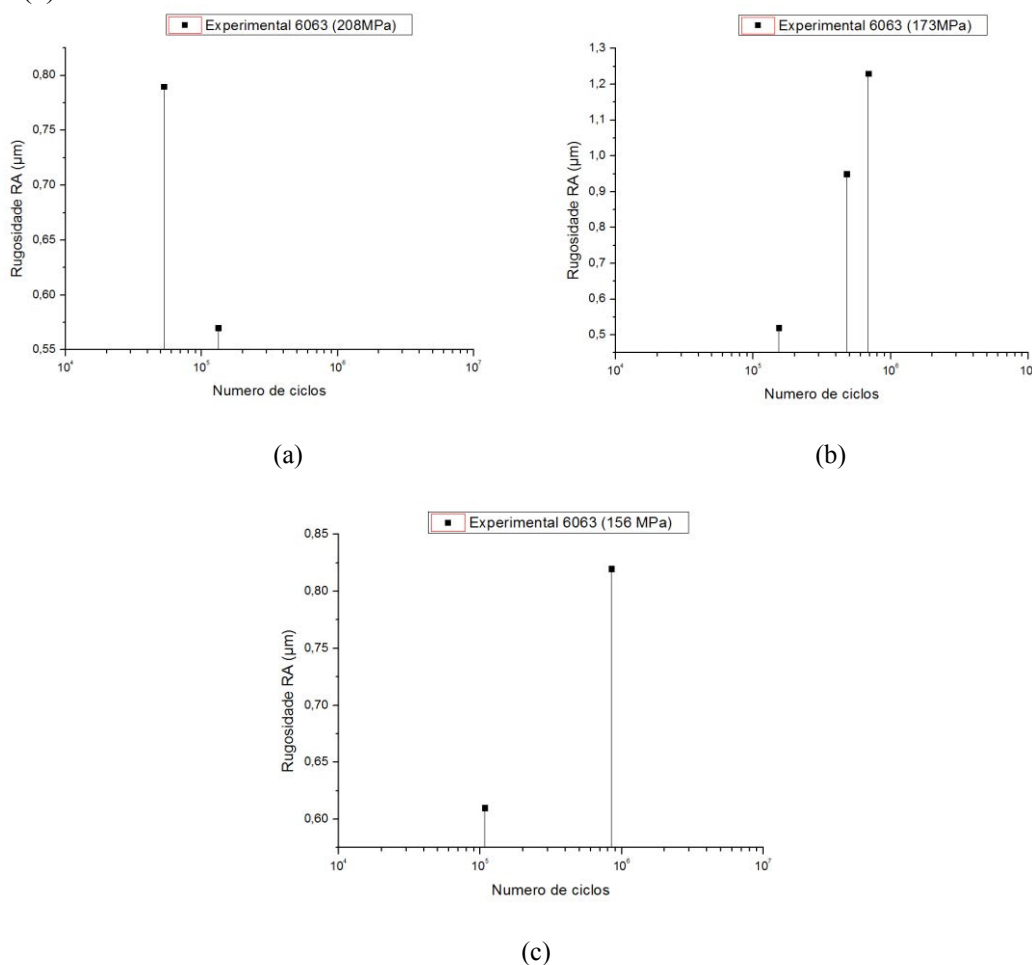
Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Observando-se a Tabela 9 e a Figura 22 (a), para a liga AA6063, é possível verificar que na faixa de tensão de 208 MPa o corpo de prova com Ra de 0,57 μm apresenta uma vida em fadiga 60,1% maior em relação ao corpo de prova com Ra de 0,79 μm .

Para a faixa de tensão de 173 MPa, o corpo de prova com Ra de 1,23 μm exibe a vida em fadiga 30,4% maior do que o CDP com Ra de 0,95 μm e 77,5% maior que CDP com Ra de 0,52 μm (Figura 22 (b)).

Já para a faixa de tensão de 156 MPa, o corpo de prova com Ra de 0,82 μm apresentou vida em fadiga 87,2% maior que o CDP com Ra de 0,61 μm (Figura 22 (c)).

Figura 22 - Valores plotados para a liga 6063 para as faixas de tensão (a) 208 MPa, (b) 173 MPa e (c) 156 MPa.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Verifica-se que para as mesmas condições de usinagem, foram identificadas diversas rugosidades nos três materiais.

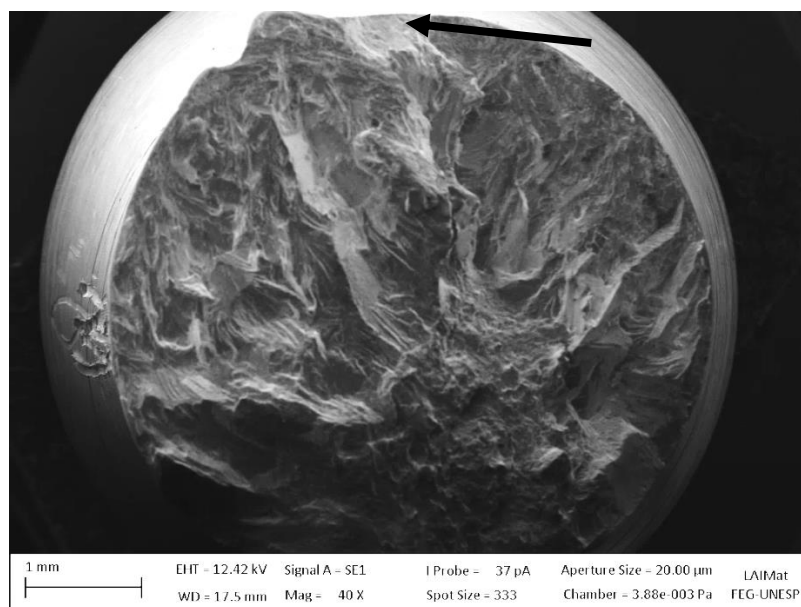
Para tensões maiores (243 MPa para a liga AA6005 e 208 MPa para as ligas AA6351 e AA6063) era esperado a não influência da rugosidade no comportamento em fadiga do material, como foi observado nas Figuras 20, 21 e 22.

Já para tensões menores (173 MPa para a liga AA6005 e 156 MPa para as ligas AA6351 e AA 6063), esperava-se que a rugosidade média na superfície do material pude-se ser mais importante na resistência à fadiga. Bathias (2011) explica que a nucleação da trinca pode representar uma parte substancial na região de vida em fadiga de alto ciclo. Portanto a rugosidade, sendo um efeito de superfície que diminui a vida em fadiga, deveria agir como concentrador de tensão, reduzindo o período da nucleação da trinca.

Porém, para a faixa de rugosidade média estudada, não foi possível afirmar o seu impacto na vida em fadiga para as ligas estudadas, tanto para baixo como para alto ciclo de fadiga.

Na Figura 23 pode ser observada a superfície de fratura do corpo de prova da liga AA 6005, para o qual a tensão máxima aplicada durante o ensaio foi de 208 MPa e a vida em fadiga foi de 228.500 ciclos. Observa-se o sitio de nucleação de trinca na parte superior da superfície de fratura (assinalado com seta).

Figura 23 - Fractografia da liga AA 6005 sob tensão de 208 MPa e fraturada a 228.500 ciclos, ampliação de 40X.



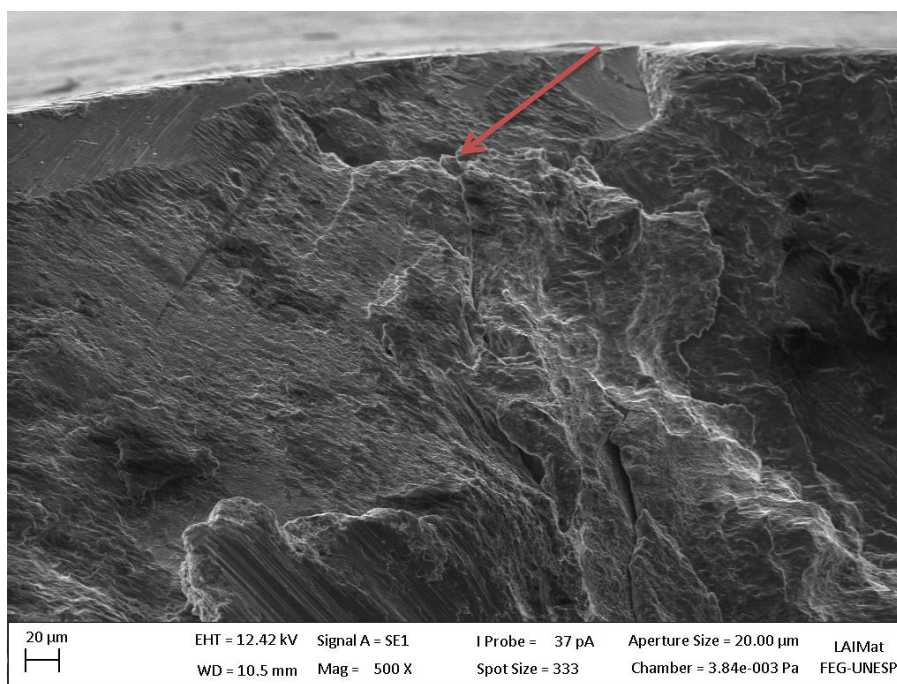
(Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Na Figura 24 observa-se a ampliação da região indicada na Figura 23. É possível observar que a trinca se inicia abaixo da superfície. Esta constatação aliada à baixa rugosidade

média do CDP pode ajudar a explicar o melhor comportamento em fadiga deste corpo de prova em relação aos outros dois CDPs para a mesma liga e nível de tensão (Figura 20(b)).

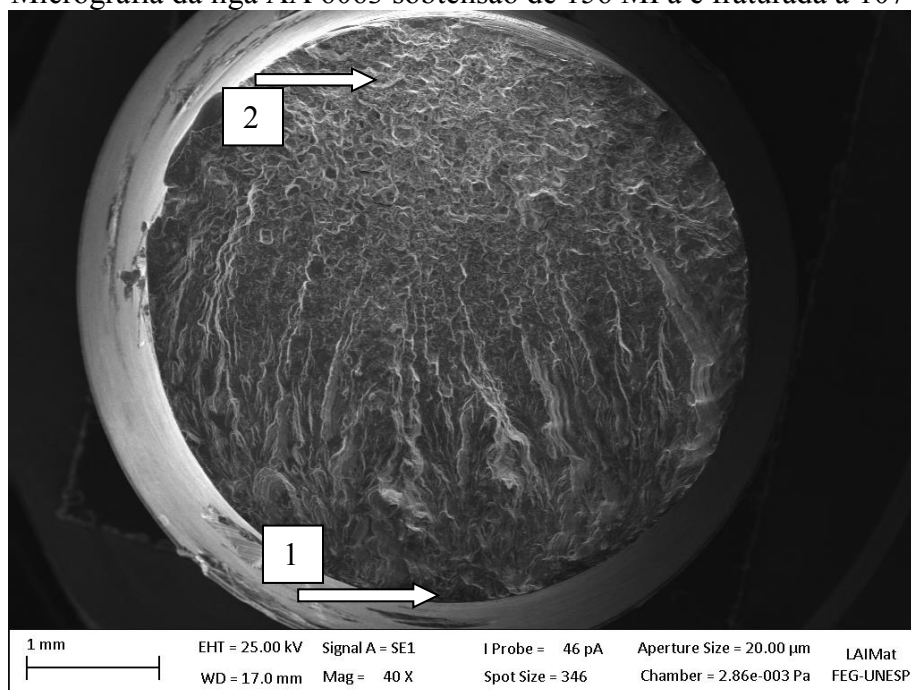
A Figura 25 mostra a fractografia de um corpo de prova da liga AA 6063, o qual se rompeu a 107.700 ciclos, a uma tensão média de 156 Mpa. Pode-se notar que o início das trincas deu-se também abaixo da superfície (seta 1) sem a aparente influência da rugosidade superficial. Com isso, pode-se especular que partículas de segunda fase ou inclusões tem um efeito importante nos resultados de fadiga. A seta 2 na mesma figura mostra a existência de *dimples*, caracterizando a existência de fratura dúctil após o período de propagação da trinca.

Figura 24 - Fractografia da liga AA 6005 sob tensão de 208 MPa e fraturada a 228.500 ciclos, ampliação de 500X.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

Figura 25 - Micrografia da liga AA 6063 sobtensão de 156 MPa e fraturada a 107700 ciclos.



Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

4.4 COMPARAÇÃO COM CORPOS DE PROVA COM ACABAMENTO SUPERFICIAL

Silva, (2012) trabalhou também com as ligas AA6005, AA6351 e AA6063 com corpos de prova semelhantes, em flexão rotativa, mas com corpos de prova polidos. As rugosidades são apresentadas na Tabela 11.

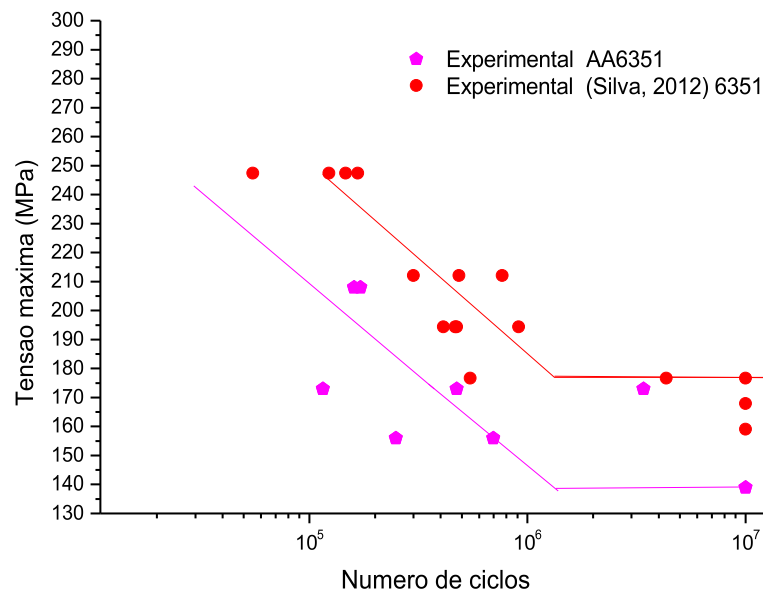
As curvas de fadiga encontradas por Silva (2012) são comparadas com os resultados encontrados neste trabalho (Figuras 26, 27 e 28).

Observa-se que para a liga AA6351 (Figura 26) houve uma nítida influência da rugosidade superficial na resistência à fadiga.

Para a liga AA6005 (Figura 27) houve uma menor influência do acabamento superficial na vida em fadiga, quando comparado com a liga AA6351.

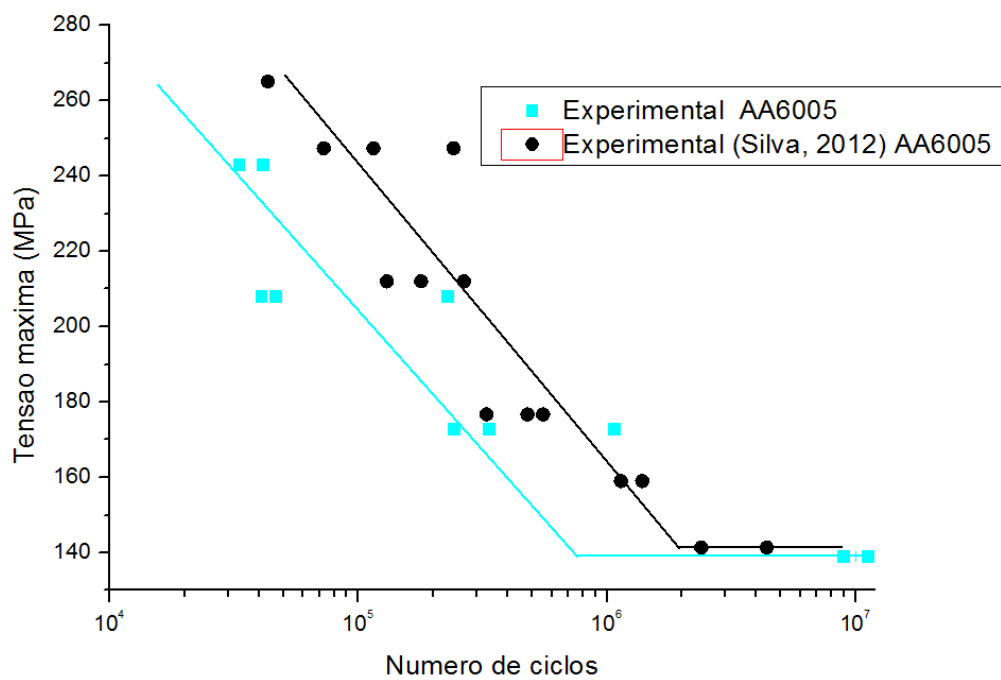
Para a liga AA6063 (Figura 28) não há aparente diferença entre os resultados de fadiga encontrados neste trabalho e os apresentados pela bibliografia. Além disso, pode ser observado um maior espalhamento dos resultados de fadiga da liga AA6063 quando comparado com a liga AA6351 e AA6005.

Figura 26 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6351 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.



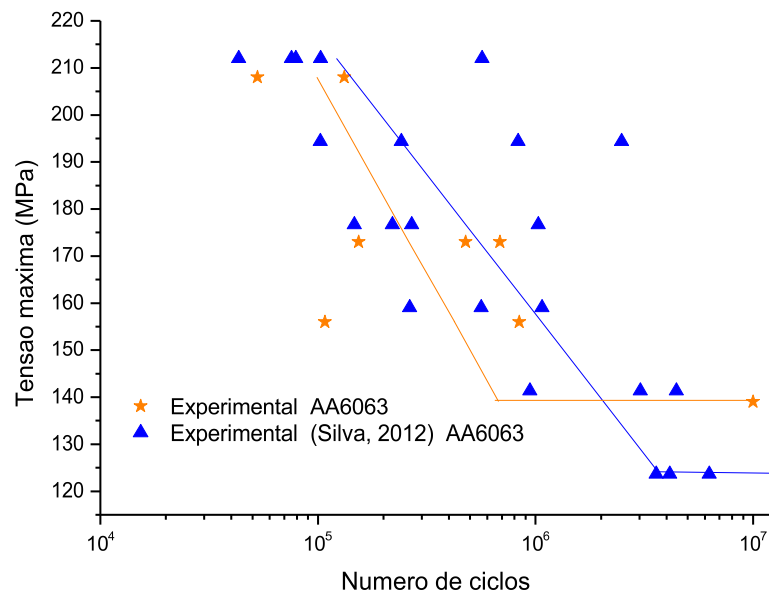
Fonte: adaptado de (SILVA, 2012).

Figura 27 - Curva S/N da liga de alumínio AA 6005 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.



Fonte: adaptado de (SILVA, 2012).

Figura 28 - Curva S/N da liga de alumínio AA6063 obtida neste trabalho comparada com resultado de bibliografia.



Fonte: adaptado de (SILVA, 2012).

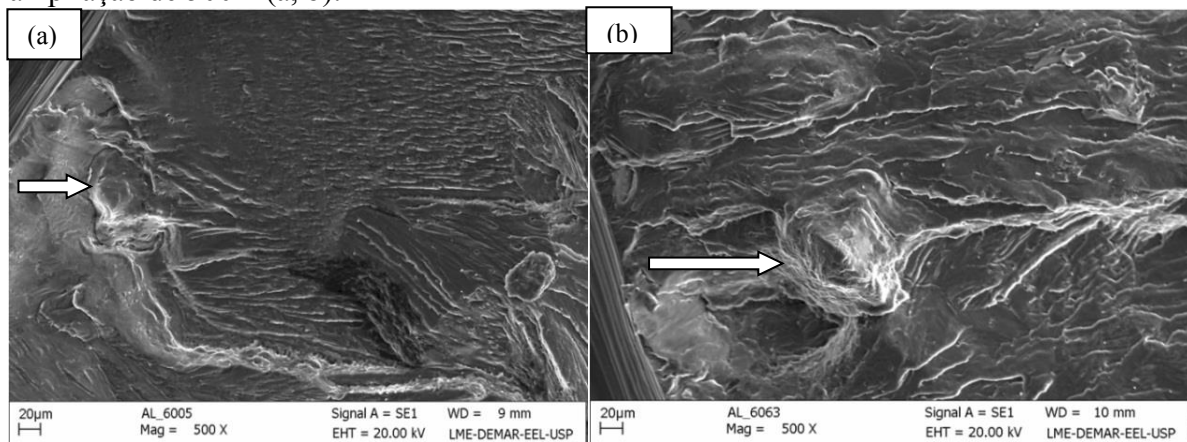
Tabela 11 – Rugosidade dos corpos de prova de Silva (2012).

	AA6005	AA6351	AA6063
Ra	0,03±0,01	0,01±0,01	0,04±0,02

Fonte: (DO PRÓPRIO AUTOR).

A Figura 29 mostra alguns pontos de nucleação de trincas dos corpos de prova das ligas AA6005, AA6063 do estudo feito por Silva (2012). Nota-se a presença de partículas intermetálicas próximas ao ponto de nucleação de trinca por fadiga (marcados com seta).

Figura 29- Fractografia da superfície de fratura do corpo de prova entalhado das ligas AA 6005 (a), AA 6063 (b) obtidas por MEV utilizando detector de elétrons secundários e ampliação de 500X (a, b).



Fonte: (SILVA, 2012).

Em seu trabalho, Silva (2012) demonstra também que a liga AA6063 apresentou partículas de segunda fase de maior tamanho e distribuição menos homogeneia quando comparada com a liga AA6351. Portanto, pode-se especular que para a liga AA6063, as partículas de segunda fase têm um efeito maior sobre resistência à fadiga do que o efeito da rugosidade. Além disso, aparentemente as partículas de segunda fase estão colaborando para um maior espalhamento dos resultados.

5 CONCLUSÃO

Não houve diferença significativa no resultado em fadiga para as ligas AA6005, AA6351 e AA6063.

A rugosidade média em corpos de prova usinados (não polidos) variou de 0,16 μm até 1,51 μm . Essa diferença de valores não foi importante no resultado de fadiga para as ligas estudadas.

Comparando o resultado em fadiga de corpos usinados e polidos (Silva, 2012), pode-se observar que o melhor acabamento superficial provocou nítida melhora na vida em fadiga para a liga AA6351, uma menor influência para a liga AA6005 e uma não influência para a liga AA6063.

Verificou-se que as partículas de segunda fase, agindo como concentradores de tensão, exerceram grande influência na vida em fadiga do material para a liga AA6063, levando a um grande espalhamento nos resultados. Para esta liga, as partículas de segunda fase foram mais importantes do que o acabamento superficial para os resultados de fadiga.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Fatigue and Fracture**. 4ª edição. Materials Park, OH: ASM Internacional, 2005. v.19, 1057 p.

BAILEY, J. A. **Surface damage during machining of annealed 18% nickel maraging steel**. Department of Mechanical and Aerospace Engineering, North Carolina State University, Raleigh, N. C. 27607 (U.S.A), 1976.

BAPTISTA, A. L. B. **Aspectos metalúrgicos na avaliação da usinabilidade de aços**. Revista Escola de Minas, Ouro Preto, v. 55, n. 2, p. 103-109, abr. 2002.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2002, 589p.

CAMARGO, J. A. M. **A influencia do shot peening e das anodizações crômicas, sulfúricas e dura sobre a resistência a fadiga da liga Al 7050-T 7451 de uso aeronáutico**. 218p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, SP, 2007.

CAMARGO, J. A. M.; et al. **Coating residual stress effects on fatigue performance of 7050-T7451 aluminum alloy**. Surface and Coatings Technology, v.201, n.24, p.9448-9455, oct. 2007.

CARVALHO, A. L. M. **Efeito das tensões residuais na fratura e resistência a fadiga da liga de alumínio 7050-T7451**. 2004. 230f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, SP. 2004 .

COSTA, M.Y. **Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD**. Tese (doutorado), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, SP. 2009.

COSTA, M.Y.P.; et al. **Fatigue fracture behavior of Ti-6Al-4V PVD coated**. Procedia Engineering, v.2, p.1859-1864, 2010.

DIETER, George. **Mechanical Metallurgy**. United States, McGraw Hill. 1986

KOCANDA, S. **Fatigue Failure of Metals**. Warsaw: Sythoff Noordhoff Int. Publishers.

NASCIMENTO, M.P.; et al. **Effect of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 steel aeronautical steel**. International Journal of Fatigue, v.23, p. 607-618, feb. 2001.

PADILHA, R. Q. **Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340**. 2004. 176f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2004.

MARTINS, M. S. **Caracterização em impacto e fadiga do aço estrutural de fases complexas, utilizado na indústria automotiva**. 2011. 176 f. Dissertação (Doutorado) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2011.

MINTO, T. A. **Influência da anodização sulfúrica na resistência à fadiga da liga de alumínio 7175-T74**. 2012. 100f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

PAULO, R. G. R. **Avaliação da integridade superficial e usinabilidade de engrenagens forjadas utilizando fresamento com alta velocidade de corte**. 2008. 154 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, SP. 2012

SILVA, A. M. B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo e da sensibilidade ao entalhe das ligas de alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6**. 2012. 145 f. Dissertação (Mestrado) - EEL - USP, Lorena, 2012

SILVA, E. S. **Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aços Para Risers Rígido da Classe API 5L Grau X80**. 2010. Projeto de Graduação apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010.

SILVA, G. J. **Fadiga no aço inox 15-5PH revestido por HVOF: aplicação em trem de pouso**. 2011. 94 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

SOUZA, G. C. **Estudo do comportamento em fadiga de uma chapa de aço microligado, grau API 5L X70**. 2012. Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, SP. 2012.

SOUZA, R. C. **Estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com WC-12Co, WC-17Co, WC-10Co-4Cr, CrC-25Ni-Cr e WC-10 Ni pelo sistema**

HVOF/HP. 2002. 111f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Faculdade de Engenharia química de Lorena, 2002.

STEPHENS, R. I.; et al. **Metal Fatigue in Engineering**, 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.

SURESH, S. **Fatigue of materials**, 2. ed., Cambridge University Press, 1998.

TORRES M, A. S; VOORWALD, H. J. C. **An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel**. International Journal of fatigue, v. 24, p. 877-866, 2002.

TORRES, M. A S. **Uma Avaliação do Efeito do Shot Peening na Vida em Fadiga do Aço ABNT 4340 com e sem Revestimento de Cromo Duro**. 2002. 223f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

TORRES, M. A. S. **Modelamento de Retardo na Propagação da Trinca por Fadiga de uma Liga de Alumínio 2024-T3 Submetida a Carregamentos de Amplitude Variável**. 1992 Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.