UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

GUSTAVO BULDRINI TEIXEIRA

Comportamento mecânico da liga de magnésio Elektron WE43C-T5

São Carlos

2019

GUSTAVO BULDRINI TEIXEIRA

Comportamento mecânico da liga de magnésio Elektron WE43C-T5

Versão Corrigida

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

São Carlos

2019

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 pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

T266c	<p>Teixeira , Gustavo Buldrini Comportamento mecânico da liga de magnésio Elektron WE43C-T5 / Gustavo Buldrini Teixeira ; orientador Waldek Wladimir Bose Filho. São Carlos, 2019.</p> <p>Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2019.</p> <p>1. Propriedades mecânicas. 2. KIC. 3. Curva S-N. 4. Ligas de magnésio. 5. Elektron WE43. I. Título.</p>
-------	---

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **GUSTAVO BULDRINI TEIXEIRA.**

Título da dissertação: " Comportamento mecânico da liga de magnésio Elektron WE43C-T5"

Data da defesa: 02/12/2019

Comissão Julgadora

Resultado

Prof. Titular **Waldek Wladimir Bose Filho**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Mauricio Angeloni**
(FATEC Sertãozinho)

APROVADO

Prof. Dr. **Otávio Contart Gamboni**
(FATEC Sertãozinho)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais:
Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**

À Deus,

Aos meus pais, pela paciência,

À Natalia, minha companheira,

Ao James, pelo carinho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Escola de Engenharia de São Carlos (EESC), ao Programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais e ao Departamento de Engenharia de Materiais (SMM) pela oportunidade de realização do mestrado.

Agradeço meu orientador, Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho pelos ensinamentos dentro e fora do departamento, paciência e conselhos. Sou grato pela inspiração e exemplo de um ótimo professor e pessoa, com dedicação ao ensino e à família.

À Embraer (Brasil) pelo fornecimento das matérias-primas e à Mecânica e Fundação Santo Antônio (Brasil) pelo uso dos equipamentos laboratoriais.

Aos técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura pelos momentos de descontração e pela ajuda no desenvolvimento da parte prática e burocrática da pesquisa, em especial ao, Douglas Bon, Ricardo Pereira e Alberto Cury, técnicos de laboratório e aos funcionários Victor Barioto e Mauro Alonso.

Ao NEMAF-EESC-USP pela parceria na pesquisa: Gualter Silva Pereira, Márcio Henrique, Joseane Giarola, Carla Isabel, João Pimentel, Felipe Jaime de Pina e Evandro Menassi Siqueira.

À Natalia, o tempo todo ao meu lado, incondicionalmente independente dos desafios a serem enfrentados. Minha revisora de textos oficial, *coach* e *staff*. Com este projeto e com os obstáculos da vida, ficou claro o quão bem trabalhamos em equipe e nos completamos. Obrigado.

Aos meus pais, Gilberto e Ligia, pela educação e exemplo dados a mim, essa é a maior herança que poderíamos receber.

Aos meus sogros, Geraldo e Eliane Cristina pelas conversas, viagens e descontração nos finais de semana que me ajudavam a recompor minhas energias. E aos meus cunhados Marcelle e Franco pelos conselhos e orientações na vida acadêmica e profissional.

E principalmente, à Deus, por estar em tudo que faço, me abençoar e me proteger. *“Mil poderão cair ao seu lado; dez mil, à sua direita, mas nada o atingirá”.*

(Salmos 91:7).

*"If you set a goal for yourself and are able to achieve it, you have won your race.
Your goal can be to come in first, to improve your performance, or just finish the race
it's up to you."*

Dave Scott,
6x Vencedor Ironman Kona Hawaii

RESUMO

TEIXEIRA, G. B. **Comportamento mecânico da liga de magnésio Elektron WE43C-T5**. 94f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2019.

A alta competitividade entre as indústrias que promovem a mobilidade, sendo elas aeroespacial, aeronáutica, automotiva, marítima, ferroviária, ciclística, entre outros, estimula o aperfeiçoamento e desenvolvimento da engenharia de materiais. Desta forma, novos componentes estruturais, exibem um amplo espectro de excelentes características mecânicas. Portanto, novas ligas metálicas ultraleves foram estudadas e desenvolvidas para substituir as ligas tradicionais, visando reduzir o peso estrutural sem comprometer sua resistência. Neste contexto, o escopo deste projeto foi o de estudar a resistência mecânica, tenacidade à fratura e a vida em fadiga na liga de magnésio WE43C-T5 (Mg-Y-Nd-Zr). Para este objetivo, a liga foi analisada por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, foram realizados ensaios de tração e dureza, ensaios de tenacidade e de fadiga. Os resultados obtidos mostraram a formação das fases α -Mg, $Mg_{41}Nd_5$ e $Mg_{24}Y_5$ presentes na liga WE43C-T5, a morfologia dos grãos é equiaxial nas direções L e T e os precipitados estão localizados dispersos nos contornos e no interior dos grãos. Os ensaios de tração mostraram anisotropia, não suficiente para alterar os resultados de K_{IC} e dos parâmetros da curva S-N que foram muito semelhantes independentemente das direções (L e T) ensaiadas. Estes resultados corroboram com a boa homogeneidade microestrutural do material.

Palavras-chave: Propriedades mecânicas, K_{IC} , curva S-N, ligas de magnésio, Elektron WE43.

ABSTRACT

TEIXEIRA, G. B. **Mechanical behavior of magnesium Elektron WE43C-T5 Alloy.** 94 p. Master dissertation – São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, São Carlos, 2019.

The high competitiveness among the industries that promote mobility, such as aerospace, aeronautics, automotive, maritime, rail, cycling, among others, stimulates the improvement and development of materials engineering. In this way, new structural components exhibit a broad spectrum of excellent mechanical characteristics. Therefore, new ultra-light metal alloys have been studied and developed to replace traditional alloys, aiming to reduce the structural weight without compromising their strength. In this context, the scope of this project was to study the mechanical strength, fracture toughness and fatigue in the WE43C-T5 magnesium alloy (Mg-Y-Nd-Zr). For this purpose, the alloy was analyzed by optical microscopy, scanning electron microscopy, tensile and hardness tests, toughness and life fatigue tests were also performed. The results showed the formation of α -Mg, $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$ and Mg_{24}Y_5 phases present in the WE43C-T5 alloy, the grain morphology is equiaxial in the L and T directions and the precipitates are located dispersed in the contours and inside the grains. Tensile tests showed anisotropy, not enough to alter the K_{IC} results and S-N curve parameters that were very similar regardless of the directions (L and T) tested. These results corroborate with the good microstructural homogeneity of the material.

Keywords: mechanical properties, K_{IC}, S-N curves, magnesium alloys Elektron WE43.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Aplicações propostas da liga de magnésio Elektron WE43 (FAA, 2018).....	26
Figura 2. Sucata de magnésio (MG-SERBIEN, 2013).....	29
Figura 3. Representação da estrutura cristalina do magnésio (BAILLIO, 2013).....	30
Figura 4. Descrição dos planos de corte para a análise microestrutural dos materiais conforme o processo utilizado.....	38
Figura 5. Microestruturas ópticas da liga WE43C em diferentes condições de tratamento térmico (faces 3-D e direção da laminação: Parte superior: longitudinal TL, frente: transversal curta LT, lado: longo transversal, ST): (a) Como recebido, (b) Solubilizada e (c) Pico de Envelhecimento (200° C, 168h) (Adaptado de NINLACHART, 2017	38
Figura 6. Imagens obtidas através do M.E.V. das superfícies polidas da liga WE43C sendo elas: (a) somente solubilizada (b) com pico de envelhecimento mostrando partículas ricas em Y e Zr (c) pico de envelhecimento mostrando os finos precipitados em todos os grãos e ao longo dos limites (CHU; MARQUIS, 2015).....	39
Figura 7. Principais informações na curva tensão x deformação de engenharia (KEELER, 2014).....	41
Figura 8. Comparação entre curvas tensão x deformação de engenharia e verdadeira (CALLISTER, 2008).....	42
Figura 9. Ensaio de dureza Rockwell. (Adaptado de CALLISTER, 2008).....	43
Figura 10. Ciclos de tensão a) simétrica, b) pulsante e c) aleatória (DIETER (1981)..	46
Figura 11. Ciclos de tensão aleatória em um voo completo de uma aeronave (SMALL AIRCRAFT RISK TECHNOLOGY, 2014).....	46
Figura 12. Curva S-N típica (SCHÖN, 2010).....	48
Figura 13. Distorção no campo de tensões internas de um corpo na presença de uma trinca em sua estrutura (CALLISTER, 2008).....	49
Figura 14. Os três modos de propagação das trincas de acordo com o carregamento aplicado (ARAUJO, 2016).....	50
Figura 15. Deslocamento teórico em cunha no reticulado cristalino (adaptado de CALLISTER, 2008).....	53

Figura 16. Fenômenos de intrusão e extrusão associados às bandas de deslizamento, sendo a) sem danos, b) início da fadiga, c) surgimento de perturbações localizadas (extrusão e intrusão) e d) movimento de bandas de deslizamento (Adaptado de NDT RESOURCE CENTER, 200?).....	54
Figura 17. Rugosidade média (Ra) (Adaptado de KEYENCE, 2019a).....	55
Figura 18. Parâmetros da rugosidade, sendo a) coeficientes de assimetria Rsk e b) distribuição de amplitude (Rku) (Adaptado de KEYENCE, 2019b).....	56
Figura 19. Propagação de trincas e seus estágios (Adaptado de FUCHS; STEPHENS, 1980).....	57
Figura 20. Crescimento gradual de uma trinca por fadiga (GOODENBERGER; STEPHENS, 1993).....	57
Figura 21. Presença de estrias observadas microscopicamente (NUNES et al., 2017).....	58
Figura 22. Representação da superfície típica de fratura por fadiga, com diferenciação da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (Adaptado de MAZZINI; SANTUS, 2015).....	59
Figura 23. Energia potencial e força em função da separação atômica. No ponto de equilíbrio (X_0), a energia potencial é mínima, e as forças de atração e repulsão estão balanceadas (ANDERSON, 2005).....	60
Figura 24. Fluxograma geral da pesquisa.....	61
Figura 25. Geometria do material utilizado para ensaio de dureza.....	64
Figura 26. Ensaio de dureza sendo realizado: equipamento e posicionamento da amostra.....	64
Figura 27. Corpos de corpos de prova de tração sendo a) formato final e b) dimensões em mm.....	65
Figura 28. Máquina de ensaio MTS L Landmark.....	66
Figura 29. Dimensões do corpo de prova usados para os ensaios.....	67
Figura 30. Corpo de prova acoplado às garras, utilizando o extensômetro.....	67
Figura 31. Indicação das marcas de controle da pré-trinca de 1,0 mm.....	68
Figura 32. Corpo de prova sendo ensaiado para curva S-N.....	69
Figura 33. Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova para o ensaio de fadiga S-N.....	69
Figura 34. Difractograma de raio-X da liga WE43C-T5.....	71

CONTINUAÇÃO LISTA DE FIGURAS

Figura 35. Microscopia ótica da amostra com orientação no sentido de laminação (L). Ampliação a) 5x, b) 50x, c) 80x e d) 100x.....	72
Figura 36. Microscopia ótica da amostra com orientação transversal ao sentido de laminação (T). Ampliação a) 5x, b) 50x, c) 80x e d) 100x.....	72
Figura 37. Orientação preferencial dos grãos com relação à ferramenta de desbaste na usinagem dos corpos de prova.....	74
Figura 38: Rugosidade dos corpos de prova de tração e fadiga como recebidos sendo a) sentido da laminação (L) e b) contrário ao sentido de laminação (T).....	74
Figura 39. Gráficos tensão x deformação dos corpos de prova com orientação L, destacando a tensão limite de escoamento (σ_Y) para uma pré-deformação de 0,002.....	76
Figura 40. Gráficos tensão x deformação dos corpos de prova com orientação T, destacando a tensão limite de escoamento (σ_Y) para uma pré-deformação de 0,002.....	76
Figura 41. Fractografia macroscópicas das fraturas após ensaio de tração.....	78
Figura 42. Resistência à fratura, K_{IC} , plotada contra o módulo de Young, E. A família de linhas apresenta a constante $K_{IC}^2 = E$ (aproximadamente G_{IC} , a energia ou resistência à fratura). (ASHBY, 2005).....	80
Figura 43. Fractografia macroscópica da superfície de fratura do corpo de prova L....	80
Figura 44. Resultados dos ensaios de fadiga S-N.....	81
Figura 45. Corpos de prova de fadiga S-N após o ensaio mecânico.....	82
Figura 46. Comparação da vida em fadiga da liga WE43C com as ligas AA7050 – T451 e AA2050 – T84.....	83
Figura 47. Imagens macroscópicas das fraturas por fadiga S-N.....	84
Figura 48. Corpo de prova na direção L e 3253887 ciclos. a) aspecto geral da superfície de fratura evidenciando um sítio de início de trinca. b) Detalhe de a) evidenciando o aspecto rugoso cristalográfico da propagação com estruturas lamelares (retângulo vermelho). c) detalhe da estrutura lamelar encontrada em b), d) detalhe da propagação em uma região um pouco mais afastada do sítio de fratura (retângulo branco em b) onde são observadas estrias de fadiga bem finas. e) apresenta o aspecto geral da superfície de fratura bem afastada do sítio de início da trinca (retângulo preto) onde é observada uma superfície meio rugosa de propagação	

não cristalográfica transgranular. g) detalhe de f) evidenciando (setas brancas) estrias de fadiga.....85

Figura 49. Corpo de prova na direção T, 3253887 ciclos. a) aspecto geral da superfície de fratura evidenciando um sítio de início de trinca. b) Detalhe de a). c) sítio de início da trinca (retângulo vermelho em b)), observando-se uma propagação cristalográfica transgranular (aspecto facetado e degraus). d) detalhe da propagação um pouco mais afastada do sítio de fratura (retângulo branco em b) onde observam-se e) finas estrias de fadiga. f) apresenta o aspecto geral da superfície de fratura bem afastada do sítio de início da trinca onde é observada uma superfície mais suave de propagação de trinca não cristalográfica transgranular. g) detalhe de f) evidenciando (setas brancas) estrias de fadiga mais largas do que em e).....86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Algumas propriedades do magnésio puro (Adaptado de KAINER, 2003; DIAS, 2017).....	29
Tabela 2. Ligas de alumínio de uso aeronáutico (Adaptado de KAINER, 2003).....	32
Tabela 3. Efeitos dos elementos de liga no magnésio (Adaptado de DIAS, 2017).....	33
Tabela 4. Códigos para ligas de magnésio segundo ASTM (DIAS, 2017).....	34
Tabela 5. Famílias mais utilizadas de liga de magnésio e suas composições químicas (Adaptado de MOHD, 2009).....	35
Tabela 6. Tratamentos térmicos e suas nomenclaturas (Adaptado CALLISTER, 2008; GHIBAN, 2011).....	36
Tabela 7. Características da liga WE43C (Adaptado LUXFER MEL TECHNOLOGIES, 2018; LYON et al., 2007).....	37
Tabela 8. Desenvolvimento histórico da fadiga (Adaptado de BONAZZI, 2013).....	45
Tabela 9. Valores de referência de KIC (Adaptado de ASHBY, 2005).....	51
Tabela 10. Composição das amostras como recebida da liga ELEKTRON WE43C-T5.....	62
Tabela 11. Matriz dos ensaios de fadiga.....	70
Tabela 12. Resultados do teste de rugosidade das amostras.....	73
Tabela 13. Valores de dureza Rockwell B obtidos.....	75
Tabela 14. Média das principais propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração de acordo com o sentido de orientação preferencial.....	77
Tabela 15. Principais propriedades mecânicas de ligas de alumínio com orientação L (GAMBONI, 2011).....	78
Tabela 16. Valores médios dos ensaios de tenacidade à fratura (K_{IC}) para ligas de magnésio.....	79
Tabela 17. Valores de tenacidade à fratura (K_{IC}) para ligas de alumínio (GAMBONI, 2011).....	79

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

%	Porcentagem
°C	Graus Celsius
μm	Micrometro
a	Comprimento do corpo de prova
A	Razão de amplitude
A ₀	Área inicial
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
A _i	Área inicial
Al	Alumínio
a _L	Coefficiente de expansão linear
B	Constante do material
b	Vetor de burgers
c	Capacidade calorífica específica
cm	Centímetros
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DRX	Difração de raios-X
e	deformação de engenharia
E	Módulo elástico
EESC	Escola de Engenharia de São Carlos
F	Força (carga)
Fe	Ferro
g	Gramas (massa)
GPa	Gigapascal
HCP	Estrutura hexagonal compacta
HNO ₃	Ácido nítrico
HR	Dureza Rockwell
HRB	Dureza Rockwell B
Hz	Hertz
K	Condutividade térmica

K	Graus Kelvin
Kg	Quilogramas
Kgf	Quilograma força
K _{IC}	Tenacidade à fratura com carregamento modo I
K _t	Fator de concentração de tensão
KΩ	Kilo Ohn
L	Orientação longitudinal à laminação (TL)
l ₀	Comprimento inicial
l _F	Comprimento final
Li	Lítio
m	metros
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MFLE	Mecânica da fratura elástica linear
Mg	Magnésio
mm	milímetros
Mn	Manganês
MO	Microscopia ótica
MPa	Megapascal
N	Newtons (força)
N	Número de ciclos
Nd	Neodímio
N _F	Número de ciclos para fratura final
Ni	Níquel
nm	nanômetros
R	Razão de tensão (R _σ)
Ra	Rugosidade média
Rku	Kurtoses (parâmetro rugosidade)
Rsk	Assimetria (parâmetro rugosidade)
S	Resistência mecânica
SAE	Sociedade de Engenharia Automotiva
Si	Silício
SiC	Carbeto de silício
S-N	Fadiga tensão-número de ciclos

T	Orientação transversal à laminação (LT)
T_F	Temperatura de fusão
TR	Terras raras
u	Unidade de massa atômica
USP	Universidade de São Paulo
W	Largura do corpo de prova
W	Watts
Y	Parâmetros adimensional da geometria do corpo de prova
Y	Ítrio
Zn	Zinco
Zr	Zircônio
ΔL	Variação de comprimento
$\Delta \sigma$	Intervalos de tensão
ε	Deformação verdadeira
ε -N	Fadiga deformação-número de ciclos
σ	Tensão (força/área)
σ_a	Amplitude de tensão
σ_{LRT}	Tensão limite de resistência a tração
σ_m	Tensão média
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão mínima
σ_N	Tensão nominal
σ_v	Tensão verdadeira
σ_Y	Tensão limite de escoamento

Sumário

1.	INTRODUÇÃO.....	25
2.	OBJETIVOS	27
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
	3.1 Magnésio	29
	3.2 Ligas Metálicas.....	31
	3.2.1 Ligas de Alumínio.....	32
	3.2.2 Ligas de Magnésio.....	33
	3.2.2.1 Elektron WE43 (WE43C).....	36
	3.3 Comportamento mecânico de ligas aeronáuticas	39
	3.3.1 Ensaio mecânico de tração	40
	3.3.2 Ensaio de dureza	43
	3.3.3 Fadiga em componentes mecânicos	43
	3.3.3.1 Curvas de Wöhler (S-N)	47
	3.3.4 Ensaio de tenacidade a fratura (K_{IC})	49
	3.3.5 Análise de fraturas	52
	3.3.5.1 Fratura por fadiga	52
	3.3.5.2 Superfícies de fratura.....	58
4.	METODOLOGIA	61
	4.1. Fluxograma da pesquisa.....	61
	4.2. Material.....	61
	4.2.1 Caracterização do material como recebido	62
	4.3. Análise do comportamento mecânico da Liga WE43C – T5.....	63
	4.3.1 Ensaio mecânicos	63
	4.3.2 Análise da superfície de fratura	70
5.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
	5.1 Caracterização microestrutural.....	71
	5.2 Análise do comportamento mecânico da liga WE43C – T5.....	74
	5.2.1 Ensaio de dureza	74
	5.2.2 Ensaio de Tração	75
	5.2.3 Tenacidade à Fratura	78
	5.2.2 Fadiga S-N	80
6.	CONCLUSÕES	86
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	88

1. INTRODUÇÃO

De maneira geral é estimado que o transporte seja responsável por cerca de 23% da emissão de CO₂ ao redor do mundo, sendo que até 2050 este valor poderá ser duplicado (CREUTZIG et al., 2015). Os meios aéreos geram de maneira crescente uma grande parcela dessas emissões mundiais de gases do efeito estufa (BOWSLARKIN et al., 2016), fato que adicionado à constante demanda de redução no custo de operação proporcionam incentivos para pesquisas voltadas à eficiência energética no setor (KOPPULA, 2018). Dentre elas, soluções de engenharia de produto e desenvolvimento e aplicação de novos materiais para redução de peso das aeronaves têm ganhado espaço. Na área automotiva, isso também é válido. Em um carro de passeio típico, a redução de peso de 10% gera economia de combustível de cerca de 20 a 30%, sem mudanças drásticas no design, incentivando o uso de componentes mais leves para reduzir o consumo de combustível, aumentar a eficiência energética e diminuir as emissões de CO₂, por exemplo (KAINER, 2003).

O magnésio e suas ligas apresentam grande potencial para essas aplicações, uma vez que possibilitam a produção de peças com redução de peso de até 25% em relação a produtos similares utilizando ligas de alumínio (FONG et al., 2017). Assim, quando aplicados em componentes estruturais nos aviões podem ser obtidos diversos ganhos na sustentabilidade em seus inúmeros vieses ambiental, ecológico, social e econômico, uma vez que é estimado que uma redução de peso de um kg em uma aeronave resulta em economia de combustível de cerca de 1150,00 dólares americanos durante sua vida útil (IATA, 2004; RZYCHON; KIEIBUS, 2007; ZENKERT; KAUFMANN, 2010).

No século XX, com o crescimento industrial, esse potencial começou a ser explorado com o uso dessas ligas em aeronaves comerciais e militares, porém o aparecimento de defeitos, ainda não tão bem estudados, levaram à redução drástica de sua empregabilidade. Sabendo que os elementos que compõem as aeronaves estão inevitavelmente sujeitos a carregamentos de tensões flutuantes e, portanto, independentemente do mecanismo de iniciação de trinca, a maioria desses componentes finalmente falha por fratura de fadiga (MORDIKE, 2002), falhas em qualquer um dos elementos de controle e estruturas primárias de uma aeronave afetam diretamente a segurança de sua operação. Com o magnésio não foi diferente

e ocorreram colapsos estruturais causados por fadiga, corrosão e flamabilidade, como apontem os resultados de CHAMOS et al., 2008.

Sendo assim, a pesquisa procurou caracterizar as propriedades mecânicas de uma liga de magnésio e o seu comportamento quando submetida às condições próximas da de voo de uma aeronave, como por exemplo em carregamentos variáveis, na tentativa de investigar mais a fundo o potencial de aplicação da liga na aviação, possibilitando aplicações em painéis das superfícies externas das asas, suporte para cabeamentos internos e hastes de fixação dos assentos dos passageiros na estrutura da aeronave onde hoje são utilizadas ligas de alumínio (Figura 1).

Figura 1. Aplicações propostas da liga de magnésio Elektron WE43 (FAA, 2018).

2. OBJETIVOS

Objetivo Principal

Esta pesquisa teve como objetivo principal avaliar a tenacidade à fratura e resistência à fadiga em ambiente laboratorial controlado de uma nova liga de Magnésio, denominada de Elektron® WE43C-T5, que é candidata a substituição das atuais ligas de alumínio utilizadas em certos componentes internos das aeronaves. Foram realizadas avaliações da microestrutura, ensaios para determinar a resistência mecânica à tração, dureza, tenacidade à fratura e resistência à vida em fadiga, considerando à direção de laminação do material e razão de tensões, R, conforme normas internacionais.

Objetivos Específicos

Para tanto, os objetivos específicos da pesquisa consistiram em:

- Caracterizar a microestrutura do material como recebido via microscopia ótica e eletrônica de varredura.
- Investigar o comportamento sob carregamentos estáticos e cíclicos com $R = 0,1$ e $R = -1$ e nas direções longitudinal, L e transversal T.
- Avaliar a superfície de fratura.
- Comparar os resultados obtidos com as ligas de alumínio atualmente utilizadas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Magnésio

O Magnésio (Mg) é o 8º elemento mais abundante na terra e 5º no mar, suas reservas naturais podem ser consideradas como quase inesgotáveis, além disso, 100% deste material pode ser reciclado (MORDIKE; EBERT, 2001) Esse elemento é extraído, em sua maior parte, pela eletrólise do cloreto de magnésio fundido, o qual é obtido da água de poços ou do mar. Dentre os metais estruturais, o Mg é o mais leve, com densidade de aproximadamente $1,7 \text{ g.cm}^{-3}$, significativamente menor que o alumínio ($2,7 \text{ g.cm}^{-3}$), titânio ($4,5 \text{ g.cm}^{-3}$) e ferro ($7,9 \text{ g.cm}^{-3}$) por exemplo. A Tabela 1 apresenta algumas propriedades do magnésio puro.

Tabela 1. Algumas propriedades do magnésio puro.
(Adaptado de KAINER, 2003; DIAS, 2017).

Estrutura cristalina	Hexagonal compacta densa
Módulo elástico (E)	45 GPa
Resistência à tração (S)	80 – 180 MPa
Deformação na fratura (e)	1 -12 %
Ponto de fusão (T_F)	650 °C
Capacidade calorífica específica (c)	$1,05 \text{ KJ.Kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Condutividade térmica (K)	$156 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
Coefficiente de expansão linear (α_L)	$2,6 \times 10^{-7}.\text{K}^{-1}$
Condutividade elétrica (σ_E)	$217 \text{ K}\Omega^{-1}.\text{cm}^{-1}$
Número atômico	12
Raio iônico	0,065 nm
Massa atômica	24 u

Fisicamente, o Mg pode ser observado como um metal prateado e macio (Figura 2), é classificado como um metal alcalino-terroso e suas ligas geralmente inflamam próximas ao ponto de fusão.

Figura 2. Sucata de magnésio (MG-SERBIEN, 2013).

Com relação à sua microestrutura, o Mg apresenta estrutura cristalina hexagonal compacta sob pressão atmosférica, parâmetro de célula a igual a 0,3209 nanômetros, enquanto c é equivalente a 0,5211 nanômetros, ambos a 25 °C (Figura 3).

Figura 3. Representação da estrutura cristalina do magnésio (BAILLIO, 2013).

É um material dúctil devido à estrutura hexagonal compacta (HCP), uma vez que em temperatura ambiente o sistema de deslizamento geralmente ocorre nos planos $\{0001\}$ basais densamente compactados ao longo das direções $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Com o acréscimo da temperatura os sistemas de deslizamento prismático e piramidal tornam-se ativos e aumentam a conformabilidade do Mg (BAILLIO, 2013). Entretanto, ao aumentar a temperatura de produção para se obter ligas de Mg, uma maior quantidade de energia é consumida, aumentando significativamente o custo de produção. Além disso, os sistemas HCP de magnésio apresentam apenas dois sistemas de deslizamento ativos, não satisfazendo assim, o critério de *Von Mises*, o qual necessita de pelo menos cinco sistemas independentes de deslizamento, obrigatórios para acomodar cada grão em qualquer deformação de materiais policristalinos.

Além do processo de aumento de temperatura na produção das ligas de Mg, uma outra maneira para se aumentar a ductilidade de suas ligas é de produzir grãos orientados randomicamente ao longo da estrutura. Estudos mais recentes mostram que a adição de elementos terras raras podem aumentar significativamente a ductilidade devido a modificação de textura da liga (JAHEDI et al., 2017). Elementos como o Ítrio e Neodímio enfraquecem e misturam a textura durante a laminação, além disso, promovem a ativação de planos de deslizamento piramidal $\langle c + a \rangle$ em temperatura ambiente o que favorece o aumento da ductilidade.

As vantagens desse elemento são sua não toxicidade ao meio ambiente e ao corpo humano (suas ligas são consideradas opções ideais para implantes biodegradáveis), facilidade de usinagem por fresagem e torneamento de alta velocidade (proporcionando vida útil da ferramenta de 5 a 10 vezes maior quando comparado à ligas de alumínio), versatilidade para conformação de peças (por exemplo, processável por laminação, extrusão) (AVEDESIAN; BAKER, 1999), além da sua baixa densidade. Com isso, possui vasta aplicação em diversas áreas da indústria como elemento de liga para o alumínio (melhorando sua soldabilidade), na produção de grafite nodular em ferros fundidos, como aditivos para propelentes aeroespaciais e na formação de ligas, por exemplo.

3.2 Ligas Metálicas

Ligas metálicas são materiais com propriedades metálicas que contêm dois ou mais elementos químicos sendo que pelo menos um deles é metal, ou seja, é a combinação de metais ou entre metais e elementos não metálicos. O objetivo de sua produção é de obter características otimizadas e/ou diferentes das dos metais puros, sejam elas propriedades mecânicas como dureza, química como resistência à corrosão ou físicas como densidade, por exemplo. Os elementos de liga são geralmente descritos por porcentagem de massa para aplicações práticas e na fração atômica para estudos científicos de base.

As ligas metálicas podem ser classificadas pelo arranjo atômico como ligas substitucionais ou intersticiais onde os elementos em menor quantidade substituem átomos do elemento base ou se posicionam entre os átomos do elemento principal, respectivamente. Elas também podem ainda ser classificadas como homogêneas (uma única fase) ou heterogêneas (duas ou mais fases) ou intermetálicos (CALLISTER, 2008). Entre os exemplos de ligas mais comuns em nosso cotidiano estão o aço (ferro e carbono), aço inoxidável (ferro, carbono, cromo e níquel), bronze (cobre e estanho) e ligas de alumínio.

Ligas Aeronáuticas

De acordo com o tipo de peça ou componente a ser produzido, diferentes características são exigidas das ligas visando seu melhor funcionamento possível. No setor aeroespacial a seleção de materiais é de extrema importância e deve-se garantir o cumprimento das propriedades de acordo com as especificações dos fabricantes das aeronaves, pois caso isto não aconteça, uma falha catastrófica pode colocar em risco a vida dos passageiros.

As ligas aeronáuticas são conhecidas pela sua alta resistência a corrosão durante todo o seu ciclo de operação/vida (normalmente entre 25 a 30 anos de uso), não inflamáveis e com alta tenacidade à fratura.

3.2.1 Ligas de Alumínio

O alumínio (Al) é um dos elementos mais utilizados nos setores aeroespacial e automotivo devido às suas propriedades, tais como baixa densidade específica, condutividade elétrica, resistência à corrosão, baixo ponto de fusão e maleabilidade. Com o avanço da comunidade científica, estudos exploram novas alternativas de ligas com propriedades mecânicas otimizadas sem prejudicar as características já obtidas para este elemento, tais como resistência à corrosão (PHILLIPS; KISH, 2013).

No setor aeronáutico três tipos de ligas de Al são as mais empregadas: série 2XXX (Al - Cu - Mg), série 6XXX (Al - Si - Mg) e a série 7XXX (Al - Zn - Mg - Cu). De acordo com a Tabela 2, é possível observar suas principais características.

Tabela 2. Ligas de alumínio de uso aeronáutico (Adaptado de KAINER, 2003).

Liga	Descrição
Série 2XXX	A liga mais utilizada é a 2024 - T3: É trabalhada à frio e envelhecida naturalmente, tensão de escoamento moderada, boa resistência ao crescimento de trincas por fadiga e boa tenacidade à fratura. Mais usada na década de 60 no revestimento da fuselagem de aeronaves de transporte comercial e militar
Série 6XXX	Melhor resistência à corrosão do que a série 2XXX, a liga 6013-T6 é a mais usada dentre a série 6XXX: 12% maior de resistência em comparação com a 2024 - T3 com dureza e resistência ao crescimento de trincas por fadiga comparáveis, boa usinabilidade. Entretanto, não era muito empregada pois suas propriedades não são tão bem equilibradas.
Série 7XXX	As mais utilizadas são as ligas 7075 e 7475: a 7075 é a que possui maior resistência mecânica, ideal para revestimento de fuselagem, nervuras das longarinas, painéis e tampas. Já a 7475 possui grande resistência mecânica, tenacidade à fratura superior e resistência à propagação de trincas por fadiga no ar e em ambientes nocivos.

3.2.2 Ligas de Magnésio

A indústria aeroespacial reconhece há muito tempo os benefícios da utilização de magnésio para redução de peso nas estruturas. Por esse aspecto suas ligas continuam sob intensa pesquisa, para avanços nas propriedades de ductilidade, fluência e corrosão, por exemplo.

Conhecidas pela excelente fundição, as ligas de magnésio permitem a fabricação de formas complexas por métodos de alta produtividade (como fundição sob pressão) e dependendo da geometria podem ser fundidas até 50% mais rápido que as mesmas peças em alumínio (AVEDESIAN; BAKER, 1999, KAINER; MORDIKE, 2000). Entretanto, a resistência à corrosão do Mg acaba sendo um grande agravante para o seu uso, limitando-o de certa forma. A comunidade científica tem investido em pesquisas para solucionar esses problemas, em que as propriedades, composição química ou microestrutura tem se mostrado uma boa estratégia. Estudos indicam que isso pode ser feito por meio de ligas de alta pureza, pequenas adições de elementos de liga, controle sofisticado de processamento (tratamentos térmicos) ou incorporação de inibidores (ESMAILY et al., 2016).

Alguns fatores são determinantes para que ligas metálicas de magnésio sejam empregues no setor aeroespacial em substituição às ligas AA2024, AA6061 e AA7075, por exemplo (DAVIS; HENRY, 2013; WENDT, 2005), sendo eles:

- Resistência à fluência em temperaturas elevadas;
- Resistência à corrosão;
- Boas propriedades mecânicas;

Visando atender os requisitos listados acima, os elementos de adição são incorporados nas ligas, alterando as propriedades do magnésio puro (Tabela 3).

Tabela 3. Efeitos dos elementos de liga no magnésio (Adaptado de DIAS, 2017).

Elemento de Liga	Peso (%)	Efeito
Alumínio (Al)	6 - 10%	Melhor resistência mecânica e dureza
Cobre (Cu)	0,05%	Maior resistência a altas temperaturas Diminui a resistência à corrosão se presente > 0,05%
Ferro (Fe)	<0,005%	Diminui significativamente a resistência à corrosão Limite de 0,005% para ligas de alta pureza
Lítio (Li)	5,5%	Densidade reduzida, melhor formabilidade de produtos forjados Aumento da ductilidade, mas diminui a resistência mecânica
Manganês (Mn)	0,3 - 1,5%	Depurador de ferro Maior resistência à água salgada

Continuação Tabela 3.

Níquel (Ni)	<0,005%	Diminui significativamente a resistência à corrosão Limite de 0,005% para ligas de alta pureza
Zinco (Zn)	-	Maior resistência mecânica à temperatura ambiente quando misturado com alumínio
Zircônio (Zr)	0,6%	Alto refinamento de grão
Terras Raras (TR)	-	Maior resistência à altas temperaturas Melhor soldabilidade e redução de porosidade em ligas de fundidas
Ítrio (Y)	4 - 5%	Maior resistência à fluência a temperaturas elevadas
Neodímio (Nd)	2 - 3,5 %	Aumento de resistência mecânica em altas temperaturas

As ligas de Mg são identificadas por duas letras que correspondem aos dois principais elementos de liga (Tabela 4), essas letras são seguidas por números que identificam a composição nominal em porcentagem de peso de cada elemento ligante. Após essa sequência, uma última letra pode estar presente, uma vez que para a primeira variação desta liga, será registrada a letra A, a segunda B e assim por diante.

Tabela 4. Códigos para ligas de magnésio. Adaptado (DIAS, 2017).

Código	Elemento Químico	Código	Elemento Químico
A	Alumínio	M	Manganês
B	Bismuto	N	Níquel
C	Cobre	P	Chumbo
D	Cádmio	Q	Prata
E	Terras Raras	R	Cromo
F	Ferro	S	Silício
G	Magnésio	T	Estanho
H	Tório	w	Ítrio
K	Zircônio	Y	Antimônio
L	Lítio	Z	Zinco

Esses elementos adicionados em diversas proporções geram classes de ligas com diferentes propriedades. Mohd (2009) apresentou uma classificação para as ligas de Mg mais utilizadas, dividindo-as em 3 grandes famílias em função de seus elementos de ligas (Tabela 5):

- A: Ligas de Magnésio – Manganês – Alumínio – Zinco
- B: Ligas de Magnésio – Zinco – Zircônio
- C: Ligas de Magnésio – Ítrio – Terras Raras

Tabela 5. Famílias mais utilizadas de liga de magnésio e suas composições químicas (Adaptado de MOHD, 2009).

Família	Classe	Mg	Al	Mn	Zr	Zn	Outros	Aspectos Principais
A Mg - Mn - Al - Zn	AZ10	98,2	1,2	0,2	-	0,4	-	Liga de extrusão de baixo custo, resistência moderada e alto ductilidade
	AZ21	96,7	2,0	0,15	-	1,2	-	Extrusões
	AZ31	95,1	3,0	0,3	-	1,0	-	Resistência moderada
	AZ61	92,2	6,5	0,3	-	1,0	-	Uso geral e custo moderado
	AZ80	90,9	8,5	0,12	-	0,5	-	Produtos extrudados e forjados, tratados termicamente
B Mg - Zn - Zr	ZK21	97,3	-	-	0,45	2,3	-	Liga de extrusão com resistência moderada
	ZK40	95,6	-	-	0,45	4,0	-	Extrusão de alto rendimento, menor resistência que ZK60
	ZK60	94,1	-	-	0,45	5,5	-	Alta resistência e ductilidade
C Mg - Y - TR	WE43	91,9	-	-	0,7	-	4,0 Y 3,4 TR	Resistência a fluência a alta temperatura (300°C) e exposição a longo prazo (200°C)
	WE54	91,1	-	-	0,7	-	5,2 Y 3,0 TR	Alta resistência, tratável termicamente, aplicada a 300°C

Ligas fundidas de alto desempenho, como a Elektron 21 e Elektron WE43 podem ser facilmente encontradas nos motores de helicópteros e nas estruturas dos aviões. Ligas forjadas de magnésio não são tão empregadas quanto as de alumínio, entretanto, oferecem melhores propriedades mecânicas e microestruturas mais homogêneas, em comparação com suas alternativas fundidas (MALLICK, 2012).

Ligas como AZ80 e ZK60 são as mais empregadas na indústria, embora ambas apresentem imperfeições físico-químicas. A ZK60 por exemplo, é capaz de fornecer uma alta tensão máxima de ruptura, porém é muito suscetível a corrosão, necessitando de camadas extras para proteção. Já a AZ80, possui excelente resistência à corrosão, mas suas propriedades mecânicas são muito sensíveis a altas temperaturas, além de apresentar assimetria e anisotropia (GHORBANPOUR, MCWILLIAMS; KNEZEVIC, 2019).

Novas ligas apresentam a inserção de zircônio para refinar os grãos e adição de elementos terras raras, oferecendo assim, melhorias em sua performance mecânica e chance de aumentar a empregabilidade do Mg na indústria. Por esta razão, a Elektron 43 foi desenvolvida a partir da família de ligas WE (nomenclatura que representa a presença de Ítrio e Terras Raras), para fornecer uma liga de magnésio forjada de alto desempenho otimizada para uso em aplicações aeroespaciais.

Uma das formas de melhorar ainda mais suas propriedades, além da adição de elementos ligantes, são os tratamentos térmicos e endurecimento através do trabalho à frio e à quente, amplamente utilizados nas ligas de Mg. Para essas condições as designações são especificadas pela norma ASTM B296 – 03 (2014) (*Standard Practice for Temper Designations of Magnesium Alloys, Cast and Wrought*), por exemplo, uma liga na condição T5, foi resfriada e envelhecida artificialmente. Os tratamentos designados pela letra “T” têm como objetivo aumentar a resistência mecânica das ligas de magnésio através de tratamentos térmicos. A Tabela 6 apresenta esses tratamentos para as outras condições.

Tabela 6. Tratamentos térmicos e suas nomenclaturas
(Adaptado CALLISTER, 2008; GHIBAN, 2011).

Condição	Tratamento
T1	Resfriado e envelhecido naturalmente para uma condição substancialmente estável
T2	Recozido (somente produtos fundidos)
T3	Solução tratada e depois trabalhada à frio
T4	Solução tratada termicamente e envelhecida naturalmente para uma condição substancialmente estável
T5	Resfriado (têmpera) e envelhecido artificialmente
T6	Solução tratada termicamente e envelhecida artificialmente
T7	Solução tratada termicamente e depois estabilizada
T8	Solução tratada termicamente, trabalhada à frio e envelhecida artificialmente
T9	Solução tratada termicamente, envelhecida artificialmente e depois trabalhada à frio

Entre os mais utilizados, estão os tratamentos T4, T5, T6 e T7. O tratamento de solubilização T4, provoca um aumento de resistência à tração, da ductilidade e da resistência ao impacto, mas diminui a dureza e a tensão limite de escoamento. Para tanto, são utilizadas faixas de temperatura entre 340 a 565 °C. Já o envelhecimento (T5), aumenta a tensão limite de escoamento e a dureza do material em temperaturas de 120 a 230 °C. T6 e T4 seguido por T5, com aumento considerável das propriedades geradas por T5, porém com maior redução de resistência ao impacto e ductilidade. E o tratamento de solubilização seguido por estabilização, T7, tem como principal objetivo de aliviar ao máximo as tensões com dilatações mínimas em altas temperaturas.

3.2.2.1 Elektron WE43 (WE43C)

A liga de magnésio WE43C recebeu a especificação SAE AMS4371 (*Magnesium Alloy, Plate 4.0Y - 2.25Nd - 0.5Zr (WE43C - T5) - Precipitation Heat*

Treated) e foi nomeada de acordo com a empresa que desenvolveu a liga, a *Magnesium Elektron*, ficando conhecida como Elektron 43. É uma das ligas comerciais de Mg de melhor desempenho, resistentes à fluência e mais bem-sucedidas, baseada no sistema Mg-Y-Nd (MORDIKE; EBERT, 2001; MORDIKE, 2002; LUO, 2004). Ela pode ser fundida, forjada ou extrudada. A Tabela 7 apresenta as principais características da WE43C.

Tabela 7. Características da liga WE43C
(Adaptado LUXFER MEL TECHNOLOGIES, 2018; LYON et al., 2007)

Composição química	Ítrio	4,0 %
	Neodímio	2,3 %
	Outras Terras Raras	1,0 %
	Zircônio	0,5 %
	Magnésio	Balanco
Propriedades físicas	Densidade relativa	1,83 g.cm ⁻³
	Coeficiente de expansão térmica	25,6 x 10 ⁻⁶ K ⁻¹
	Condutividade térmica	57,6 W.m ⁻¹ .K ⁻¹
	Calor específico	993 J.kg ⁻¹ .K ⁻¹
	Resistividade elétrica	148 nΩm
	Módulo de elasticidade	44,1 GPa
	Resistência a tração	352 MPa
	Tenacidade à fratura (K_{IC})	15 MPa.m ^{1/2}
	Coeficiente de Poisson	0,3
	Faixa de fusão	540 - 640 °C
	Dureza Brinell	70 - 90

Essas características fazem dela uma liga metálica utilizada em vastas aplicações, desde implantes odontológicos e ortopédicos (por ser biocompatível) até aplicações estruturais, como no setor aeroespacial e em blindagens automotivas uma vez que foi certificada como leve, resistente e não inflamável (GHORBANPOUR, MCWILLIAMS; KNEZEVIC, 2019).

Sua resistência se dá pela presença de terras raras, principalmente ítrio e neodímio, as quais tornam o material ideal para ser o endurecido por envelhecimento, uma vez que os intermetálicos formados através deste tratamento exibem pouca difusividade e boa coerência com a matriz (MORDIKE; EBERT, 2001). Após conformada por laminação à quente, o material então é normalmente tratado termicamente na condição T5 ou T6.

A Figura 4 apresenta um esquema para análise microestrutural conforme os planos principais relativos à direção de laminação. O estudo de Ninlachart (2017)

caracterizou a microestrutura de uma liga de Magnésio WE43C com composição química semelhante à utilizada neste trabalho, sendo ela: Mg (balanço) - 4% Y - 2.25% Nd - 0,5% Zr tratada termicamente na condição T5 (Figura 5).

Figura 4. Descrição dos planos de corte para a análise microestrutural dos materiais conforme o processo utilizado.

Figura 5. Microestruturas ópticas da liga WE43C em diferentes condições de tratamento térmico (faces 3-D e direção da laminação: Parte superior: longitudinal TL, frente: transversal curta LT, lado: longo transversal, ST): (a) Como recebido, (b) Solubilizada e (c) Pico de Envelhecimento (200° C, 168h) (Adaptado de NINLACHART, 2017).

Na Figura 5a é possível observar o alongamento dos grãos, sendo eles mais finos e menores devido ao processo de laminação do material. Na Figura 5b houve um crescimento significativo dos grãos após a sua solubilização, os quais apresentaram um tamanho de grão entre aproximadamente 25 à 46µm, resultando em um material menos duro e mais homogeneizado, com o início da presença de precipitados de terras raras. Já na Figura 5c, a liga atingiu seu pico de envelhecimento sendo exposta a 200°C durante 168 horas provocando um aumento do tamanho de

grãos com consequente melhoria em suas propriedades mecânicas e maior definição em seus contornos (ANTION et al., 2003; LI et al., 2016).

Os elementos de liga desempenham um papel importante na WE43 também com relação à corrosão. Tanto o ítrio quanto o zircônio são responsáveis pelo refinamento dos grãos o que gera uma resistência à corrosão localizada. De acordo com o estudo de Chu e Marquis (2015), partículas micrométricas foram observadas na superfície polida da amostra WE43 solubilizada (Figura 6a e 6b). Duas morfologias diferentes de partículas estão presentes, uma com formato retangular (ricas em Y e provavelmente compõem um composto intermetálico de Mg-Y) e a outra irregular (contendo Zr e elementos de contaminação/impurezas, como Fe, Ni, Cr ou Mn). De fato, é sabido que o Zr é eficaz em aglutinar o Fe quando o Mg está fundido, formando intermetálicos de segunda fase.

Figura 6. Imagens obtidas através do M.E.V. das superfícies polidas da liga WE43C sendo elas: (a) somente solubilizada (b) com pico de envelhecimento mostrando partículas ricas em Y e Zr (c) pico de envelhecimento mostrando os finos precipitados em todos os grãos e ao longo dos limites (CHU; MARQUIS, 2015).

Com a pesquisa, foi possível concluir que após o envelhecimento, o Ítrio se precipita dentro e ao longo dos contornos dos grãos (Figura 6c) e possuem uma alta solubilidade sólida no magnésio, causando o endurecimento por solução sólida e os precipitados contribuem para o aumento da resistência mecânica do material. Para avaliação da resistência mecânica, as ligas são submetidas à ensaios mecânicos quase-estáticos e cíclicos com análise de seus comportamentos.

3.3 Comportamento mecânico de ligas aeronáuticas

Em todo o setor aeronáutico a preocupação com a redução de peso é real, seja para redução do consumo de combustível, principalmente para o transporte civil, seja para operações no limite em ambientes inóspitos que exigem altos desempenhos das aeronaves militares. Sendo assim, para essas aplicações são necessárias algumas

propriedades essenciais para a segurança e proteção e devem ser conhecidas e cumpridas antes da utilização do material na aeronave. Estas estão relacionadas à:

- Vida útil (entre 25 a 30 anos em serviço) e corrosão: resistência à corrosão e escolha do metal de acordo com o tipo de corrosão (galvânica ou contato), influências nos custos de manutenção (MATTIONI et al., 2008)
- Resposta dos materiais à incêndios, taxa de perda de massa, temperaturas de fusão e amolecimento, toxicidade, etc (NATIONAL REASEARCH COUNCIL, 1995).
- Influência de peso extra e flutuação nos preços dos combustíveis (FAA, 2015).
- Esforços mecânicos e vida em fadiga: influência dos ciclos de carregamentos que a aeronave sofre durante a pressurização e despressurização da cabine, esforços estruturais durante a decolagem, voo de cruzeiro e pouso.

3.3.1 Ensaio mecânico de tração

Ensaio de tração são usados para determinar como os materiais se comportam sob carregamentos quase-estáticos. As propriedades dos materiais são expressas em termos da tensão (σ) (força por unidade de área,) e deformação (ϵ) (variação percentual em comprimento). Esses valores são então apresentados em gráficos chamados de curva de tensão-deformação de engenharia ou verdadeira. Os procedimentos de teste e medição variam com base no material que está sendo testado e na aplicação pretendida. No caso de materiais metálicos as propriedades mecânicas de tração podem ser obtidas seguindo os procedimentos da norma ASTM E8M 2018 (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*).

Tensão em função da deformação de engenharia

Uma curva tensão x deformação de engenharia é obtida pelo ensaio de tração, através das medidas de carga e alongamento. A curva de engenharia é a mais utilizada quando comparada a curva real devido ao seu fator de segurança. Esse tipo de ensaio é realizado de acordo com a norma ASTM E8M (2018) e a tensão de engenharia (S ou σ_{LRT} , MPa) e a deformação de engenharia (e , % ou mm/mm) são dados pelas Equações 1 e 2, respectivamente:

$$\sigma_{LRT} = \frac{F}{A_0} \quad (\text{Equação 1})$$

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{(l - l_0)}{l_0} \quad (\text{Equação 2})$$

A carga aplicada e a área inicial da secção transversal do corpo de prova são representadas respectivamente por F (N) e A_0 (mm²). Δl é o alongamento (adimensional), l_0 (mm) do extensômetro e l (mm) são respectivamente o comprimento X inicial e final do corpo de prova.

Na Figura 7 é possível observar os pontos mais relevantes associados a curva tensão-deformação de engenharia.

Figura 7. Diagrama Tensão x Deformação convencional e real para material dúctil (aço) (sem escala). (HIBBELER, R.C, 2000).

Tensão em função da deformação verdadeira

Durante o ensaio mecânico de tração, o diâmetro do corpo de prova diminui à medida que ele é alongado. Sendo assim, de acordo com Dieter (1981), a tensão de engenharia representada por S , não retrata as características originais do material que está sendo ensaiado, visto que sua medida se baseia na área inicial (A_0). Dessa forma,

existem condições e aplicações que consideram o uso da tensão verdadeira (σ_v , MPa) e deformação verdadeira (ϵ , % ou mm/mm), indicados pelas Equações 3 e 4, respectivamente:

$$\sigma_v = \frac{F}{A_i} \quad \text{(Equação 3)}$$

$$\epsilon = \ln \frac{l}{l_0} \quad \text{(Equação 4)}$$

onde a carga aplicada e área instantânea do corpo de prova são definidos respectivamente por F (N) e A_i (mm²). Da mesma forma, a deformação verdadeira (ϵ) o comprimento inicial e o instantâneo são respectivamente l_0 (mm) e l (mm).

A deformação é constante no decurso do comprimento útil do corpo de prova até que sofra uma estricção (empescoçamento). Sendo assim, enquanto a deformação for uniforme é possível relacionar a tensão verdadeira (σ) e tensão de engenharia (S) (Equação 5) e deformação verdadeira (ϵ) e deformação de engenharia (e) (Equação 6), assim como as curvas tensão x deformação em cada um dos casos (Figura 8).

$$\sigma = S(e + 1) \quad \text{(Equação 5)}$$

$$\epsilon = \ln(e + 1) \quad \text{(Equação 6)}$$

Figura 8. Comparação entre curvas tensão x deformação de engenharia e verdadeira (CALLISTER, 2008).

3.3.2 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza é bastante utilizado na especificação e comparação de materiais com relação à sua resistência ao riscamento ou abrasão. Dentre os métodos existentes estão Brinell, Rockwell e Vickers. O método de dureza Rockwell é o processo mais utilizado, devido à rapidez e facilidade de execução, isenção de erros humanos, facilidade em detectar pequenas diferenças de durezas e pequeno tamanho da impressão.

Este método foi desenvolvido em 1922 e se caracteriza por utilizar um sistema de pré-carga aplicada na superfície limpa do material, seguido por uma carga nominal. O valor da dureza corresponde à profundidade alcançada pelo penetrador, subtraídas a recuperação elástica do material (após a retirada da carga maior) e a profundidade decorrente da aplicação da pré-carga (Figura 9).

Figura 9. Ensaio de dureza Rockwell. (Adaptado de CALLISTER, 2008).

Existem várias escalas de dureza Rockwell (HR) que podem ser utilizadas através de diferentes combinações de penetradores e cargas, o que permite este ensaio avaliar a dureza de materiais diversos, desde os mais moles até os mais duros.

3.3.3 Fadiga em componentes mecânicos

Segundo Fuchs e Stephens (1980), a palavra “fadiga” foi introduzida entre 1840 e 1850 para descrever falhas que a tensões repetitivas. A definição de fadiga indicada pela norma ASTM E1823-13 (2013) (*Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*), é a seguinte:

“Processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações flutuantes, em um ou mais pontos e que podem culminar em trincas ou fratura completa, após suficiente número de flutuações”.

Além da definição citada acima, diversos pesquisadores propuseram outras explicações. Miller (1993) afirmou que fadiga pode ser definida como sendo a resistência que o material oferece à nucleação e propagação de trinca.

Sob cargas cíclicas, ou seja, carregamentos e descarregamentos repetidos ou tensões aplicadas alternadamente, a fratura do material pode acontecer com tensões inferiores à resistência à sua ruptura, obtida através de um ensaio estático. Os níveis de tensão necessário para produzir a fratura decresce com o aumento do número de ciclos de suas aplicações. A literatura aponta que 90% das falhas mecânicas de peças e estruturas são decorrentes da fadiga (MILAN, 1999). Os critérios de análise do comportamento em fadiga dos metais são baseados no controle de tensão ou no controle da deformação.

W. A. J. Albert conduziu o primeiro estudo da resistência à fadiga em materiais metálicos por volta 1829, entretanto, os carregamentos de flexão rotativa só foram aplicados por Wöhler em eixos ferroviários durante o período de 1852 a 1871, em Berlim (SURESH, 1998). O início do estudo de como conhecemos a fadiga hoje em dia, é atribuída aos trabalhos de August Wöhler, sugerindo, em 1860, três leis as quais até hoje são importantes:

- I. Um material pode ser induzido a falhar pela múltipla repetição de tensões, que isoladamente são menores que a tensão limite de escoamento do material
- II. A amplitude de tensão é decisiva para a destruição da coesão do metal
- III. A tensão máxima atua apenas no sentido de que quanto maior ela for, menores são as amplitudes de tensão que levam à falha (ou seja, um aumento da tensão média reduz a resistência à fadiga do material para uma dada amplitude de tensão)

Além desses dois pesquisadores, a Tabela 8 aponta os principais desenvolvimentos históricos dos estudos sobre fadiga.

Tabela 8. Desenvolvimento histórico da fadiga (Adaptado de BONAZZI, 2013).

DATA	PESQUISADOR	PESQUISA
1829	Albert (Alemanha)	Falha devido a carregamentos cíclicos foi documentada
1839	Poncelet (França)	Introdução do termo fadiga
1849	IEM (França)	Rebatida a teoria da "cristalização" por fadiga em metais
1864	Fairbain	Primeiros experimentos de carregamentos cíclicos
1871	Wöhler	Investigação do comportamento em fadiga de eixos ferroviários, ensaios de flexão rotativa, curvas S-N, conceito de "limite de fadiga"
1886	Bauschinger	Observações da mudança do limite elástico devido a carregamentos cíclicos, curvas de histerese em tensão-deformação.
1903	Ewing e Humfrey	Estudo microscópico desaprova a teoria da cristalização; toma lugar a deformação em fadiga por escorregamento, similar à deformação monotônica.
1910	Bairstow	Conceitos de amolecimento e endurecimento cíclicos.
1929	Haigh	Diferença no comportamento cíclico devido a entalhes, conceitos de análise de deformações em entalhes e tensões próprias.
1955	Coffin e Manson	(trabalhando independentemente)-ciclagem térmica, fadiga de baixo ciclo, considerações sobre deformação plástica.
1963	Paris e Erdogan	Taxa de crescimento de trinca por fadiga descrita usando o fator de intensidade de tensão.

Os ciclos de tensões

A literatura (ROSA, 2012) apresenta tipos gerais de tensões flutuantes que podem causar fadiga, podendo ser ciclos de:

- Tensão **simétrica** tipo senoidal: tensões máximas ($\sigma_{\max}$) e mínimas ($\sigma_{\min}$) são iguais e de sinais opostos (Figura 10a). Esta situação normalmente é produzida por uma máquina de ensaios à fadiga, do tipo flexão rotativa ou tração e compressão.
- Tensão **pulsante**: ciclo no qual a tensão máxima e a tensão mínima são diferentes (Figura 10b). Neste caso, ambas as tensões são de tração, embora um ciclo de tensão pulsante possa perfeitamente apresentar tensões máximas e mínimas de sinais opostos ou ambas em compressão e este pode ser uma simulação dos ciclos de pressurização sofridos pelas aeronaves. A tensão média (σ_m) desse carregamento é positiva e pode ser definida pela Equação 7:

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})}{2} \quad \text{(Equação 7)}$$

- Tensão **aleatória**: regime de cargas randômicos. Um exemplo prático pode ser encontrado numa asa de uma aeronave, que é sujeita a sobrecargas repentinas devido ao vento e turbulências e à sua própria sustentação, caracterizando um ciclo completo de voo da aeronave (Figura 10c e Figura 11).

Figura 10. Ciclos de tensão a) simétrica, b) pulsante e c) aleatória (DIETER (1981).

Figura 11. Ciclos de tensão aleatória em um voo completo de uma aeronave (SMALL AIRCRAFT RISK TECHNOLOGY, 2014).

Alguns parâmetros dos ciclos de fadiga podem ser calculados por meio das tensões do ensaio. É possível identificar relações como a amplitude de tensão (σ_a ,

MPa), caracterizada pela metade do intervalo de tensão ($\Delta\sigma$, MPa) (Equações 8 e 9), a razão de tensão ($R\sigma$, adimensional), dada pela relação entre as tensões máximas e mínimas (Equação 10) e a razão de amplitude (A , adimensional), onde a amplitude de tensão é dividida pela tensão média (σ_m , MPa) (Equação 11).

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (\text{Equação 8})$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (\text{Equação 9})$$

$$R\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (\text{Equação 10})$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (\text{Equação 11})$$

Tipos de fadiga

As falhas que ocorrem em um número elevado de ciclos, tais como número de ciclos (N_f) $> 10^5$, são chamadas de fadiga de alto ciclo. Nesta situação, a tensão aplicada é elástica, as cargas são baixas e o material apresenta deformações plásticas localizadas. Tipicamente, os dados de fadiga de alto ciclo são representados pelo modelo Tensão-Número de Ciclos (S-N) ou curva de Wöhler ou Tensão-vida previsto para projetos de vida infinita. Para a fadiga em baixo ciclo, os componentes apresentam um menor número de ciclos para falhar, o modelo Deformação-Número de Ciclos (ϵ -N) ou Deformação-vida utiliza maiores cargas e um menor tempo de vida do componente é esperado.

3.3.3.1 Curvas de Wöhler (S-N)

Uma das principais contribuições de Wöhler para a compreensão da fadiga foi na introdução das chamadas curvas S-N, utilizada para gerir os dados de fadiga de alto ciclo. Essas curvas são levantadas conforme procedimentos descritos nas normas ASTM E466-15 (2015) (*Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*) e ASTM E739-10 (2015) (*Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data*). Nelas, as informações são apresentadas em uma escala linear para a amplitude de tensão (σ_a) na ordenada e linear ou logarítmica para o número de ciclos presumíveis para fratura final na abscissa (N_f).

A Figura 12 apresenta uma curva S-N típica, a qual contém três regiões com características distintas (SCHÖN, 2010):

I. Com amplitudes de tensão próximas ao limite de resistência do material ocorre um patamar de saturação, dessa maneira, se a falha não ocorrer no primeiro ciclo é provável que ocorra após muito mais ciclos (fadiga em baixo ciclo).

II. Com amplitudes de tensão intermediárias há um aumento da resistência à fadiga com a diminuição da amplitude de tensão, sendo esta a região mais comum dos ensaios.

III. Com amplitudes de tensão menores que o limite de fadiga, (σ_L , tracejado vermelho) um patamar pode se estabilizar e a fratura passa a ocorrer num valor virtualmente infinito de ciclos (acima de 10^7). Isso é conhecido como fadiga em vida infinita.

Figura 12. Curva S-N típica (SCHÖN, 2010).

Para o cálculo da tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$, MPa) atingida durante o ensaio é utilizada a Equação 12:

$$\sigma_{\text{máx}} = A \cdot (N_f)^B \quad (\text{Equação 12})$$

Onde B é uma constante característica do material a qual varia de 0 a 1.

3.3.4 Ensaio de tenacidade a fratura (K_{Ic})

Por definição, a tenacidade à fratura é a medida da capacidade de um material absorver energia até que frature. Em algumas abordagens, ela pode ser compreendida como uma propriedade que indica a resistência do material à fratura quando um dano se faz presente (CALLISTER, 2008). Os defeitos encontrados nos materiais podem estar presentes em suas estruturas microscópicas, podendo ser eles descontinuidades, entalhes, vazios ou trincas. Esses defeitos intrínsecos, dependendo da geometria e orientação da trinca, podem gerar distorção no campo de tensões internas do material.

O princípio fundamental da mecânica da fratura é que a tenacidade à fratura é independente do tamanho e geometria do corpo trincado (ANDERSON, 2005). Uma chapa entalhada, ou com um defeito elíptico como uma trinca, por exemplo, possui variação nas linhas de tensão que cortam o material. De acordo com Dailly e Riley (1991), se o defeito estiver orientado na direção das linhas de força as alterações no campo de tensões serão de menor expressão do que se essa trinca fosse ortogonal ao campo de tensões como a trinca de comprimento $2a$ na Figura 13.

Figura 13. Distorção no campo de tensões internas de um corpo na presença de uma trinca em sua estrutura (CALLISTER, 2008).

Normalmente, este fenômeno eleva as tensões locais e pode causar uma diminuição na seção resistiva. Desta forma, a área do defeito sofre uma maior tensão que é, por sua vez, encontrada no restante da estrutura sendo chamados de fatores concentradores de tensão (K_t , Equação 13). Assim, a resistência à fratura real de um

corpo é geralmente menor que a obtida pelo cálculo energético teórico baseado nas ligações atômicas (CALLISTER, 2008).

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_N} \quad \text{(Equação 13)}$$

Onde K_t é o fator de concentração de tensão podendo ser definido, como a razão entre a tensão máxima ($\sigma_{\text{máx}}$) no corpo e uma tensão referência, a tensão nominal (σ_N). Como K_t é um valor teórico, ele pode ser obtido de maneiras distintas (ANDERSON, 2005):

- Analiticamente: teoria da Elasticidade;
- Numericamente: método dos Elementos Finitos;
- Experimentalmente: fotoelasticidade ou ensaios mecânicos.

Entretanto, quando os materiais possuem defeitos “tipo trinca” os efeitos no campo de tensões vão além dos acima mencionados e um material pode ter o seu comportamento em fratura completamente alterado de dúctil para frágil. A resistência do material pode ser uma energia superficial de deformação plástica ou outro tipo de energia de dissipação relacionada com a propagação de uma trinca. São estudados três modos de carregamentos que movimentam a superfície da trinca (Figura 14) (ARAUJO, 2016):

- Tração (Modo I): carga normal ao plano da trinca. É o mais encontrado uma vez que ela não dissipa energia por esse modo. Possui melhor desenvolvimento por métodos analíticos e experimentais que os demais modos;
- Cisalhamento (Modo II): carga de corte perpendicular à ponta da trinca;
- Rasgamento (Modo III): carga de torção ou de cisalhamento paralelo à ponta da trinca;

Figura 14. Os três modos de propagação das trincas de acordo com o carregamento aplicado (ARAUJO, 2016).

O crescimento da fratura ocorre quando a energia disponível para o crescimento da trinca é superior à resistência do material. Este valor crítico do fator de intensidade da tensão é a chamada tenacidade à fratura e no modo I de carregamento e em domínio de um estado triaxial de tensões, é representada por K_{IC} (Equação 14).

$$K_{IC} = Y \sigma (\pi a)^{1/2} \quad \text{(Equação 14)}$$

onde Y é um parâmetro adimensional de forma que depende das geometrias do defeito e do corpo de prova e do modo de carregamento, σ é a tensão aplicada na trinca e a , seu comprimento. Como Y depende da largura, tamanho da trinca e direção dizemos que $Y = f(a/W)$, a qual expressa o comprimento da trinca (a) em relação ao plano existente, em que W é a largura do corpo de prova. Portanto, se a/W se aproxima de zero (isto é, para planos muito amplos e trincas muito pequenas) o valor de Y se aproxima de 1. Dessa maneira, para uma placa de largura infinita que possui uma trinca passante Y é igual a 1.

Os valores de K_{IC} são característicos de cada material podendo variar de acordo com seu processamento e acabamento superficial. A Tabela 9 contém alguns valores de referência.

Tabela 9. Valores de referência de K_{IC} (Adaptado de ASHBY, 2005).

Material	K_{IC} (MPa.m^{1/2})
Vidro	0,5 – 1,0
Refratário	1,0 – 1,5
Alumina	4,0
Alumina-zircônia	8,0 – 10,0
Ferro fundido	~ 13
Aço	50 – 200
PC	3,0

É importante salientar que quanto menor o valor de K_{IC} do material, mais fácil será sua propagação de trinca. Consequentemente, quanto maior, mais difícil será a propagação da trinca.

3.3.5 Análise de fraturas

De forma geral a fratura pode ser descrita pela divisão de um material, em duas ou mais partes, pela quebra das ligações interatômicas, gerando assim, uma nova superfície que representa uma descontinuidade. Podemos aglutinar os diferentes casos de fratura em alguns tipos básicos (CETLIN; SILVA; PENNA, 1978; AZEVEDO; CESCUN, 2004):

- I. Dúctil: Aparência rugosa, gerada através de deformação plástica, normalmente contém microcavidades.
- II. Frágil por Clivagem: Transgranular, aparência facetada onde há separação dos planos cristalinos.
- III. Frágil Intergranular: Causada por agentes fragilizantes.
- IV. Por Fluência: Tensão aplicada em altas temperaturas.
- V. Por Fadiga: Derivada de carregamentos cíclicos, em que os valores de tensão são flutuantes.

3.3.5.1 Fratura por fadiga

Segundo Anderson (2005), fratura em fadiga é um obstáculo que a sociedade tem enfrentado desde que o homem começou a construir. Avanços na área da mecânica da fratura ajudaram a determinar o tempo útil de ligas metálicas, ou seja, a quantidade de ciclos (carregamentos e descarregamento) que o material irá suportar antes que ocorra uma falha catastrófica. Um planejamento estimado de quantos voos uma aeronave suportará antes que algum dos componentes sofra uma falha catastrófica por fadiga é uma aplicação muito importante para prever manutenções ou substituições dos mesmos.

O processo de ruptura em fadiga, de um componente, ocorre em três etapas:

- Nucleação de uma trinca em alguma irregularidade (ponto de concentração de tensões);
- Propagação da trinca;
- Ruptura catastrófica quando se atinge o limite de tenacidade à fratura (K_{IC}) do material;

Nucleação de trincas na fadiga

Materiais que possuem microestrutura policristalina apresentam vários concentradores de tensões, tais como, contornos de grão, marcas de usinagem,

inclusões e entalhes, os quais, tanto individualmente quanto em conjunto podem atuar como nucleadores de uma trinca (VASUDEVAN; SADANANDA; RAJAN, 1998). Essas superfícies livres são os pontos de nucleação mais frequentes, pois possuem maiores tensões e menores restrições à deformação plástica. Elas podem surgir em alguma irregularidade do seu acabamento, por influência de sua geometria ou até mesmo devido à maneira que a peça ou componente foi fixado.

Descontinuidades e singularidades podem gerar também a nucleação, no interior do material, quando há interfaces envolvidas como inclusões-metal base (FUCHS e STEPHENS, 1980). As inclusões podem parecer de diversas formas, gerando comportamentos diferentes na fadiga, apesar de ser um caso raro. A trinca interna pode, ainda, surgir de uma mudança de fases, em microestruturas muito heterogêneas (ANDERSON, 2005).

A falha por fadiga está geralmente ligada a deformações plásticas. Para a deformação plástica nos metais ser possível, é necessária a movimentação de planos atômicos conhecidos como planos de escorregamento. Porém, para que isso seja possível, é indispensável a presença de um defeito linear, a discordância. Este é um defeito cristalino no qual diversos átomos estão desalinhados e consequentemente provocam uma distorção na estrutura cristalina (CALLISTER, 2008). Além disso a presença de elétrons livres facilita essa movimentação, sendo esta, uma característica das ligações metálicas. A Figura 15 apresenta a sequência teórica natural da movimentação da discordância em cunha através do reticulado cristalino até atingir o final do cristal.

Figura 15. Deslocamento teórico em cunha no reticulado cristalino (adaptado de CALLISTER, 2008).

A propagação das discordâncias ocorre plano a plano. Dessa forma, menos energia é necessária para que ela se movimente através de planos e direções mais compactos de uma estrutura cristalina até que chegue à superfície e cause uma deformação unitária dada pelo vetor de Burgers, b (deslocamento unitário do plano).

Adicionalmente a isto, quando o carregamento é cíclico, existe a formação de intrusões e extrusões que são perturbações pontuais que se formam na superfície de um corpo sólido caracterizadas pelo surgimento da rugosidade com o tempo (Figura 16). De acordo com Fuchs e Stephens (1980), estes fenômenos associados às bandas de deslizamento (planos nos quais uma parcela dos cristais sofre deslizamento relativo à deformação plástica) formam concentradores de tensão que também funcionam como pontos de partida para a nucleação de trincas.

Figura 16. Fenômenos de intrusão e extrusão associados às bandas de deslizamento, sendo a) sem danos, b) início da fadiga, c) surgimento de perturbações localizadas (extrusão e intrusão) e d) movimento de bandas de deslizamento (Adaptado de NDT RESOURCE CENTER, 2019).

Na Figura 16a, o corpo de prova possui aparente rugosidade em sua superfície externa ou indícios de defeitos superficiais, pois ainda não foi exposto à fadiga. Na Figura 16b, o ensaio é iniciado fazendo com que o corpo de prova se movimente repetidamente da direita para esquerda, porém, ainda não apresenta defeitos. Na Figura 16c, a fadiga fez com que a movimentação das bandas de deslizamento gerasse um aumento na rugosidade superficial do corpo de prova, com perturbações localizadas (intrusões e extrusões), criando concentradores de tensões. Finalmente na Figura 16d, com a continuidade dos carregamentos cíclicos, resultou em deformações plásticas irreversíveis ao material devido ao movimento das bandas de deslizamento.

Rugosidade Superficial

A rugosidade em uma superfície é um conjunto de irregularidades formadas por picos e vales ao longo de toda a superfície de um material. Para materiais metálicos, tais como a liga de magnésio Elektron WE43C-T5, este não é fator determinante quando os mesmos estão expostos à forças externas, pois influi em seu comportamento mecânico, como na resistência à corrosão e fadiga. Essas saliências e reentrâncias podem ser avaliadas com aparelhos de medição, como por exemplo o rugosímetro e microscópio (AGOSTINHO; RODRIGUES; LIRANI, 1977).

Neste trabalho alguns parâmetros de caracterização da rugosidade superficial são utilizados, tais como:

I. Rugosidade média, R_a (Figura 17): desvio absoluto da média ao longo do comprimento da amostragem, ou seja, é a média aritmética entre os picos e vales percorridos pelo instrumento de medição. Esse parâmetro é o mais empregado universalmente devido ao controle de qualidade.

Figura 17. Rugosidade média (R_a) (Adaptado de KEYENCE, 2019a).

II. Assimetria, R_{sk} (Figura 18a): coeficiente de assimetria, usado para medir a simetria do perfil sobre a linha média. Ele é sensível à profundidade dos vales e altura dos picos na amostra. Quando R_{sk} é igual à zero, significa que existe uma distribuição simétrica de altura entre picos e vales. Quando, por algum motivo, há falta de picos ou existem arranhões na peça em comparação com o número de vales, R_{sk} é negativo. Já os perfis com vales preenchidos ou picos elevados têm o valor de assimetria positivo. O valor de R_{sk} é comumente utilizado para distinguir dois perfis com valores similares de R_a .

III. *Kurtosis*, R_{ku} (Figura 18b): relacionado de acordo com a forma que a amplitude está distribuída ao longo da amostra analisada, além de quantificar se há aleatoriedade no perfil. Valores de R_{ku} iguais a três, significam que a amplitude dos picos e vales estão igualmente distribuídos pela amostra. Uma distribuição de altura de topografia centralmente distribuída tem *Kurtosis* maior

que 3, já quando o valor é negativo, as distribuições de altura estão bem esparramadas. Desta forma, se Rku é menor que três, a superfície apresenta poucos picos altos e poucos vales profundos; se Rku for maior que três a superfície apresenta muitos picos altos e muitos vales profundos. O parâmetro Rku , também é utilizado para diferenciar superfícies com topografias diferentes, mas que apresentam o mesmo valor de Ra .

Figura 18. Parâmetros da rugosidade, sendo a) coeficientes de assimetria Rsk e b) distribuição de amplitude (Rku) (Adaptado de KEYENCE, 2019b).

Propagação de trincas

Ainda que o estudo da vida em propagação não seja o principal objetivo deste trabalho, será feito um breve relato sobre o assunto. Em geral, após a nucleação da trinca, sua propagação ocorre em 3 estágios (Figura 19):

- Estágio I: microtrincas (bandas persistentes). Propagação por cisalhamento a partir da superfície a 45° do eixo de carregamento. Após passar por um contorno (não necessariamente o primeiro) a trinca altera a orientação.
- Estágio II (início devido à interação com um contorno de grão): Propagação perpendicular à solicitação até atingir tamanho crítico para propagação instável. Geralmente, apenas a trinca principal atinge este estágio, porém quando há muitos concentradores de tensão podem haver mais de uma trinca principal.
- Estágio III: propagação abrupta final. Em uma aplicação realista deste fenômeno, isto resultaria no comprometimento da estrutura do material e sua operação, ocasionando falha catastrófica do componente.

Figura 19. Propagação de trincas e seus estágios (Adaptado de FUCHS; STEPHENS, 1980)

Quando considerado que a vida em propagação é a dominante (considerando que uma trinca será nucleada ou que já esteja presente), a propagação estável da trinca pode corresponder até a 95% da vida útil de um componente sob solicitação cíclica. O crescimento de uma trinca em função do número de ciclos é demonstrada na Figura 20, onde N é o número de ciclos de carregamento.

Figura 20. Crescimento gradual de uma trinca por fadiga (GOODENBERGER; STEPHENS, 1993).

A trinca apenas será desacelerada quando encontrar uma barreira microestrutural formada, por exemplo, por contornos de grão e inclusões que impeçam o crescimento da trinca na direção original.

Segundo CALLISTER (2008), mesmo que a máxima tensão utilizada nos carregamentos cíclicos estejam abaixo da tensão limite de escoamento do material é possível que este frature caso tenha defeitos como trincas. Quando uma trinca já está presente no componente, a Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFLE) é aplicada para prever o tempo de vida do componente até a fratura, podendo, desta forma, definir manutenções e substituições dos componentes.

3.3.5.2 Superfícies de fratura

As superfícies de fratura apresentam informações sobre mecanismos, regiões de nucleação e a causa da fratura, uma vez que cada dano apresenta uma face característica. Por meio da observação de detalhes como posição, geometria, aparência e coloração da trinca (por exemplo), pode-se obter informações sobre as condições nas quais a fratura ocorreu (CALLISTER, 2008).

Superfícies de fratura por fadiga

Para fraturas por fadiga, algumas condições são esperadas. Na Figura 21, pode se observar exemplos de superfícies de fratura distintas. É importante salientar, que à nível macroscópico não há ocorrência de deformações plásticas, entretanto, a mesma pode ser observada microscopicamente pela formação de estrias.

Figura 21. Presença de estrias observadas microscopicamente (NUNES et al., 2017).

Em geral, duas regiões distintas podem ser analisadas:

- Aparência lisa, contidas as fases de nucleação e propagação, aspecto de fratura frágil (sem sinais de deformação plástica).
- Aparência grosseira, fratura final da peça (área remanescente não é capaz de suportar a tensão aplicada. Pode ser do tipo dúctil (dimples) ou frágil (clivagem).

Como observado, as estrias aparecem principalmente na superfície de fratura de materiais dúcteis, cada uma correspondendo a um ciclo de carregamento. A propagação de trinca através das estrias é inerente à orientação dos grãos do material, porém, é preferencialmente transgranular e sua velocidade de propagação pode chegar a micrômetros por ciclo.

O aspecto mais característico em superfícies que sofreram falha por fadiga é apresentado na Figura 22. O ponto ou sítio de iniciação da trinca é encontrado tipicamente em sua superfície. Macroscopicamente, a região de propagação da trinca se caracteriza por “marcas de praia” devido a alterações no ciclo de tensões, seja no seu valor ou na frequência de aplicação, assim como as paradas intermediária. O restante do corpo de prova apresenta uma área de ruptura catastrófica, que ocorre quando a trinca atinge um tamanho crítico para os níveis de tensão presentes (DIETER, 1981).

Figura 22. Representação da superfície típica de fratura por fadiga, com diferenciação da nucleação, propagação e instabilidade da trinca (Adaptado de MAZZINI; SANTUS, 2015).

Segundo ANDERSON (2005) se analisarmos a fratura de uma perspectiva atômica, o material apenas terá uma ruptura catastrófica se a tensão aplicada no componente for suficiente para quebrar as ligações que mantêm os átomos juntos. Esta ligação é dada pelas forças atrativas entre os átomos, relacionada à energia

potencial e a sua distância interatômica (Figura 23). Do equilíbrio entre eles (X_0 , indicado em vermelho) decorre a energia potencial mínima. Dessa maneira, para seja rompido esse equilíbrio é necessário que seja aplicada uma tensão capaz de aumentar a distância de separação do valor de equilíbrio. Esta força, por sua vez, deve ser superior à força atrativa dos átomos para quebrar a ligação completamente.

Figura 23. Energia potencial e força em função da separação atômica. No ponto de equilíbrio (X_0), a energia potencial é mínima, e as forças de atração e repulsão estão balanceadas
Adaptado (ANDERSON, 1994).

4. METODOLOGIA

4.1. Fluxograma da pesquisa

A Figura 24 sintetiza a metodologia da pesquisa, apresentando em fluxograma as etapas de caracterização do material como recebido, ensaios mecânicos e análise de fratura.

Figura 24. Fluxograma geral da pesquisa.

4.2. Material

O material utilizado no desenvolvimento deste trabalho é a liga de Magnésio ELEKTRON WE43C na condição T5, ou seja, conformada e envelhecida artificialmente. A faixa nominal está apresentada na Tabela 10. Essa liga é inicialmente manufaturada como um lingote fundido seguido de resfriamento. Depois, é submetido a altas temperaturas para refinamento da microestrutura e redução da espessura para o formato de chapa. Subsequente a isso, o material sofre o tratamento térmico T5, o qual consiste em envelhecimento a 205 °C por 48h para aprimoramento de suas propriedades.

Tabela 10. Composição nominal das amostras como recebida da liga ELEKTRON WE43C-T5.

Elementos	Mínimo	Máximo
Mg	Balanço	
Y	3,7	4,3
Nd	2,0	2,5
Zr	0,2	
Outros	-	1,0

4.2.1 Caracterização do material como recebido

Logo após o recebimento do material, algumas análises foram realizadas.

Difração de raios- X (DRX)

A fim de identificar as estruturas cristalinas presentes no material como recebido e averiguar sua composição, as amostras iniciais tiveram suas superfícies limpas e polidas e foram submetidas a análise em equipamento da marca Siemens D5005 e a faixa de 2θ foi de 5° a 90° . Para análise dos picos de difratogramas foram realizadas a partir do software *Crystallographic Search-Match* da Oxford.

Análise da microestrutura por Microscopia ótica

Para cada uma das amostras foram realizadas análises metalográficas em duas direções: longitudinal ou direção de laminação (plano L) e transversal longa (plano T), no intuito de verificar a direção de laminação do material recebido. Um microscópio ótico Olympus BX60M, com uma câmera digital de alta resolução (5,0 Mpixels) foi utilizado.

As amostras foram embutidas em resina e polidas em lixa de Carbetto de Silício (SiC) na sequência 400, 600, 800, 1000, 1200 e 2000 mesh. Os polimentos mecânicos foram realizados com pasta de diamante na sequência $1\mu\text{m}$ e $1/4\mu\text{m}$ e finalizada com sílica em suspensão coloidal com $0,25\mu\text{m}$.

O ataque químico para revelação dos contornos de grão foi realizado por imersão com reativo Nital 5 % (5 % HNO_3 e 95 % álcool etílico) em um tempo médio de 13 segundos.

Análise da Rugosidade

Com o auxílio do microscópio digital de varredura a laser, Olympus LEXT OLS4100, disponível no Núcleo de Manufatura Avançada (NUMA) EESC-USP, foi possível produzir observações 3D sem contato com os corpos de prova recebidos já usinados para os ensaios de tração e medições das características da superfície em resoluções de até 10 nanômetros, para que se avaliasse as condições da usinagem.

Para validar este ensaio, dois corpos de prova de cada sentido de laminação foram selecionados aleatoriamente e antes de serem expostos ao microscópio, passaram por um processo de limpeza utilizando álcool isopropílico (99,59 %) a fim de evitar eventuais contaminações como sujeiras superficiais e gorduras. Após esta etapa, os corpos de prova foram submersos em uma nova solução de álcool isopropílico e colocados em uma cuba de limpeza ultrassônica durante 40 minutos. Foram mantidos cuidados de manuseio, utilizando luvas de látex e invólucros esterilizados até que os mesmos fossem ensaiados.

Durante a análise da superfície, os 4 corpos de prova (dois para cada sentido de laminação) foram posicionados um por vez e fixados em uma mesma posição de tal forma que o teste se repetisse de mesma maneira todas as vezes. Após a varredura da superfície, foram obtidos resultados referentes à média aritmética entre os picos e vales percorridos pelo microscópio (R_a), coeficiente de assimetria (R_{sk}) e a forma da distribuição da amplitude (R_{ku})

4.3. Análise do comportamento mecânico da Liga WE43C – T5

Os ensaios descritos a seguir foram realizados com o objetivo de se conhecer a resposta da liga, quando submetida à carregamento estáticos e cíclicos.

4.3.1 Ensaios mecânicos

Ensaio de dureza

De maneira a averiguar o perfil de dureza, amostras com 25 mm de diâmetro e 5 mm de espessura (Figura 25) foram removidas com as faces do cilindro nos planos L e T e submetidas ao ensaio de dureza, visto que esta propriedade está diretamente relacionada à sua condição microestrutural.

Figura 25. Geometria do material utilizado para ensaio de dureza.

O equipamento utilizado foi o Leco RT-240 (Figura 26) e foram realizadas 10 medições de dureza Rockwell B (HRB), utilizando esfera de 1/16 polegadas, uma pré-carga de 10 kgf, com uma carga final de 100 kgf. As amostras (Figura 25) tiveram suas superfícies limpas e os ensaios seguiram as recomendações da norma ASTM E18 (*Standard methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials*).

Figura 26. Ensaio de dureza sendo realizado: equipamento e posicionamento da amostra.

Ensaio de Tração

Os corpos de prova obtidos estavam de acordo com a norma ASTM E8M (2018) e sua geometria está representada na Figura 27. Estes foram polidos manualmente em sua região útil; o acabamento superficial foi aperfeiçoado pois os componentes aeronáuticos que podem ter a liga ELEKTRON WE43C-T5 aplicada, possuem um acabamento em toda sua parte exposta. Isto foi feito para que o material fosse

ensaiado numa condição mais próxima possível do real, avaliando além do efeito do concentrador de tensão a rugosidade na região útil do corpo de prova.

Figura 27. Corpos de prova de tração sendo a) formato final e b) dimensões em mm.

Para a determinação das medidas de anisotropia, os corpos de prova foram retirados em 2 direções distintas, tendo como referência o sentido de laminação: longitudinal e transversal. Foram ensaiados 9 corpos de prova de cada direção a fim de garantir a reprodutibilidade do ensaio.

Os corpos de prova foram tracionados no equipamento MTS Landmark, com célula de carga de capacidade de 100 kN (Figura 28). Para a obtenção das medidas de alongamento foi utilizado um extensômetro MTS G-51-11M (10% de deformação máxima). Os ensaios foram executados à temperatura ambiente, numa máquina MTS Lendmark com uma célula de carga de 100 kN, sob uma taxa de deformação de 2 mm/min.

Figura 28. Máquina de ensaio MTS L Landmark.

Ensaio de tenacidade à fratura (K_{IC})

Os ensaios de tenacidade à fratura foram conduzidos com o intuito de mensurar o quão resistente à propagação de trinca a liga Elektron WE43C-T5 pode ser. Para que isso se tornasse possível, corpos de prova de acordo com a norma ASTM E399-19 (2019) (*Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*) foram usinados nas dimensões apresentadas na Figura 29.

ESP. 25,4mm

Figura 29. Dimensões do corpo de prova usados para os ensaios.

Estes foram ensaiados em uma máquina servo-hidráulica da marca MTS modelo Landmark, com capacidade de 100 kN em temperatura ambiente controlada de 20°C. Para medida do deslocamento da boca da trinca utilizou-se um extensômetro MTS G-51-11M (10% de deformação máxima) (Figura 30).

Figura 30. Corpo de prova acoplado às garras, utilizando o extensômetro.

Pré-trincamento

Esta etapa é uma condição obrigatória para que os corpos de prova de tenacidade à fratura sejam ensaiados. O crescimento da trinca por fadiga foi feito de acordo a norma ASTM E399, no mesmo equipamento descrito no ensaio de K_{IC} acima. O objetivo do pré-trincamento foi o de atingir a relação $a/W = 0,5$ quando o comprimento da trinca de fadiga atingisse aproximadamente 1,0 mm de comprimento (Figura 31).

Figura 31. Indicação das marcas de controle da pré-trinca de 1,0 mm.

Ensaio de Fadiga S-N

Os ensaios de fadiga foram conduzidos para avaliar resistência da liga a nucleação de trinca pela quantidade de ciclos suportada pelo material até a sua falha. Foram realizados ensaios axiais em um sistema servo-hidráulico da marca MTS Landmark, com capacidade de 250 kN, segundo as normas ASTM E466-15 (2015) e ASTM E739-10 (2015). A Figura 32 apresenta a montagem do corpo de prova no sistema de ensaio.

Figura 32. Corpo de prova sendo ensaiado para curva S-N.

Os corpos de provas foram retirados com seu eixo paralelo a direção longitudinal e transversal da chapa, sem entalhe. A geometria e dimensões estão apresentadas na Figura 33.

Figura 33. Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova para o ensaio de fadiga S-N.

Neste ensaio, foi levado em consideração o efeito do valor da razão de tensão (R_σ). A variação do R_σ foi feita para comparação entre o valor comumente utilizado como teóricos ($R_\sigma = -1$) e o usual para aplicação aeronáutica ($R_\sigma = 0,1$). A Tabela 11 resume as condições de ensaio juntamente com a quantidade de corpos de prova utilizados.

Tabela 11. Matriz dos ensaios de fadiga.

Corpos de prova	Razões de tensão (R_σ)	Quantidade de corpos de prova	Total
Direção L	-1	9	18
	0,1	9	
Direção T	-1	9	18
	0,1	9	

Foram utilizadas sete condições de níveis de tensão. Para os dois níveis mais altos a frequência foi de 10 Hz e para o restante, 30 Hz. A diferença entre o número de corpos de prova e a quantidade para cada nível de tensão se deve aos imprevistos que aconteceram durante os ensaios (deformação plástica devido a queda de energia, desprendimento do corpo de prova das garras, etc) que inviabilizaram alguns corpos de prova.

A análise gráfica utilizou o modelo de distribuição log-normal, vastamente aplicada em trabalhos de número de ciclos até a fratura podendo ser usada para determinar a probabilidade de falha

4.3.2 Análise da superfície de fratura

Após a fratura, as superfícies fraturadas foram observadas macroscopicamente e microscopicamente utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV) da marca FEG modelo Inspect™ F50 nos corpos de prova rompidos em fadiga S-N. Já os corpos de prova de tração e tenacidade a fratura K_{IC} foram analisados macroscopicamente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização microestrutural

A partir de análises em um difratômetro de raios-X foram averiguadas as fases cristalinas presentes na liga WE43C-T5 (Figura 34). Fica claro que a amostra é composta de α -Mg, com precipitação de $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$ e Mg_{24}Y_5 .

Figura 34. Difratograma de raio-X da liga WE43C-T5.

Essas fases são as responsáveis pelo alto desempenho mecânico da liga WE43 em comparação às demais ligas de Mg. Dentre as propriedades atribuídas, estão a estabilidade da resistência mecânica, até temperaturas de 300 °C, e resistência à corrosão (MORDIKE, 2002; RZYCHOŃ; KIEŁBUS, 2007; SONG, 2005).

Após ataque com Nital 5% foi possível observar a microestrutura da liga WE43C-T5 por microscopia ótica (Figuras 35 e 36). Foram revelados com clareza os contornos de grãos e os precipitados de terras raras (setas vermelhas).

Figura 35. Microscopia ótica da amostra com orientação no sentido de laminação (L). Ampliação a) 5x, b) 50x, c) 80x e d) 100x.

Figura 36. Microscopia ótica da amostra com orientação transversal ao sentido de laminação (T). Ampliação a) 5x, b) 50x, c) 80x e d) 100x.

Os resultados obtidos do microscópio ótico (MO) permitem observar uma estrutura homogênea, com formato de grãos equiaxiais nos planos analisados e a

presença de precipitados (pontos pretos) no interior dos grãos. Essa microestrutura é resultado do processo de fabricação e do tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Segundo Chu e Marquis (2015) e Riontino, Lussana e Massazza (2006), os precipitados visualizados são provavelmente fases intermetálicas ricas em Y e Nd. Foi observado a presença maior de precipitados no sentido transversal à laminação devido à orientação do corte, além do que os grãos se apresentam menores e com uma orientação preferencial menos definida.

Além disso, também é possível observar pequenos grãos recristalizados dinamicamente, tanto nas amostras observadas no sentido longitudinal quando transversal. Segundo Ghorbanpour, McWilliams e Knezevic (2019), o tratamento T5 gera precipitações e, pode causar alguma recuperação, mas não recristalização. As figuras mostram uma textura moderada no material, onde a maioria dos grãos tem seu eixo cristalográfico no sentido da laminação. Essa textura basal é normalmente encontrada em muitas ligas de Mg laminadas.

Avaliação da rugosidade nos corpos de prova de fadiga

Na análise de rugosidade, os valores obtidos de Ra (Tabela 12) indicaram que nos corpos de prova de fadiga, apresentaram uma pequena diferença entre a condição do acabamento superficial de acordo com o sentido de laminação das amostras. Àqueles usinados a favor do sentido de laminação, a média de Ra foi superior aos usinados transversalmente à laminação indicando que sua superfície é mais rugosa. O mesmo não aconteceu se observarmos os parâmetros do coeficiente de assimetria Rsk, onde o sentido L teve um maior valor, podendo-se afirmar que este sentido possui uma distribuição de picos e vales mais simétrica do que em comparação à direção T. Entretanto, para os valores médios de Rku o ensaio mostra que há uma distribuição de altura mais esparramada no sentido L pois seu valor está mais distante do que três se comparado à direção T.

Tabela 12. Resultados do teste de rugosidade das amostras.

	L	Desvio Padrão	T	Desvio Padrão
Média Ra (μm)	0,78	0,07	0,56	0,11
Média Rsk	- 0,23	0,06	- 0,53	0,13
Média Rku	2,07	0,44	2,49	0,26

Isto é possível pois como os corpos de prova foram usinados em tornos rotativos, quando os mesmos de sentido T eram desbastados, a ferramenta ficava em contato com superfície do corpo de prova seguindo a orientação dos grãos. Já na orientação L, a ferramenta do torno gastava a superfície transversalmente à laminação do corpo de prova, fazendo com que sua superfície tivesse um pior acabamento. Isto pode ser mais bem compreendido por meio da Figura 37.

Figura 37. Orientação preferencial dos grãos com relação à ferramenta de desbaste na usinagem dos corpos de prova.

Os picos e vales distribuídos ao longo da seção útil do corpo de prova podem ser observados na Figura 38, ilustrando os aspectos discutidos.

Figura 38: Rugosidade dos corpos de prova de tração e fadiga como recebidos sendo a) sentido da laminação (L) e b) contrário ao sentido de laminação (T).

Sendo assim, após esta análise, todos os corpos de prova a serem ensaiados em fadiga foram polidos manualmente para homogeneização da rugosidade nas duas direções e assim evitar que diferenças na rugosidade afetassem a vida em fadiga diferentemente.

5.2 Análise do comportamento mecânico da liga WE43C – T5

As análises do comportamento mecânico da liga foram realizadas por tração, fadiga S-N e tenacidade a fratura (K_{IC}). Nestes ensaios, foram considerados as orientações dos grãos, sendo eles L (na direção de laminação) e T (transversal).

5.2.1 Ensaio de dureza

Os ensaios de dureza para caracterização são mostrados na Tabela 13.

Tabela 13. Valores de dureza Rockwell B obtidos.

Medida	L	T
1	65,8	63,1
2	62,9	61,5
3	64,9	66,2
4	65,0	66,9
5	65,6	61,6
6	64,6	66,0
7	65,8	67,1
8	64,8	66,9
9	64,1	54,5
10	66,0	65,6
Média	64,95	63,94
Desvio Padrão	0,90	3,75

Com valores médios obtidos podemos considerar as amostras similares em ambas as direções. Esses valores estão de acordo com o que a literatura propõe para a liga quando o tratamento térmico utilizado é o de envelhecimento por precipitação (LUXFER MEL TECHNOLOGY, 2018).

5.2.2 Ensaio de Tração

As Figura 39 e 40 apresentam as curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração, em temperatura ambiente, para os corpos de prova com orientação L e T, respectivamente. As diferentes colorações das curvas representam os

resultados de 9 corpos de prova em cada condição. Em destaque, para cada figura, também são apresentadas as tensões limite de escoamento (σ_Y), considerando a determinação do limite elástico convencional 0,2%.

Figura 39. Gráficos tensão x deformação dos corpos de prova com orientação L, destacando a tensão limite de escoamento (σ_Y), limite elástico convencional 0,2%.

Figura 40. Gráficos tensão x deformação dos corpos de prova com orientação T, destacando a tensão limite de escoamento (σ_Y), limite elástico convencional 0,2%.

Os corpos de prova analisados apresentaram valores de tensão de escoamento próximos, sendo que o sentido T foi levemente maior. Subsequente a isso, a curva do sentido L obteve maior tensão máxima e um comportamento mais dúctil (maior deformação suportada), provavelmente por esta ser a favor do sentido de laminação.

O alongamento de ambas as condições é correspondente aos valores fornecidos pelo fabricante, sendo que para chapas de 1 mm à 38 mm, são previstos 12% de alongamento.

Apesar de uma pequena diferença de resultados entre as orientações (Tabela 14), o ensaio de tração não apresentou forte anisotropia. Isso corrobora com a ideia de que os elementos de terras raras adicionados à liga foram, de fato, eficientes na diminuição do efeito anisotrópico e aumento da ductilidade do material o que é esperado para amostras de Mg que contém esses elementos. Normalmente, de acordo com Cheng (2007), esta modificação na estrutura das ligas de Mg, ocorrem durante a recristalização e crescimento de grãos da liga.

Tabela 14. Média das principais propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração de acordo com o sentido de orientação preferencial.

Propriedades	L	T
σ_Y , MPa	247,4	266
$\sigma_{máx}$, MPa	371,4	364,3
E, GPa	45,5	45,2
Deformação (%)	13,31 ($\pm 1,16$)	10,31 ($\pm 1,49$)

As principais propriedades obtidas, por meio do ensaio, apresentadas em forma de tabela, permitiram uma melhor comparação dos resultados. Os valores da tensão limite de escoamento são levemente inferiores (10,5 %) ao mínimo especificado para esta liga pelo fabricante (276 MPa), mas com relação a tensão limite de resistência o valor se apresenta 7,7 % maior que o mínimo de 345 MPa (LUXFER MEL TECHNOLOGY, 2018). Além disso o módulo de Young (E) obtido é similar ao mínimo especificado de 44 GPa.

Comparando os resultados de tração obtidos neste trabalho, com duas ligas de Al utilizadas na aviação (Tabela 14), observa-se que estas possuem parâmetros de resistência muito superiores ao da liga de Mg, bem como maior módulo elástico.

Tabela 15. Principais propriedades mecânicas de ligas de alumínio com orientação L.

Ligas	AA7050 – T7451 (GAMBONI, 2011)	AA2050 – T84 (BONAZZI, 2013)
σ_Y , MPa	472	477
$\sigma_{m\acute{a}x}$, MPa	534	511
E, GPa	69	75
Deformação (%)	11,8	12,0

As superfícies de fratura dos corpos de prova foram analisadas macroscopicamente (Figura 41). Em ambos os sentidos se observa uma fratura sem ocorrência significativa de deformação plástica (empescoçamento). Para o corpo de prova L, foi notada uma superfície em 45°, em decorrência de deformação nos planos de máxima tensão cisalhante próxima a superfície. Nas fraturas dos corpos de prova em sentido T, foi notada uma superfície de fratura mais plana bem menor, com pequena zona a 45° próxima da superfície.

O magnésio apresenta estrutura hexagonal compacta (HCP) e possui dois mecanismos de deformação plástica: o deslizamento de planos cristalinos e a maclação (CHENG; CHEN; XIA, 2007). Sabe-se que dentre os quatro tipos de deslizamento de planos em metais HCP (basal, prismático, piramidal de primeira e segunda ordem) o basal é o principal. O sistema de escorregamento basal fornece apenas dois sistemas independentes de escorregamento, porém de acordo com o critério de von-mises é necessário ter cinco sistemas independentes para deformação homogênea (KOIKE et al., 2003), como é o caso das ligas de alumínio (CFC), a qual possui características de maior alongamento e módulo elástico quando se comparadas com a Elektron WE43.

Figura 41. Fractografia macroscópicas das fraturas após ensaio de tração.

5.2.3 Tenacidade à Fratura

A Tabela 16 apresenta os resultados da tenacidade à fratura obtidos no modo I de carregamento e em dominância de um estado plano de deformação, K_{IC} para a liga WE43C nas direções L e T. Novamente, os resultados refletem a homogeneidade da microestrutura e são estatisticamente semelhantes. Quando estes valores são comparados com os das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 observa-se a superioridade das ligas de Al (Tabela 17). Como pode ser observado nos diagrama de Ashby (Figura 42) o valor da tenacidade à fratura na liga de magnésio é geralmente menor do que os valores observados para as liga de alumínio.

Tabela 16. Valores médios dos ensaios de tenacidade à fratura para ligas de magnésio.

Sentido de Laminação dos Corpos de Prova	L	T
PQ (N)	8682,91	8344,53
KQ (MPa m^{1/2})	14,37	13,81
KQ = K_{IC} (MPa m^{1/2})	15	14

Tabela 17. Valores de tenacidade à fratura (K_{IC}) para ligas de alumínio.

Sentido de Laminação dos Corpos de Prova	K_{IC} (MPa m^{1/2}) L	K_{IC} (MPa m^{1/2}) T
AA7050 – T7451 (GAMBONI, 2011)	44	38
AA2050 – T84 (BONAZZI, 2013)	42	33

Figura 42. Resistência à fratura, K_{IC} , plotada contra o módulo de Young, E . A família de linhas apresenta a constante $K_{IC}^2 = E$ (aproximadamente G_{IC} , a energia ou resistência à fratura). (ASHBY, 2005).

A superfície de fratura do corpo de prova L após o ensaio está apresentada na Figura 43. Após análise, foi possível identificar o início da fratura, o crescimento da trinca, a zona alongada e a frente final da trinca (descritos na imagem). Estes aspectos são característicos dos corpos de prova fraturados no ensaio de tenacidade a fratura (MEDINA, 2014).

Figura 43. Fractografia macroscópica da superfície de fratura do corpo de prova L.

5.2.2 Fadiga S-N

O ensaio de fadiga S-N foi realizado em uma grande quantidade de corpos de prova nos dois sentidos analisados. A Figura 44 apresenta o gráfico tensão máxima *versus* número de ciclos, constando todos os valores.

Figura 44. Resultados dos ensaios de fadiga S-N.

Da Figura, observa-se que a direção dos corpos de prova não afetou significativamente a vida em fadiga, reflexo de uma microestrutura homogênea que resultou em parâmetros de resistência mecânica similar nas direções consideradas. Entretanto, podemos observar que com o aumento de R de -1 para 0,1 causou uma redução significativa na vida em fadiga, independentemente da direção do corpo de prova, para uma mesma tensão.

Adams, Allison e Jones (2016) investigou o efeito dos tratamentos T5, baixo envelhecimento e com pico de envelhecimento (T6) no comportamento de fadiga de alto ciclo da liga WE43 laminada a quente. Seus experimentos revelaram maior resistência à fadiga para as amostras tratadas em T5 se comparadas com as outras categorias. Uematsu, Tokaji e Matsumoto (2009) realizou testes de fadiga por flexão plana em amostras de microcantilever de cristal único da mesma liga. Com base na orientação cristalográfica, eles definiram fadiga dominada por deslizamento basal, gêmeo primário, deslizamento piramidal e avaliaram a resistência à fadiga dos modos mencionados. De acordo com seus experimentos, o deslizamento piramidal dominado

e o deslizamento basal são as forças de fadiga mais fortes e mais fracas, respectivamente.

Os pontos indicados por traços vermelhos são os corpos de prova que não se romperam e o ensaio foi encerrado ou houve algum problema externo ao ensaio. Estes valores não são aplicados nos cálculos dos resultados e são demonstrados como *runout*. A Figura 45 apresenta exemplo de um corpo de prova que se comportou desta maneira (Figura 45a).

Figura 45. Corpos de prova de fadiga S-N após o ensaio mecânico.

A Figura 46 compara as curvas S-N obtidas para a liga WE43C T5 com os resultados das ligas AA7050 T7451 (GAMBONI, 2011) e da liga Al-Cu-Li AA2050 T84 (BONAZZI, 2013). Com esta comparação, foi possível observar que a liga WE43C-T5 possui uma menor resistência a fadiga que as ligas AA7050 T7451 e Al-Cu-Li AA2050 T84 aeronáuticas. Entretanto, dentre as ligas de magnésio investigadas na literatura, a WE43C apresenta uma das melhores resistências a fadiga de alto ciclos.

Figura 46. Comparação da vida em fadiga da liga WE43C com as ligas AA7050 – T451 e AA2050 – T84.

As superfícies de fratura após o rompimento dos corpos de prova foram analisadas macroscopicamente (Figura 47). Para os corpos de prova ensaiados com razão tensão igual a -1, foram observadas fraturas em 45 °, mais intensa para a amostra com orientação L. Efeito explicado pela maior resistência das mesmas no sentido da tensão aplicada, com a fratura tentando percorrer os planos de deslizamento. Para R = 0,1, maiores tensões foram aplicadas, juntamente com maiores números de ciclos resultando em fraturas com superfícies mais planas, sendo que novamente o corpo de prova L apresentou maior inclinação no plano de fratura.

Figura 47. Imagens macroscópicas das fraturas por fadiga S-N.

As imagens de MEV (Figuras 48 e 49) revelaram os efeitos das fraturas sofridos pelo material. Na grande maioria das superfícies analisadas foram encontradas um aspecto rugoso, indicando os rompimentos dos cristais, característicos de fratura frágil. Com a imagens do corpo de prova no sentido L foi possível observar os sítios de início de trincas nas bordas dos corpos de prova e seus sentidos de propagação (Figura 48a, retângulo em vermelho). As maiores ampliações evidenciam, nas superfícies de fratura afastadas do sítio de início da trinca, a presença de estrias de fadiga e superfícies rugosas de propagação cristalográfica não transgranular, uma vez que a trinca não atuou como alívio de tensão para essas áreas. Para os corpos de prova com orientação T, as microscopias apresentaram os sítios de início de trinca com propagação cristalográfica transgranular (com aspecto facetado e degraus). Assim como para o outro sentido, a presença de estrias de fadiga se deu em regiões mais afastadas do sítio de fratura, porém com aspecto mais suave de propagação não transgranular, devido a orientação de extração do corpo de prova ser transversal de laminação, ou seja, a favor do caminho da fratura.

Figura 48. Corpo de prova na direção L e 3253887 ciclos. a) aspecto geral da superfície de fratura evidenciando um sítio de início de trinca. b) Detalhe de a) evidenciando o aspecto rugoso cristalográfico da propagação com estruturas lamelares (retângulo vermelho). c) detalhe da estrutura lamelar encontrada em b), d) detalhe da propagação em uma região um pouco mais afastada do sítio de fratura (retângulo branco em b) onde são observadas estrias de fadiga bem finas. e) apresenta o aspecto geral da superfície de fratura bem afastada do sítio de início da trinca (retângulo preto) onde é observada uma superfície meio rugosa de propagação não cristalográfica transgranular. g) detalhe de f) evidenciando (setas brancas) estrias de fadiga.

Figura 49. Corpo de prova na direção T, 3253887 ciclos. a) aspecto geral da superfície de fratura evidenciando um sítio de início de trinca. b) Detalhe de a). c) sítio de início da trinca (retângulo vermelho em b)), observando-se uma propagação cristalográfica transgranular (aspecto facetado e degraus). d) detalhe da propagação um pouco mais afastada do sítio de fratura (retângulo branco em b) onde observam-se e) finas estrias de fadiga. f) apresenta o aspecto geral da superfície de fratura bem afastada do sítio de início da trinca onde é observada uma superfície mais suave de propagação de trinca não cristalográfica transgranular. g) detalhe de f) evidenciando (setas brancas) estrias de fadiga mais largas do que em e).

6. CONCLUSÕES

Foi possível verificar a formação das fases α -Mg, $Mg_{41}Nd_5$ e $Mg_{24}Y_5$ presentes na liga Elektron WE43C-T5. A morfologia dos grãos equiaxiais nos planos L e T é semelhante e os precipitados estão localizados dispersos nos contornos e dispersos nos grãos. As metalografias deixaram evidentes os sentidos de laminação de acordo com o maior alongamento dos grãos.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração e dureza para a liga estudada (Elektron WE43C-T5) são próximos aos padrões estabelecidas pelas normas e compatíveis com alguns resultados encontrados na literatura. Entretanto, mostrou-se que, os resultados de tração obtidos apresentaram uma leve variação em seu desempenho mecânico, quando comparado com os valores publicados pela fabricante da liga. Sendo 10,5% inferior ao limite de escoamento e 7,7% superior à tensão limite de resistência, entretanto, o módulo de Young (E) é similar às referências.

Quando comparado o comportamento da liga WE43C-T5 em tração com as ligas de alumínio AA2050-T84 e AA7050-T7451, para o mesmo sentido (longitudinal à laminação) o limite de escoamento é 48,13% e 47,6% maior para as ligas de alumínio respectivamente. Já a tensão limite de resistência a tração se comportou de mesma forma, sendo 27,3% e 30,5% superior para as ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451. Entretanto, o alongamento da liga estudada foi 10,9% superior, se comparados com a AA2050-T84 e, 12,8% maior do que a liga A7050-T7451.

Com relação aos resultados dos ensaios de tenacidade à fratura K_{IC} , a liga apresenta uma maior resistência à propagação da trinca na direção L do que na direção T e possui valores de K_{IC} bem semelhantes aos sugeridos pela fabricante do material. Entretanto, se comparados com as ligas de alumínio AA2050-T84 e AA7050-T7451 a Elektron WE43C-T5 apresenta uma tenacidade à fratura K_{IC} 36% e 34% inferior respectivamente no sentido longitudinal a laminação. Já nos corpos de prova transversais ao sentido de laminação, a liga de magnésio apresenta K_{IC} 43% menor ao da liga AA2050-T84 e 37% inferior à AA7050-T7451.

Nos ensaios de fadiga, observou-se que quanto maior R, maior é a taxa de propagação da trinca. Além de que, quanto maior é a tensão aplicada, menor é o número de ciclos até a falha. Nos resultados em comparação com as ligas de alumínio AA2050-T84 e AA7050-T7451 a Elektron WE43C-T5 apresenta comportamento

inferior, ou seja, o número de ciclos e a tensão até a falha é inferior em todos os sentidos de laminação.

Observou-se que a liga possui leves traços de anisotropia nas propriedades de tração, tenacidade à fratura e fadiga S-N segundo os ensaios realizados, numa correspondência com os estudos/artigos aqui referenciados.

Pelos ensaios realizados, notou-se um melhor comportamento mecânico das ligas alumínio já utilizadas na aviação, entretanto, a liga de magnésio estudada apresenta uma excelente relação entre seu comportamento mecânico e densidade, sendo esta sua principal característica, a qual justificaria sua aplicação em componentes aeronáuticos que não sofram altos carregamentos mecânicos.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ADAMS, J. F.; ALLISON, J. E.; JONES, J. W.. The effects of heat treatment on very high cycle fatigue behavior in hot-rolled WE43 magnesium. **International Journal of Fatigue**, [s.l.], v. 93, p.372-386, 2016.
- AGOSTINHO, O. L.; RODRIGUES, A. C. S.; LIRANI, J.. **Tolerâncias, ajustes, desvios e análise de dimensões**. São Paulo, Edgar Blücher, 1977.
- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics**: Fundamentals and applications. CRC Press, 2005. - 3rd ed.
- ANDERSON, T. L.. **Fracture Mechanics**, Fundamentals and Applications. 2nd Edition. CRC Press. Washington DC: 1994.
- ANTION, C. et al. Hardening precipitation in a Mg – 4Y – 3RE alloy. **Acta Materialia** . v. 51, p. 5335–5348, 2003.
- ARAUJO, A. A. de. **Curvas de resistência CTOD-R da interface metal-clad de tubos APIx52 cladeados por soldagem com inconel 625**. 2016. 115 f. Tese (Doutorado) - Curso de Doutorado em Ciências e Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2016.
- ASHBY, M.F., **Materials Selection in Mechanical Design**, 3rd ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 2005, p 58–59.
- AVEDESIAN M. M., BAKER, H. ASM specialty handbook: magnesium and magnesium alloys. **ASM international**, Ohio: 1999.
- AZEVEDO, C.R.F.; CESCONE, T.; **Metalografia e Análise de Falhas**: Casos Selecionados (1933-2003); IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas), São Paulo, 2004, 1ª ed., 416p.
- BAILLIO, S. S. **Corrosion protection of aerospace grade magnesium alloy Elektron 43™ for use in aircraft cabin interiors**. 2013. 100 f. Master of Science in Materials Science and Engineering. 2013.
- BLAWERT, C.; HORT, N.; KAINER, K. U. Automotive applications of magnesium and its alloys. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 57, n. 4, p. 397-408, 2004.
- BONAZZI, L. H. C. **Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050**. p.132. Dissertação de Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo – Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos - SP, 2013.
- CALLISTER Jr., W.D., **Ciência e Engenharia dos Materiais**: uma Introdução, 7ª Edição, Ed. Guanabara, 2008.

CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.P; PENNA, J.A.; **Análise de Fraturas**. Associação Brasileira de Metais (ABM), 1978, 229 p.

CHAMOS, A. N. et al.. Tensile and fatigue behaviour of wrought magnesium alloys AZ31 and AZ61. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, [s.l.], v. 31, n. 9, p.812-821, 20 out. 2008.

CHENG, Y. Q.; CHEN, Z. H.; XIA, W. J. Drawability of AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling at room temperature. **Materials Characterization**, v. 58, n. 7, p. 617-622. 2007.

CHU P. W.; Marquis E. A., Linking the microstructure of a heat-treated WE43 Mg alloy with its corrosion behavior. **Journal of magnesium**, v. 101, p. 94-104, 2015.

CREUTZIG, F. et al.. Transport: A roadblock to climate change mitigation. **Science**, v. 350, n. 6263, p.911-912, 19 nov. 2015. American Association for the Advancement of Science (AAAS).

DAILLY, J. W. e RILEY W. F. **Experimental Stress Analysis**. New York: McGraw-Hill, 1991. 3rd Ed.: pp. 134-146.

DAVIS, B.; HENRY, D.. Elektron™ 43: an Introduction to a New Aerospace Wrought Magnesium Alloy from an Engineer's Perspective. **Aeromat 24 Conference and Exposition American Society for Metals**. 2013.

DIAS, M. A. C.. **Magnesium Alloys for Aerospace**. 2017. 78 f. Master Thesis in Chemical Engineering, Universidade de Lisboa, Lisboa, 2017.

DIETER, G. E.. **Metalurgia Mecânica**. 2a ed., 653p. Ed. Guanabara Dois: 1981.

ESMAILY, M. et al. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion. **Progress in Materials Science**, v. 89, p. 92–193, 2017.

FEDERAL AVIATION ADMINISTRATION (FAA). **Aviation Maintenance Technician Handbook-Airframe**: FAA-H-8083-31A. v 1. 2018. Disponível em: https://www.faa.gov/regulations_policies/handbooks_manuals/aircraft/media/amt_airframe_hb_vol_1.pdf>. Acesso em 19 out. 2019.

FEDERAL AVIATION ADMINISTRATION (FAA). **Economic Values for FAA Investment & Regulatory Decisions Guide**: Section 6. 2015 Disponível em: <https://www.faa.gov/regulations_policies/policy_guidance/benefit_cost/media/econ-value-section-6-perf-factors.pdf>. Acesso em: 19 out. 2019.

FONG, K. S. et al.. Tensile flow behavior of AZ31 magnesium alloy processed by severe plastic deformation and post-annealing at moderately high temperatures. **Journal of Materials Processing Technology**, [s.l.], v. 246, p.235-244, 2017.

FUCHS, H.; STEPHENS, R I.. **Metal Fatigue in Engineering**. Ed. John Wiley & Sons: 1980.

GAMBONI, O. C.. **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de Al de grau aeronáutico**. 2011. 163 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais., Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

GHIBAN, B. et al. Heat treatments of different magnesium alloys. **Metalurgia International**. v. 16. p. 13-16. 2011.

GHORBANPOUR, S.; MCWILLIAMS, B. A.; KNEZEVIC, M.. Low-cycle fatigue behavior of rolled WE43-T5 magnesium alloy. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, [s.l.], v. 42, n. 6, p.1357-1372, 2019.

GOODENBERGER, D. L., STEPHENS, R. I. Fatigue of AZ91E-T6 cast magnesium alloy. **Journal of Engineering Material & Technology**. v. 115. n. 4. p. 391-397. 1993.

HIBBELER, R.C. **Resistência dos Materiais**, 3.º Ed., Editora Livros Técnicos e Científicos, 2000.

INTERNATIONAL AIR TRANSPORT ASSOCIATION (IATA). **Guidance Material and Best Practices for Fuel and Environmental Management**, 1st ed. Montreal (Geneva): 2004.

JAHEDI, M. et al. Deformation twinning in rolled WE43-T5 rare earth magnesium alloy: Influence on strain hardening and texture evolution. **Acta Materialia**, [s.l.], v. 131, p.221-232, jun. 2017. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.075>.

KAINER, K. U. (Ed.). **Magnesium - Alloys and Technology**. 285 p. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. 2003.

KAINER, K. U.; MORDIKE, B. L., (Ed.). **Magnesium alloys and their applications**. Weinheim, Germany:: Wiley-VCH, 2000.

KEELER, Stuart. **The Science of Forming**: true AHSS stress-strain curves. 2014. Disponível em: <https://www.metalformingmagazine.com/magazine/article/?/2014/5/1/True_AHSS_Stress-Strain_Curves_>. Acesso em: 19 out. 2019.

KEYENCE. **Surface Roughness Parameters**: Arithmetical mean height (Ra, Pa, Wa). 2019a. Disponível em: <<https://www.keyence.com/ss/products/microscope/roughness/line/parameters.jsp>>. Acesso em: 19 out. 2019.

KEYENCE. **Surface Roughness Parameters**: Skewness (Rsk, Psk, Wsk). 2019b. Disponível em: <<https://www.keyence.com/ss/products/microscope/roughness/line/skewness.jsp>>. Acesso em: 19 out. 2019.

KOIKE, J et al. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys. **Acta Materialia**, v. 51, n. 7, p.2055-2065, abr. 2003.

KOPPULA, R.. **The Top 6 Technologies for Improving Aircraft Fuel Efficiency**. 2018. Disponível em: <<https://www.prescouter.com/2018/01/technologies-improving-aircraft-fuel-efficiency/>>. Acesso em: 10 jan. 2018.

LI, H. et al. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a cast Mg-Y-Nd-Zr alloy. **Materials Science & Engineering A**, v. 667, p. 409–416, 2016.

LIU, M. et al. The ignition temperature of Mg alloys WE43, AZ31 and AZ91. **Corrosion Science**, v. 54, n. 1, p. 139–142, 2012.

LUO, A. A.. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications. **International Materials Reviews**, v. 49, n. 1, p.13-30, 2004.

LUXFER MEL TECHNOLOGY. **Elektron® 43 Extruded Products**. Lumns Lane, 2018

LYON, P.; SYED, I.; HEANEY, S.. Elektron 21: An Aerospace Magnesium Alloy for Sand Cast and Investment Cast Applications. **Advanced Engineering Materials**, v. 9, n. 9, p.793-798. 2007.

MALLICK, P. K.. Advanced materials for automotive applications: an overview. **Advanced Materials In Automotive Engineering**, [s.l.], p.5-27, 2012. Elsevier. <http://dx.doi.org/10.1533/9780857095466.5>.

MATTIONI, F. et al. The application of thermally induced multistable composites to morphing aircraft structures. **Aircraft Structures Summary**, vol. 6930, 2008.

MAZZINI, D.; SANTUS, C.. **Safety review and licensing on the job training on stress analysis**. Università di Pisa, 2015. 46 slides, color.

MEDINA H. et al. **Avaliação de Previsões de Fratura Elastoplástica**. Rio de Janeiro, 2014. 203p. Tese de Doutorado - Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. 2014.

MG-SERBIEN. **Magnesium Scrap**. 2013. Disponível em: <<http://mg-serbien.com/product/magnesium-scrap>>. Acesso em: 19 out. 2019.

MILAN, M. T.. **Propriedades mecânicas de tração e fadiga de chapa fina de um aço livre de intersticiais**. São Carlos. 121p. Dissertação (mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo. 1999.

MILLER, K. I.. Materials Science perspective of metal fatigue resistance. **Materials Science and Technology**, v.9, p.453-462, 1993.

MORDIKE B. L., EBERT T.. Magnesium properties - applications - potential. **Materials Science and Engineering: A**; v. 302. p. 37-45. 2001.

MORDIKE, B. L. Creep-resistant magnesium alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 324, n. 1–2, p. 103–112, 2002.

NATIONAL RESEARCH COUNCIL. **Fire and Smoke-Resistant Interior Materials for Commercial Transport Aircraft**. Washington, DC: The National Academies Press. 1995.

NDT RESOUCCE CENTER. **Materials and Processes**: fatigue crack initiation. [200?]. Disponível em: <<https://www.ndeed.org/EducationResources/CommunityCollege/Materials/Graphics/DislocationFatigue.gif>>. Acesso em: 19 out. 2019.

NINLACHART, J. et al. Effect of heat treatment conditions on the passivation behavior of WE43C Mg–Y–Nd alloy in chloride containing alkaline environments. **Journal of Magnesium And Alloys**, [s.l.], v. 5, n. 2, p.147-165, jun. 2017.

NUNES, I. et al.. Efeito da eletrodeposição de níquel-nióbio no comportamento em fadiga de um aço SAE 1020. **71º Congresso Anual da ABM**. 2017.

PHILLIPS, R.C.; KISH, Jr.. Nature of Surface Film on Matrix Phase of Mg Alloy AZ80 Formed in Water. **Corrosion**, [s.l.], v. 69, n. 8, p.813-820, ago. 2013. NACE International.

RIONTINO, G.; LUSSANA, D.; MASSAZZA, M. A.. A calorimetric study of phase evolution in a WE43 Mg alloy. **Journal of thermal analysis and calorimetry**, v. 83, n. 3, p. 643-647, 2006.

ROSA, E. d. **Análise de resistência mecânica de peças e componentes estruturais: mecânica da fratura e fadiga**. Florianópolis: Grupo de Análise e Projeto Mecânico, 399 p. 2012.

RUZI, H. M. et al. A review of workability of wrought magnesium alloys. **Advanced manufacturing Research Group**, Malaysia, 2009.

RZYCHOŃ, T.; KIEŁBUS, A. Microstructure of WE43 casting magnesium alloy. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 21, n. 1, p. 31–34, 2007.

SCHÖN, C. G.. **Mecânica dos materiais**: Teoria da plasticidade e da fratura dos materiais. São Paulo: USP, 2010. p. 366.

SMALL AIRCRAFT RISK TECHNOLOGY. **User's manual version 3.0**: Linear Damage. 3 ed. San Antonio: University Of Texas At San Antonio, 2014

SONG, G. Recent progress in corrosion and protection of magnesium alloys. **Advanced Engineering Materials**, v. 7, n. 7, p. 563–586, 2005.

SURESH, S. Fatigue of Materials. Cambridge Solid State Science Series. **Cambridge University Press**. 1991.

UEMATSU, Y.; TOKAJI, K.; MATSUMOTO, M.. Effect of aging treatment on fatigue behaviour in extruded AZ61 and AZ80 magnesium alloys. **Materials Science And Engineering: A**, v. 517, n. 1-2, p.138-145, ago. 2009.

VASUDEVAN, A. K.; SADANANDA, K.; RAJAN, K. Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks. **International journal of fatigue**. v. 19, n. 1, p. 151–159, 1998.

WANG, X. et al. Microstructure and mechanical properties of the hot-rolled Mg–Y–Nd–Zr alloy. **Journal of Materials Research**, v. 28, n. 10, p. 1386-1393, 2013.

WENDT, A. et al. Magnesium Castings in Aeronautics Applications - Special Requirements. **Essential Readings in Magnesium Technology**, p. 65–69, 2005.

ZENKERT D., KAUFMANN M.. **The cost of weight** – and how that affects the design. Sweden: Swerea SICOMP; 2010.