

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FIOS DE
ALUMÍNIO LIGA USADOS EM CABOS
CONDUTORES SUBMETIDOS A ENSAIOS DE
FADIGA

GUSTAVO REINKE

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FIOS DE ALUMÍNIO
LIGA USADOS EM CABOS CONDUTORES SUBMETIDOS
A ENSAIOS DE FADIGA

GUSTAVO REINKE

ORIENTADOR: PROF. DR. COSME ROBERTO MOREIRA DA SILVA, ENM/UNB

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PUBLICAÇÃO ENM-DM 252/2017
BRASÍLIA-DF, 01 DE MARÇO DE 2017.

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FIOS DE ALUMÍNIO
LIGA USADOS EM CABOS CONDUTORES SUBMETIDOS
A ENSAIOS DE FADIGA

GUSTAVO REINKE

DISSERTAÇÃO DE Mestrado Acadêmico submetida ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

APROVADA POR:

Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva, ENM/UnB
Orientador

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, ENM/UnB
Examinador interno

Prof. Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses, ENM/UnB
Examinador externo

BRASÍLIA, 01 DE MARÇO DE 2017.

FICHA CATALOGRÁFICA

GUSTAVO REINKE

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FIOS DE ALUMÍNIO LIGA USADOS EM CABOS CONDUTORES SUBMETIDOS A ENSAIOS DE FADIGA

2017, 140p., 201x297 mm

(ENM/FT/UnB, Mestre, Engenharia Mecânica, 2017) Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília

Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

GUSTAVO REINKE (2017) INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE FIOS DE ALUMÍNIO LIGA USADOS EM CABOS CONDUTORES SUBMETIDOS A ENSAIOS DE FADIGA. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, Publicação 252/2017, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: GUSTAVO REINKE

TÍTULO: TITULO DISSERTAÇÃO.

GRAU: Mestre ANO: 2017

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de Mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor se reserva a outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de Mestrado pode ser reproduzida sem a autorização por escrito do autor.

GUSTAVO REINKE

E quão preciosos me são, ó Deus, os teus pensamentos! Quão grandes são as somas deles!

Salmos 139:17

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, o autor da vida, pela oportunidade de desenvolver este trabalho.

À Universidade de Brasília ao meu professor e orientador Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva pelos ensinamentos transmitidos e pela paciência demonstrada.

Aos meus pais, Dieter Reinke e Nara Reinke, que sempre me apoiaram e me ajudaram a chegar onde estou. A minha esposa e eterna companheira Mariana e ao meu sogro e sogra, Walter e Janice por serem grandes apoiadores do meu mestrado.

Aos alunos de mestrado e amigos, Bruno Ricardo de Melo Cavalcante, Lara Jardim Grossi e Thiago Barbosa de Miranda pelo companheirismo em todos os momentos.

A todos os que de alguma forma contribuíram e apoiaram para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho, como os técnicos-servidores e os professores da Universidade de Brasília.

A Eletronorte e CAPES pelo apoio financeiro durante a realização deste trabalho.

RESUMO

Foi avaliado neste trabalho o comportamento à fadiga dos cabos condutores “A” e “B”, fabricados com a mesma liga de alumínio 6201 e teoricamente submetidos ao mesmo tratamento térmico, ensaiados em bancada de ensaios de fadiga de cabos e submetidos a condições de carregamentos dinâmicos similares as observadas em linhas de transmissão reais. Nesse sentido foi desenvolvido um programa experimental para a geração das curvas de previsão de vida (S-N) dos cabos em diferentes amplitudes de deslocamento. A partir dos resultados obtidos constatou-se vidas em fadiga inferiores para o cabo condutor “A”, abaixo a curva de segurança proposta por CIGRÈ (CSBL), obtendo-se vidas bem menores – cerca de 3 vezes – quando comparadas com as do cabo condutor “B” e apresentando resultados muito dispersos.

Com o objetivo de identificarem-se as possíveis causas das diferenças nos resultados dos ensaios de fadiga dos cabos, foram efetuadas análises detalhadas de falha nas superfícies de fraturas dos fios rompidos e caracterizações mecânicas e microestruturais destes fios. Além disso, foram efetuados alguns tratamentos térmicos com variações de temperatura de solubilização e tempo de envelhecimento em fios do cabo condutor “A”, visando avaliar a influência destes tratamentos na dureza Vickers dos fios.

Com base nos resultados obtidos nessas análises, observou-se que as superfícies de fratura dos fios rompidos de ambos os cabos condutores apresentaram características condizentes com processo de falha por fadiga, com nucleação da trinca no ponto de restrição do movimento dos cabos.

As amostras fraturadas apresentaram *dimples* equiaxiais, resultantes de fraturas dúcteis, na direção de maior carregamento. Devido à complexidade dos carregamentos não foi possível, baseando-se nas imagens fractográficas, estabelecer com precisão as causas do comportamento diferenciado dos fios em termos de vida em fadiga.

Através das imagens topográficas obtidas por elétrons retroespalhados do Microscópio eletrônico de varredura, observou-se que as amostras do cabo “B” apresentavam precipitados de Al-Fe-Si menores e com distribuição mais homogênea dos que os precipitados encontrados

nos fios do cabo “A”. Estas imagens são indicativas de que o tratamento térmico de solubilização realizado nos fios do cabo “A” não foi efetivo para que as partículas de Fe entrassem em solução sólida.

Das análises das propriedades mecânicas, pode-se constatar que o fio do cabo “A” apresenta desempenho inferior em termos de dureza, resistência à tração, limite de escoamento e alongamento quando comparado com os fios do cabo “B”. Este desempenho tem forte correlação com possíveis diferenças nos tratamentos termomecânicos aplicados aos dois cabos condutores, tendo em vista a similaridade na composição química de ambos os fios.

Nas medições de dureza dos fios do cabo “A” submetidos a tratamentos térmicos diferenciados, verificou-se que existe uma combinação temperatura de solubilização/tempo de envelhecimento onde ocorre um pico de dureza do fio do cabo “A”, com valor semelhante à dureza do fio do cabo “B”. Este aumento da dureza no fio do cabo “A” demonstra que as propriedades deste fio podem ser melhoradas com tratamentos térmicos adequados que resultem numa liga de alumínio com características microestruturais ideais, com precipitados finos, pequenos, espalhados e coerentes com a matriz.

A vida em fadiga inferior do cabo condutor “A” em relação ao condutor “B” ocorreu devido a um tratamento térmico conduzido de forma ineficiente no cabo “A”. Com este tratamento, as partículas endurecedoras da liga – partículas β' – não se distribuíram de forma dispersa e homogênea na matriz de alumínio. Estas partículas formaram aglomerados heterogeneamente distribuídos e não contribuíram de forma efetiva no travamento das discordâncias e na manutenção das propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas.

Palavras chave: Fadiga, Cabos Condutores, Tratamento Térmico, Alumínio Liga, Precipitados Endurecedores.

ABSTRACT

Fatigue tests of electric conductors “A” and “B”, manufactured with aluminum alloy 6201 and theoretically with similar heat treatment were carried out using fatigue test apparatus, with test conditions similar to those found at actual transmission lines.

An experimental program was carried out aiming S-N curve generation with different displacement amplitude. From obtained results it was identified lower fatigue lives for “A” conductor, below the CIGRE Safe Border Line, with life approximately three times lower when compared to “B” conductor life.

Aiming to identify possible sources of fatigue results dissimilarities, detailed failure analysis was performed at broken wire surfaces. Mechanical properties determination and microstructural evaluation were carried out. Moreover, some heat treatment with variation of solubilization temperature and aging times were accomplished at wires of conductor “A”, aiming to evaluate the influence of heat treatment at wire Vickers hardness.

Based on obtained results, fractured surface of broken wires from both conductors showed characteristics related to fatigue failure, with crack nucleation at cables restraining points.

Fracture surfaces showed equiaxial dimples, caused by ductile fracture at highest load direction. Considering the loading complexity, it was not possible to determinate causes of different fatigue resistance behavior of wires of the evaluated conductors.

Topographic images obtained with backscattered electrons of scanning electron microscope showed smaller precipitates of Al-Fe-Si in samples from conductor “B”, with more homogeneous distribution at aluminum matrix than those obtained at conductor “A” wires. These images are indicative that solubilization heat treatment at wire of conductor “A” was not effective to cause solid solution of Fe particles.

From mechanical properties determination, it was clear that wires from conductor “A” had low performance in terms of hardness, tensile strength, yield strength, elongation when compared to wires from conductor “B”. This performance has strong correlation with possible differences on heat treatment applied to both conductors, bearing in mind the similar chemical composition of both conductors. Hardness measurements of wire from “A” conductor, heat treated at different conditions, demonstrated that there was a better combination solubilisation

temperature/aging time where a hardness maximum is achieved by wire from “A” conductor, with similar value of hardness from wire “B”. This hardness increase of wire from conductor “A” shows that mechanical properties of this wire can be improved with adequate heat treatment, producing an aluminum alloy with ideal microstructural characteristics, with fine precipitates, small, scattered and coherent with matrix.

The lower fatigue life of “A” conductor when compared with conductor “B” was associated to inadequate heat treatment of conductor A. With this heat treatment, hardener particles - β' - were not distributed homogeneously at aluminum matrix. Those particles formed agglomerates heterogeneously distributed and therefore did not contributed effectively blocking dislocations and showed poor static and dynamic properties.

Key words: Fatigue, Cable Conductors, Heat Treatment, Aluminium Alloy, Hardening Precipitates.

LISTA DE FIGURAS

2.1	Principais elementos das linhas de transmissão (FUCHS <i>et al.</i> , 1992).	5
2.2	Desenho esquemático de um cabo condutor mostrando as camadas concêntricas.	7
2.3	Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.	8
2.4	Séries das ligas alumínio com seus principais elementos de liga mostrando as tratáveis e as não tratáveis termicamente (SILVA, 2013).	10
2.5	Exemplo de uma curva S-N ou Wöhler (FADEL, 2010).	12
2.6	Representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (FADEL, 2010).	12
2.7	Etapas da nucleação e crescimento de uma trinca até a ruptura final. (ZOLIN, 2011).	13
2.8	Estágios de crescimento da trinca no processo de fadiga (HORTÊNCIO, 2009).	14
2.9	Desenho esquemático de equipamento utilizado para ensaio de flexão rotativa (UDOMPHOL, 2012).	15
2.10	Desenho esquemático do problema de contato entre dois cilindros (MURÇA, 2011).	16
2.11	Marca de <i>fretting</i> . A seta amarela indica a marca gerada pelo contato de um fio com outro.	17
2.12	Ilustração esquemática da montagem do cabo/grampo (WATANABE, 2014).	17
2.13	Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio (BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1986).	19
2.14	Exemplo de um ciclo de fadiga senoidal com tensão média diferente de zero.	24
2.15	Gráfico comparativo dos critérios de Goodman, Morrow e SWT (HENRIQUES, 2006).	26
2.16	Tipos de vibrações provocadas pelos ventos em cabos condutores.	28

2.17	Esquema do movimento do cabo (y), devido a incidência do vento (x) (FADEL, 2010)	28
2.18	Escoamento ao redor de um corpo cilíndrico em função do número de Reynolds (EPRI, 1979).	29
2.19	Exemplos de tipos de ferragens: (a) grampo de suspensão; (b) espaçador quádruplo e (c) amortecedor.	30
2.20	Exemplo de curvas CIGRÈ <i>Safe Border Line</i> , juntamente com outras curvas geradas pela mesma (FADEL, 2010).	31
2.21	Recomendações para a seleção da EDS com e sem amortecimento em H/w (EPRI, 1979).	34
2.22	(a) Representação do sistema de detecção de quebras e (b) Sistema de detecção montado no cabo.	36
2.23	Exemplo do gráfico que permite a identificação das quebras dos fios.	37
2.24	Representação esquemática das etapas do endurecimento por precipitação (MARTINS, 2008).	38
2.25	Diagrama pseudo-binário Al – Mg ₂ Si (QUADRO <i>et al.</i> , 2012).	40
2.26	Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis (MAIA, 2012).	41
2.27	Curvas de envelhecimento típicas para várias temperaturas para as ligas da série 6XXX (MARTINS, 2008).	42
2.28	Superfície de um aço 4330V que sofreu fratura devido à fadiga. Marcas de sargento apontam para a origem da fadiga, indicadas pelas setas (ASM Vol.11, 2002).	47
2.29	Influência da direção de máxima tensão (σ_{max}) no formato dos dimples formados pela coalescência de microvazios - adaptado de (ASM Vol.12, 1992 - adaptado).	48
2.30	(a) Microscópio eletrônico de varredura e (b) Microscópio eletrônico de transmissão.	50
2.31	Formação de <i>dimples</i> sob carregamento de tração em uma amostra de teste de cobre. Nota-se que os <i>dimples</i> são equiaxiais (ASM Vol.12, 1992).	51
2.32	Fratura de um aço de alta resistência submetido a condições de sobrecarga de cisalhamento transversal. Note-se que os <i>dimples</i> são alongados (ASM Vol.12, 1992).	51

2.33	Fratura por clivagem verificada em MEV (ASM Vol.12, 1992).	52
2.34	Marcas de praia na superfície de um aço D6AC são observadas, indicadas pela seta vermelha, e têm o sentido de baixo para cima (FEDDERSEN, 1972).	53
2.35	Exemplos de estrias de fadiga (a) frágil, encontradas em um alumínio liga 2014 e (b) dúctil, encontrada em um alumínio liga 718 (ASM Vol.11, 2002).	54
2.36	(a) Precipitados de Mg Si em uma matriz de alumínio. As setas vermelhas apontam para os precipitados em diferentes direções; (b) Imagem de uma amostra do alumínio liga 6201 mostrando a fase α -AlFeSi e β -AlFeSi acopladas e envoltas da matriz de alumínio (MULAZIMOGLU, <i>et al.</i> , 1996).	55
3.1	Fluxograma das etapas de trabalho.	56
3.2	Desenho esquemático dos dois cabos. (a) Cabo condutor “A” e (b) cabo condutor “B”. SolidWorks.	57
3.3	(a) Bobina de madeira e (b) desenho esquemática frontal do cabo.	58
3.4	Desenho esquemático da bancada para realização do ensaio de fadiga.	59
3.5	Etapas para realização do ensaio de fadiga.	60
3.6	(a) Extensômetros (seta vermelha) colados no condutor; (b) Haste de conexão entre o excitador eletromecânico e o condutor e mesa (setas amarelas); (c) Acelerômetro no ponto 89 mm e (d) dispositivo de detecção de quebra (seta vermelha).	61
3.7	Fotos mostrando o bloco fixo com a talha de alavanca e o grampo de ancoragem.	62
3.8	Fotos mostrando o bloco fixo, o braço de alavanca com a montagem da célula de carga e o visor digital para controle da carga de esticamento aplicada ao ensaio.	62
3.9	Gráfico do ensaio de varredura mostrando as frequências de ressonância do sistema.	63
3.10	Forno Nabertherm com controlador P310 utilizado para os tratamentos térmicos dos fios do cabo condutor “A”.	64
3.11	(a) Máquina de medição de dureza ZHU250 da Zwick/Roell e (b) indetador de diamante para a medição da dureza Vickers.	66
3.12	Máquina MTS utilizada para a obtenção das propriedades mecânicas.	67
3.13	Detalhe das garras da máquina onde são fixados os fios para a execução do teste.	68

3.14	Exemplo do procedimento padronizado para (a) desmontagem das camadas do cabo e (b) enumeração das quebras.	69
3.15	Foto do microscópio eletrônico de varredura utilizado para as análises dos fios fraturados.	70
3.16	Imagem do microscópio eletrônico de transmissão a ser utilizado para as análises das amostras.	71
4.1	Gráfico S-N comparativo dos cabos condutores “A” e “B” juntamente com CSBL.	75
4.2	Gráficos das curvas S-N do cabo condutor “B” referente aos ensaios realizados nos anos de 2011, marcadores em X, e 2015, marcadores quadrados, comparados com o cabo “A”, marcadores losangulares e a curva CSBL, marcadores triangulares.	77
4.3	(a) Fio do cabo condutor “A” e (b) Fio do cabo condutor “B”. As setas amarelas indicam as marcas geradas pelo desgaste devido ao contato fio/fio, propícios à iniciação das trincas. MEV. 50x.	78
4.4	Fio do cabo condutor “A”. A seta azul indica o local de iniciação da trinca. A seta amarela indica a marca feita pelo desgaste devido ao contato do fio\ grampo de suspensão. A seta vermelha indica local de arrancamento de material. MEV. 17x.	79
4.5	Gráfico gerado a partir da análise EDS realizada na marca devido contato entre os fios do cabo “A” durante o ensaio de fadiga apresentando os elementos presentes e sua quantidade em massa.	79
4.6	Imagem do cabo “B” mostrando o local de iniciação da trinca, zona de propagação da trinca e a zona de fratura indicados pelas setas. MEV. 20x.	80
4.7	Vista superior do fio do cabo “B” mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga, indicadas pelas setas. MEV. 30x.	81
4.8	Vista isométrica dos fios dos cabos mostrando o tipo de quebra identificada durante as análises. (a) Fratura “ <i>quasi-plana</i> ” do fio do cabo “A”. MEV. 20x. (b) Cabo “B” e (c) Cabo “A” mostrando o tipo de quebra que se assemelha com o tipo de quebra “ <i>orelha de lobo</i> ”. MEV. 22x e 17x. (d) Fio do cabo “B” mostrando o tipo de quebra que se assemelha a “ <i>em V</i> ”. MEV. 20x.	82

4.9	Vistas isométricas de um fio do cabo “A”, mostrando duas faces do fio, ensaiado a amplitude de deslocamento de 0,90 mm que apresentou fratura “ <i>em V</i> ”. MEV. 18x e 19x.	83
4.10	(a) e (b) Amostras de fios do cabo “A” mostrando marcas de praia e estão indicadas pelas setas vermelhas. MEV. 75x e 150x. (c) e (d) Amostras de fio do cabo “B” mostrando marcas de praia e estão indicadas pelas setas vermelhas. MEV. 80x e 100x.	84
4.11	(a) Vista superior de um fio do cabo condutor “B” evidenciando a zona de propagação trinca (quadrado vermelho); (b) Imagem aumentada da zona de propagação da trinca mostrando estrias de fadiga. MEV. 4000x.	85
4.12	Imagens feitas dentro das marcas de praia. As marcas, sinalizadas pelas setas amarelas, indicam possíveis estrias mal definidas. As imagens (a) e (b) se tratam de fios do cabo condutor “A” e as imagens (c) e (d) se tratam de fios do cabo condutor “B”. MEV. 10.000x-30.000x.	86
4.13	Exemplo de <i>dimples</i> encontrados nas zonas finais dos cabos condutores. (a) e (b) são imagens de fios do cabo “A” e (c) e (d) são imagens do cabo “B”. Os círculos vermelhos evidenciam alguns <i>dimples</i> . MEV. 850x-1500x.	87
4.14	Amostra do fio do cabo “A” com a utilização de elétrons retroespalhados mostrando alguns precipitados (pontos claros).	89
4.15	Amostra do fio do cabo “A”. Contagem dos precipitados escuros (ricos em Fe-Si). Tamanho mínimo considerado para as partículas 0,10 µm. MEV. 1000x.	90
4.16	Amostra do fio do cabo “B” com a utilização de elétrons retroespalhados mostrando alguns precipitados (pontos claros).	90
4.17	Amostra do fio do cabo “B”. Contagem dos precipitados escuros (ricos em Fe-Si). Tamanho mínimo considerado para as partículas 0,10 µm. MEV. 1000x.	91
4.18	Imagem do fio utilizando o recurso retroespalhado e análise de composição química, utilizando o EDS, de um precipitado branco. MEV. 1000x	92
4.19	Evolução da dureza Vickers nas amostras dos fios do cabo “A” em função do tempo de envelhecimento.	96
4.20	Imagens de uma amostra de Alumínio liga (série 6xxx) mostrando os diferentes estágios dos precipitados de Mg-Si durante processo de	100

envelhecimento artificial. (a) aglomerados de Mg e Si bem finos e pequenos são visíveis na estrutura (setas vermelhas); (b) Aumento da figura (a) com fundo escuro evidenciando os aglomerados; (c) Pequenos precipitados de β'' se formando; (d) Precipitados do tipo β'' (formato de agulha) com tamanho de 10-15 nm; (e) Precipitados mais grosseiros que em (d); (f) Precipitados grosseiros, mostrando a fase β' (formato de vareta) (EDWARDS et al., 1998).

- 4.21 Imagem de uma amostra de alumínio 6201 mostrando uma fase intermetálica β -Al₅FeSi (seta) em formato de agulha e ao seu redor a matriz de alumínio (MULAZIMOGLU et al., 1997). 101
- 4.22 (a) Interface entre o precipitado β -AlFeSi e a matriz de alumínio mostrando evidências de tensão. (b) interface entre o precipitado α -AlFeSi e matriz mostrando que o mesmo não possui tensões na interface (MULAZIMOGLU et al., 1996). 102

LISTA DE TABELAS

2.1	Fontes de energia utilizadas no país (ANEEL, 2016).	4
2.2	Linhas de transmissão concedidas e acréscimo anual (ANEEL, 2016).	6
2.3	Principais tipos de cabos.	7
2.4	Família de ligas de alumínio, seus principais elementos de liga e aplicações gerais (MARTINS, 2008).	9
2.5	Composição química da liga de alumínio 6201 (ASM Vol.2, 1992	11
2.6	Fator de acabamento superficial.	21
2.7	Fator de carregamento.	22
2.8	Fator de temperatura.	23
2.9	Constantes CIGRÈ <i>Safe Border Line</i> (CSBL) (CIGRE, 1985).	31
2.10	Limites dos parâmetros H/w (adaptado EPRI, 1979).	35
2.11	Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si (ANDERSEN et al., 1998).	42
3.1	Composição química dos fios dos cabos “A” e “B” (TORK, 2015).	58
3.2	Parâmetros utilizados nos ensaios.	64
3.3	Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos das amostras do fio do cabo “A”.	65
3.4	Identificação das amostras e o tipo de análise.	70
4.1	Resultado dos ensaios de vida em fadiga do cabo condutor “A”.	74
4.2	Resultados dos ensaios de vida em fadiga do cabo condutor “B”.	74
4.3	Resultados relativos aos ensaios de fadiga realizados no ano de 2011 no cabo “B”.	76
4.4	Comparação dos precipitados ricos em Fe-Si nas amostras dos fios dos dois tipos de cabo.	91
4.5	Resumo do limite de escoamento dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.	93

4.6	Resumo do limite de resistência dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.	93
4.7	Resumo do alongamento dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.	94
4.8	Resultados dos ensaios de dureza Vickers feitos nos fios dos cabos antes da realização dos tratamentos térmicos.	94
4.9	Dureza Vickers média obtida após tratamentos térmicos realizados em fios do cabo condutor “A”.	95
4.10	Dureza Vickers média obtida após tratamentos térmicos realizados em fios do cabo condutor “A” da maneira entregue pelo fabricante.	97

LISTA DE SÍMBOLOS

K	Constante de Poffemberger.
E	Módulo de elasticidade.
p	Posição de medição do deslocamento vertical.
d	Diâmetro do cabo.
T	Carga média de esticamento.
EI	Rigidez a flexão do cabo.
n	Número de fios.
Y_{eq}	Amplitude de deslocamento pico-a-pico.
σ_{eq}	Tensão equivalente.
S	Amplitude de tensão alternada.
N	Quantidade de ciclos de fadiga.
σ_a	Amplitude de tensão.
k	Constante do material. Fórmula de Basquin.
m	Constante do material. Fórmula de Basquin.
S_{ut}	Limite de resistência à tração.
k_a	Fator de modificação de superfície.
k_b	Fator de tamanho.
k_c	Fator de carregamento.
k_d	Fator de temperatura.
S'_e	Tensão limite de fadiga de ensaio.
S_T	Resistência à temperatura de operação.
T_{RT}	Resistência à temperatura ambiente.
$\Delta\sigma$	Faixa de tensão.
σ_{max}	Tensão máxima.
σ_{min}	Tensão mínima.
σ_{alt}	Tensão alternada.

σ_m	Tensão média.
R	Razão de tensão
σ_{ar}	Limite de resistência à fadiga.
σ_y	Limite de escoamento.
σ_{us}	Limite de resistência à tração.
$\tilde{\sigma}_{fB}$	Tensão verdadeira da resistência a fratura à fadiga.
σ'_f	Coefficiente de resistência à fadiga do material.
R_e	Número de Reynolds.
V	Velocidade de escoamento.
ν	Viscosidade cinética do fluido.
D	Diâmetro do condutor.
Y_B	Amplitude de deslocamento.
α	Ângulo de rotação da régua.
R^2	Coefficiente de correlação.
SSSS	Solução sólida supersaturada.
GP-I	Zona de Guinier-Preston I.
GP-II	Zona de Guinier-Preston II.
MEV	Microscópio eletrônico de varredura.
MET	Microscópio eletrônico de transmissão.
S0	Amostra em seu estado inicial.
S1	Amostra solubilizada a 520° C.
S2	Amostra solubilizada a 550° C.
E0	Sem envelhecimento.
E1	Envelhecimento a 170° C por 120 min.
E2	Envelhecimento a 170° C por 480 min.
HV	Dureza Vickers.
d_h	Diagonal horizontal.
d_m	Diagonal média.
d_v	Diagonal vertical.
F	Carga do ensaio de dureza Vickers.
nm	Nanometro.
μm	Micrometro.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO

1.1. CONTEXTO DO PROBLEMA E JUSTIFICATIVA	1
1.2. OBJETIVOS	2

CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. CABOS CONDUTORES	3
2.1.1. CABOS E SUA UTILIZAÇÃO	4
2.1.2. TIPOS DE CABOS CONDUTORES USADOS EM LINHAS DE TRANSMISSÃO DE ENERGIA	6
2.1.3. ALUMÍNIO	7
2.1.4. LIGAS DE ALUMÍNIO	9
2.2. FADIGA	11
2.2.1. FADIGA POR <i>FRETTING</i>	15
2.2.2. POFFENBERGER-SWART	17
2.2.3. DETERMINAÇÃO DA CURVA S-N	19
2.2.4. FATORES QUE INFLUENCIAM NA CURVA S-N	20
2.2.5. EFEITO DA TENSÃO MÉDIA NA VIDA EM FADIGA	23
2.2.6. FADIGA EM CABOS CONDUTORES	27
2.2.7. METODOLOGIAS DE ESTIMATIVA DE VIDA E CRITÉRIOS DE PROJETO CONTRA FADIGA EM CABOS CONDUTORES DE ENERGIA ELÉTRICA	32
2.2.8. PARÂMETRO H/w	34
2.2.9. SISTEMA DE DETECÇÃO DA QUEBRA E CONTAGEM DO NÚMERO DE CICLOS	35
2.3. TRATAMENTO TÉRMICO	37
2.3.1. SOLUBILIZAÇÃO E TÊMPERA	39
2.3.2. ENVELHECIMENTO NATURAL E ARTIFICIAL	40
2.3.3. INFLUÊNCIA DO ENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	43

2.4. ANÁLISE DA FALHA	45
2.4.1. SELEÇÃO, IDENTIFICAÇÃO E LIMPEZA DE SUPERFÍCIES	45
2.4.2. VERIFICAÇÃO MACROSCÓPICAS	46
2.4.3. VERIFICAÇÃO E ANÁLISES MICROSCÓPICAS	47
2.5. MICROSCOPIA	49
2.5.1. ANÁLISES EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	50
2.5.2. ANÁLISES EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO	54
CAPÍTULO III – METODOLOGIA	
3.1. MATERIAL E OS CABOS CONDUTORES	57
3.2. ENSAIOS DE FADIGA	58
3.2.1. PREPARAÇÃO DOS ENSAIOS DE FADIGA	59
3.2.2. PARÂMETROS DOS ENSAIOS DE FADIGA	63
3.3. TRATAMENTO TÉRMICO	64
3.4. ENSAIOS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	65
3.4.1. ENSAIOS DE DUREZA	65
3.4.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO	66
3.5. MICROSCOPIA E FRACTOGRAFIA	68
3.5.1. MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA	68
3.5.2. MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO	70
CAPÍTULO IV – RESULTADOS E DISCUSSÕES	
4.1. FADIGA	73
4.2. ANÁLISE DE FALHA	77
4.2.1. ANÁLISES MACROSCÓPICAS	77
4.2.2. ANÁLISES MICROSCÓPICAS	85
4.2.3. ANÁLISE DE PARTÍCULAS SECUNDÁRIAS	88
4.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRATAMENTO TÉRMICO	92
4.4. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO	99
CAPÍTULO V – CONCLUSÕES	103
CAPÍTULO VI – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	107
ANEXO I	116

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTO DO PROBLEMA E JUSTIFICATIVA

Os cabos condutores são fundamentais para a disponibilização de energia elétrica aos consumidores. A eventual ruptura do condutor por inúmeras causas, incluindo a fadiga eólica, pode ocasionar prejuízos irreparáveis à Transmissora no que tange à parcela variável. O projeto da linha e sua manutenção tem importância vital na eficiência e durabilidade do sistema de transmissão (FRONTIN et al., 2010).

A configuração geométrica do tipo multicamada de fios, existente nos cabos condutores, faz com que os contatos entre fios adjacentes e entre camadas distintas sejam mais complexos que os de dois e três corpos observados entre os conectores mecânicos usuais. O ambiente multiaxial de contato nos fios condutores causa severos gradientes de tensão no último ponto de contato cabo grampo, sendo esta região responsável pela nucleação e crescimento de trinca. As tensões de contato locais são sensíveis às composições dos materiais usados na fabricação dos cabos. Ensaio de fadiga para geração das curvas de vida (S-N) e a análise da falha são essenciais para planejamento dos procedimentos de manutenção das linhas.

Existe uma quantidade apreciável de opções na escolha do condutor a ser usado, incluindo-se a bitola, a quantidade de fios e de camadas e também os materiais envolvidos na construção do mesmo. Dentre os materiais usados neste tipo de aplicação, inclui-se alumínio liga 6201, membro da série 6xxx de ligas de alumínio termicamente tratáveis. É largamente usado nos cabos condutores nas linhas de transmissão e distribuição de energia elétrica devido a boa combinação das propriedades mecânicas e condutividade elétrica. As propriedades mecânicas da liga estão fortemente relacionadas com os processos de fabricação e tratamentos.

Os cabos condutores de energia consistem em conjuntos de fios metálicos individuais torcidos, gerando uma estrutura complexa que combine resistência axial e rigidez com

flexibilidade (AGGARWAL *et al.*, 2000). Estes cabos podem apresentar danos que reduzem de forma acentuada a sua vida em serviço, causados principalmente por vibrações eólicas. O vórtice promovido pelo vento produz oscilações verticais numa alta faixa de frequência (entre 5 e 50 Hz) podendo atingir a frequência de ressonância do cabo condutor (AGGARWAL *et al.*, 2000) e (KRUEGER, 2001). Este fenômeno causa tensões de flexão alternadas nos fios que compõem os cabos, o que pode gerar fadiga/desgaste com falhas parciais ou completas nas linhas de transmissão, principalmente nos pontos de restrição ao movimento, tais como, grampos de suspensão, espaçadores e outros dispositivos de fixação (ZHOU, *et al.*, 1996).

Dentro do cenário apresentado, o trabalho se propõe a uma melhor compreensão dos eventos que podem levar a falha das linhas de transmissão juntamente com os processos para a fabricação dos fios envolvidos, como o tratamento térmico. Desta forma a obtenção das curvas de vida (S-N) e a análise microscópica da falha dos fios são essenciais para a caracterização do tipo de falha e variações nos tratamentos térmicos dos fios são essenciais para o entendimento do comportamento mecânico dos mesmos.

1.2. OBJETIVOS

O presente trabalho é de natureza experimental, e tem como objetivo principal correlacionar à vida em fadiga de dois cabos condutores de alumínio liga 6201 (cabo “A” e Cabo “B”) juntamente com suas propriedades mecânicas, análises microestruturais e fractográficas de seus respectivos fios componentes. As propriedades mecânicas estáticas medidas nos fios incluem limite de escoamento, resistência a tração e dureza Vickers. As propriedades dinâmicas foram obtidas nos ensaios dos cabos condutores, gerando-se as curvas S-N correspondentes. As análises microestruturais e fractográficas buscam identificar as diferenças entre fios dos diferentes cabos, em termos de fases presentes e perfis topográficos das superfícies de fratura.

É também objetivo do trabalho correlacionar a importância do tratamento térmico nas propriedades mecânicas estáticas dos fios que compõem o cabo com diferentes tratamentos térmicos com o comportamento da vida em fadiga apresentado pelos cabos. Por meio de tratamentos térmicos e determinação da dureza das amostras, busca-se verificar influência das temperaturas de solubilização e tempo de envelhecimento na microestrutura e dureza da liga.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo foram apresentados conceitos sobre os ensaios de fadiga em cabos condutores de energia, estimativa de vida e análise de falha, que serviram como base para a avaliação dos resultados obtidos, construção das discussões e conclusões deste trabalho.

Dentre os tópicos abordados encontra-se um resumo sobre cabos condutores e a sua utilização, tipos, material de fabricação (alumínio) e ensaios de fadiga. Após resumo inicial sobre os tipos de ligas e suas respectivas denominações, assuntos relacionados ao tratamento térmico foram abordados. Uma ênfase foi dada ao processo de endurecimento por precipitação da liga 6XXX, utilizada nos fios dos cabos do presente trabalho.

E por último faz-se um resumo do processo de análise de falha via microscopia eletrônica, permitindo uma correlação entre a parte teórica do processo e a experimental.

2.1. CABOS CONDUTORES

Nos primórdios da civilização, não se fazia uso da energia elétrica nas cidades. A primeira e única fonte de luz e aquecimento era o sol. Em seguida, para a iluminação noturna recorreu-se as velas e aos lampiões a querosene ou óleo. No final do século XIX surgiram as primeiras usinas termo elétricas e hidroelétricas para geração de energia (ROSENTHAL E WERTENBAKER, 1984).

Atualmente a matriz energética brasileira possui fontes variadas, conforme apresentada na Tabela 2.1 (ANEEL, 2016). Observa-se a prevalência do uso da geração hidroelétrica no Brasil, englobando aproximadamente 65% de toda energia consumida no país.

Tabela 2.1: Fontes de energia utilizadas no país (ANEEL, 2016).

Fontes utilizadas no Brasil - Fase: Operação				
Origem	Quantidade	Potência Outorgada (kW)	Potência Fiscalizada (kW)	%
Fóssil	2341	27.289.133	26.144.673	18,71
Biomassa	518	13.941.701	13.270.176	9,56
Nuclear	2	1.990.000	1.990.7000	1,36
Hídrica	1202	94.782.818	91.832.979	64,98
Eólica	324	7.842.468	7.793.482	5,38
Solar	33	25.336	21.336	0,02
Total	4420	145.871.456	141.052.646	100

2.1.1. CABOS E SUA UTILIZAÇÃO

Numa linha de transmissão, os cabos condutores podem contribuir com até 40% do investimento em capital na rede (FRONTIN et al., 2010). Sustentam cargas elétricas, mecânicas e ambiental ao longo de toda a sua utilização, sendo necessário, portanto um cuidadoso trabalho de manutenção preventiva e preditiva.

A linha de transmissão de alta tensão é composta principalmente pelas partes relacionadas a seguir e apresentadas na Fig. 2.1:

- Cabos condutores de energia;
- Acessórios e estruturas isolantes;
- Estruturas de suporte e suas fundações;
- Cabos de guarda ou para-raios;
- Aterramentos;
- Acessórios diversos;

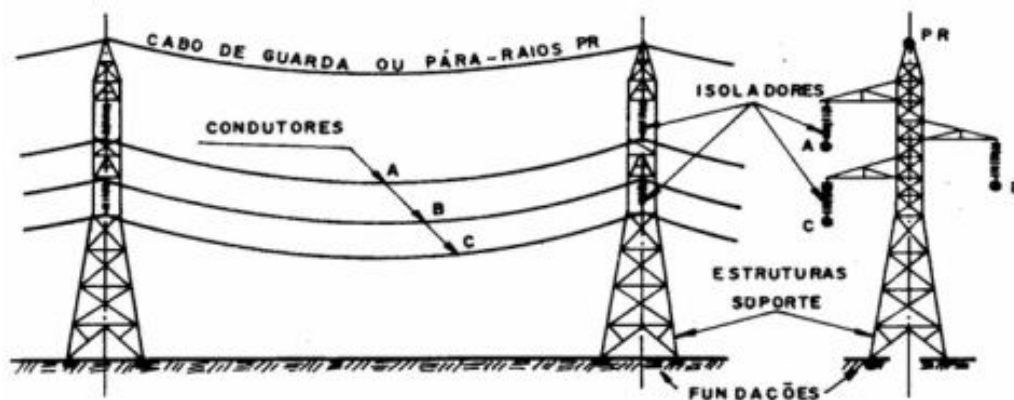


Figura 2.1: Principais elementos das linhas de transmissão (FUCHS *et al.*, 1992).

O desempenho elétrico das linhas de transmissão de energia está diretamente correlacionado com as características de seus componentes, tais como material utilizado, métodos de fabricação e características geométricas. Conforme publicações sobre o tema (FUCHS *et al.*, 1992) o transporte de energia elétrica pelas linhas de transmissão tem, dentro de um sistema elétrico, o caráter de prestação de serviço, devendo, pois, ser confiável, eficiente e econômico. Logo, a estimativa da vida útil sob condições de fadiga eólica dos cabos condutores para futuras instalações ou instalações em funcionamento se torna algo essencial, visando aperfeiçoar a capacidade de transporte e segurança das linhas de transmissão.

Segundo (FONSECA; CIMINI JR., 2003) a malha de transmissão do sistema elétrico brasileiro é constituída, na sua grande maioria, por instalações com aproximadamente 20 anos de uso, tornando-se necessária uma avaliação da vida útil remanescente de seus componentes. Uma possível ruptura por fadiga nestes cabos acarretaria a interrupção do fornecimento de energia elétrica para diversos segmentos de usuários, com prejuízos consideráveis para as concessionárias. Desta maneira, ensaios para a determinação da vida em fadiga dos cabos usados nas linhas de transmissão e as análises das falhas dos mesmos são de extrema importância. A avaliação das superfícies de fratura destes condutores e a determinação acurada das causas da falha possibilitará a minimização da probabilidade de apagões que ocorreram em épocas distintas, causados pelo rompimento dos cabos condutores por fadiga mecânica provocada por vibrações eólicas.

De acordo com relatório da ANEEL (2016), o Brasil apresentou substancial acréscimo na implantação de linhas energizadas ao longo dos anos, conforme mostrado na Tab.2.2.

Tabela 2.2: Linhas de transmissão concedidas e acréscimo anual (ANEEL, 2016).

Situação	1998- 2009	2010	2011	2012	2013	2014	Jan-Set 2015
Previsão de implantação para o ano (km)	-	-	-	-	-	-	5.377,80
Linhas energizadas (km)	2.519,90	2.524,00	2.672,00	1.635,80	4.544,40	8.876,50	1.093,20
Total	2.519,90	2.524,00	2.672,00	1.635,80	4.544,40	8.876,50	6.471,00

A extensão total do sistema de transmissão de energia elétrica alcançou, em dezembro de 2014, a marca de 125,7 mil Km e estimativas indicam que 99,2% dos domicílios particulares tinham acesso à eletricidade ao final do ano de 2014. Tais estimativas, baseadas no número de residências da PNAD – Pesquisa Nacional de Amostra de Domicílios (IBGE), mostram um total de aproximadamente 67 milhões de domicílios com acesso a energia elétrica (MNE, 2015).

2.1.2. TIPOS DE CABOS CONDUTORES USADOS EM LINHAS DE TRANSMISSÃO DE ENERGIA

Os cabos condutores são compostos por um grupo de fios dispostos concêntricamente ao fio central, formando camadas de fios torcidos, de maneira que cada camada esteja torcida no sentido diferente da anterior. Na Fig. 2.2 encontra-se a representação de um cabo condutor CAL e a Tab. 2.3 apresenta os principais tipos de cabos condutores e seus materiais, onde o cabo de estudo pertence ao tipo CAL (Condutor de Alumínio Liga).

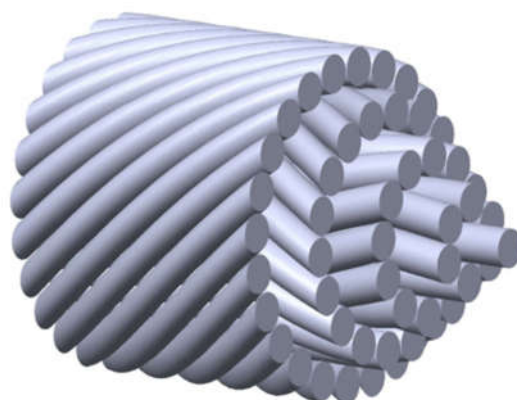


Figura 2.2: Desenho esquemático de um cabo condutor mostrando as camadas concêntricas.

Tabela 2.3: Principais tipos de cabos.

Tipo de Condutor	Descrição
CA (AAC)	Condutor de Alumínio Puro – (All Aluminum Conductor)
CAA (ACSR)	Condutor de Alumínio com Alma de Aço – (Aluminum Conductor Steel Reinforced)
CAL (AAAC)	Condutor de Alumínio Liga – (All Aluminum Alloy Conductor)
ACAR	Condutor de Alumínio reforçado com Liga de Alumínio – (Aluminum Conductor Alloy Reinforced)

2.1.3. ALUMÍNIO

O alumínio é o segundo mais abundante elemento metálico presente na crosta terrestre, e se tornou um competidor econômico nas aplicações de engenharia no começo do século XIX. As vantagens observadas neste metal e suas ligas foram sua baixa relação peso/resistência, propriedades físicas, fácil conformabilidade e resistência à corrosão. A sua condutividade elétrica, apesar de inferior à do cobre, cerca de $2/3$, permite sua utilização na fabricação de condutores elétricos de menor custo, e visto que é menos denso que outros metais. (ASM Vol.2, 1990).

Um estudo realizado pela (WORLDWIDE, 2016) prevê que o teor de alumínio usados na fabricação de veículos aumente em até 30% nos próximos dez anos. Este aumento ocorrerá

principalmente a partir de produtos laminados e extrudados, onde as partes do corpo do automóvel lidera o crescimento com um aumento esperado de 110% no mesmo período. O crescimento é em grande parte atribuído ao papel do alumínio na redução de peso destes carros. Este aumento será significativo até 2025, de acordo com um trabalho publicado pela empresa de consultoria e pesquisa DUCKER WORLDWIDE (2016). O estudo, encomendado pela EUROPEAN ALUMINIUM ASSOCIATION (2015), prevê que o peso de alumínio nos carros produzidos na Europa poderá chegar, na média, a aproximadamente 200 kg por veículo até 2025, acima dos 150 kg observados atualmente. A Fig. 2.3 ilustra algumas destas aplicações, como por exemplo na área de embalagens, sendo utilizado para tampas de iogurte, latas de refrigerante, sacos de salgadinhos, etc., em aplicações domésticas, no uso de eletrodomésticos, talheres, etc.



Figura 2.3: Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.

2.1.4. LIGAS DE ALUMÍNIO

É conveniente dividir as ligas de alumínio em duas grandes categorias: fundidos e trabalhados. Cada uma dessas categorias é ainda subdividida em classes conforme sua composição. Muitas ligas respondem a tratamentos térmicos baseados na solubilidade de fases. Dentre esses tratamentos incluem-se a solubilização e o envelhecimento (artificial ou natural) (ASM Vol.2, 1990) e (MIL-HDBK, 1966).

As propriedades das ligas dependem da correlação entre a composição química e a microestrutura desenvolvida durante a solidificação e os subsequentes tratamentos térmicos. Além disso, para ligas obtidas por conformação mecânica, as propriedades finais também dependem do processo de deformação usado.

As ligas de alumínio trabalhadas são designadas por quatro dígitos, segundo a ALUMINUM ASSOCIATION (2015). O primeiro dígito indica o grupo da liga, o segundo dígito indica modificações ou impurezas na liga original. Os dois últimos dígitos são arbitrários e indicam uma liga específica numa série (Tab. 2.4).

Tabela 2.4: Família de ligas de alumínio, seus principais elementos de liga e aplicações gerais (MARTINS, 2008).

Série	Principal(is) elemento(s) de liga	Termicamente tratáveis	Aplicações
1XXX	Alumínio puro	-	Indústria química e elétrica
2XXX	Cu	X	Aeronáutica
3XXX	Mn	-	Aplicabilidade geral
4XXX	Si	-	Fios de soldura e ligas de brazagem
5XXX	Mg	-	Transporte
6XXX	Mg, Si	X	Estruturas e transporte
7XXX	Zn	X	Aeronáutica
8XXX	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	X	
9XXX	Série Livre	-	

As ligas de alumínio para o trabalho mecânico são divididas em duas categorias: as termicamente tratáveis e as não termicamente tratáveis (Fig. 2.4). As ligas de alumínio não tratáveis não podem ser endurecidas por precipitação. A sua dureza pode ser aumentada por trabalho a frio gerado durante a trefilação, forjamento, laminação, extrusão ou outros métodos de conformação mecânica controlada a frio (SHEPPARD, 1999; MARTINS, 2008). Incluem-se neste grupo as ligas das series 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX. Já as termicamente tratáveis são endurecíveis por aquecimento até completa solubilização, seguido de resfriamento rápido e subsequente endurecimento por precipitação à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou em temperaturas moderadamente elevadas (envelhecimento artificial). As ligas tratáveis são, entre outras, das series 2XXX, 6XXX e 7XXX. (SHEPPARD, 1999; MARTINS, 2008).

As propriedades mecânicas das ligas de alumínio são fortemente dependentes da composição química, tratamento térmico e trabalho a frio. As ligas de alumínio da série 6XXX utilizam magnésio e silício, na forma de composto intermetálico Mg_2Si (siliceto de magnésio), cuja precipitação provoca o endurecimento das ligas desta série.

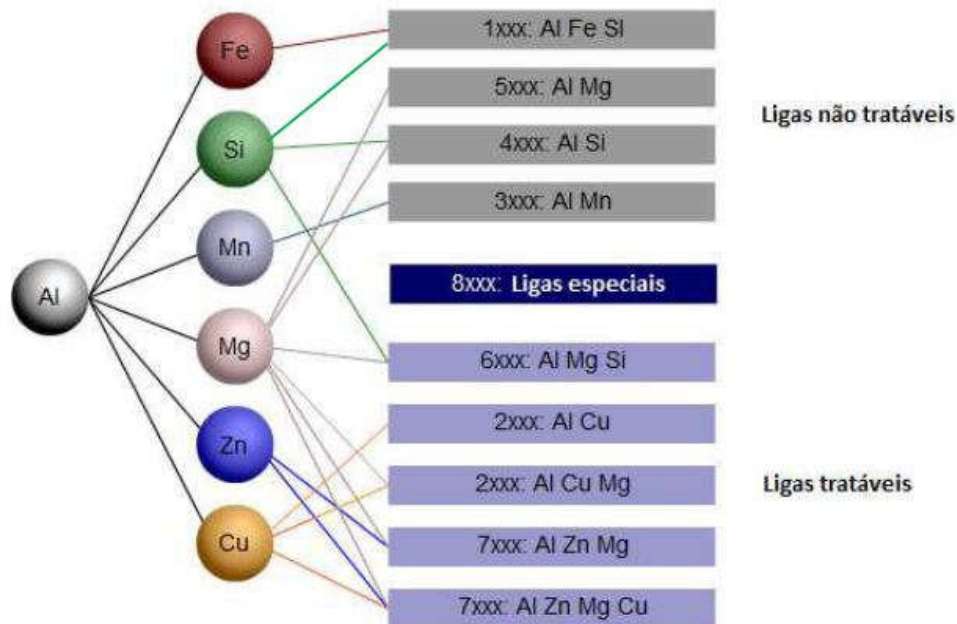


Figura 2.4: Séries das ligas alumínio com seus principais elementos de liga mostrando as tratáveis e as não tratáveis termicamente (SILVA, 2013).

Segundo ASM Vol.2 (1990), a composição química da liga 6201 é (Tab. 2.5):

Tabela 2.5: Composição química da liga de alumínio 6201 (ASM Vol.2, 1992).

Elemento	Quantidade [%]
Si	0,5-0,9
Mg	0,6-0,9
Fe	0,5 (máx.)
Cu	0,10 (máx.)
Mn	0,03 (máx.)
Cr	0,10 (máx.)
Al	Restante

2.2. FADIGA

Fadiga pode ser definida como sendo um tipo de falha mecânica, causada primeiramente pela aplicação repetida de carregamentos (tensões ou deformações) variáveis, sendo caracterizada pela geração e propagação lenta e gradual de trincas que levam à ruptura e ao colapso do componente. É um fenômeno complexo, dependendo de diversos fatores, tais como o nível de carregamento, a geometria, a microestrutura, os fatores ambientais (temperatura, umidade) e processos referentes à fabricação (tensões residuais, acabamento superficial, defeitos, etc.). Segundo ASTM (*American Society for Testing and Materials*), “Fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem, em um ponto ou em vários pontos, tensões dinâmicas, capazes de culminar em trincas ou em uma fratura completa após um número suficiente de variações de carga” (FADEL, 2010 *apud* ASTM, 1996).

O fenômeno denominado fadiga foi observado pela primeira vez por volta de 1800 em aços dúcteis de eixos de vagões ferroviários que apresentavam falhas após curto período em serviço, com fraturas frágeis e repentinas. Alguns elementos de máquinas podem, portanto, falhar sob a ação de tensões repetidas ou flutuantes, com valores abaixo da tensão de escoamento ou do limite de resistência a tração.

No início do século XIX, o engenheiro alemão August Wöhler realizou os primeiros estudos formais sobre a investigação do que estava sendo denominado à época de falha por fadiga, testando em laboratório, eixos até a falha sob carregamento alternado. Foram efetuados

ensaios variando-se os níveis de tensão com o tempo e traçando-se o gráfico com amplitude de tensão versus o número de ciclos até a falha. Identificou-se nestes ensaios a tensão limite de resistência à fadiga para aços, que representa um nível de tensão mínima abaixo da qual não ocorre a ruptura por fadiga (ABRAHÃO et al., 2008). O gráfico obtido denomina-se curva de Wöhler, ou curva S-N, e sua representação gráfica está apresentada na Fig. 2.5.

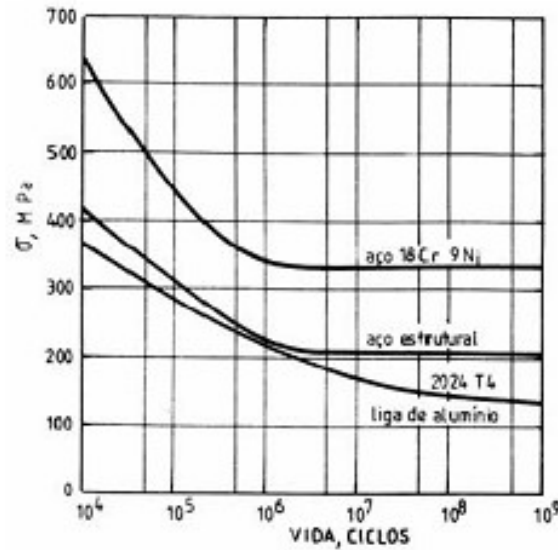


Figura 2.5: Exemplo de uma curva S-N ou Wöhler (FADEL, 2010).

Com a revolução industrial e a construção das primeiras máquinas, o efeito da fadiga tornou-se mais significativo e o seu estudo passou a ser tratado com mais interesse.

Existem três estágios para a falha por fadiga (SHIGLEY, 2005), sendo elas: (i) nucleação da trinca, (ii) propagação da trinca ou crescimento macroscópico e (iii) ruptura. A Fig. 2.6 apresenta uma representação gráfica desses três estágios. Na fractografia ilustrada na Fig. 2.7 as três etapas da fratura por fadiga podem ser observadas.



Figura 2.6: Representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (FADEL, 2010).



Figura 2.7: Etapas da nucleação e crescimento de uma trinca até a ruptura final. (ZOLIN, 2011).

A primeira etapa, referente ao período de iniciação da trinca e seu crescimento microscópico, ocorre em zonas de alta concentração tensão ou regiões de baixa resistência local.

Tais discontinuidades podem surgir devido a alguns fatores, tais como: (SHIGLEY, 2005).

- Concentradores de tensão, como chavetas, furos, etc.;
- Elementos que rolam e/ou deslizam sob altas pressões, desenvolvendo tensões de contato subsuperficiais concentradas que podem causar a formação de cavidades superficiais após vários ciclos de vida;
- Falhas de fabricação, marcas de ferramenta, riscos e rebarbas e montagens inadequadas;
- Descontinuidades microscópicas e submicroscópicas, superficiais e subsuperficiais tais como inclusões de material estranho, segregação de liga, vazios, partículas duras precipitadas e discontinuidades cristalinas;
- Existem outros fatores que podem acelerar o início da trinca, como por exemplo, as tensões residuais de tração provenientes de operação em temperaturas elevadas e a ciclagem de alta frequência. Nestes casos as trincas tendem a crescer ao longo dos pontos normais às máximas tensões de tração;

Na segunda etapa do processo de fadiga ocorre a evolução da trinca com o desenvolvimento de micro e macrotrincas, formando superfícies de fratura com platôs

paralelos, separados por sulcos também paralelos. Tais platôs são normalmente lisos e normais à direção da máxima tensão de tração. Essas superfícies, se macroscópicas, podem ser onduladas e escuras e ter bandas leves conhecidas como marcas de praia ou marcas de concha de ostra. Se microscópicas, denominam-se estrias. Ambas as características indicam a posição da ponta da trinca e local de nucleação da mesma. Durante o carregamento cíclico, tais superfícies fissuradas sofrem o fenômeno de abertura e fechamento contínuo roçando-se entre si. A aparência das marcas de praia dependerá das mudanças no nível de frequência do carregamento, bem como da natureza corrosiva do meio. De acordo com (HORTÊNCIO, 2009) o formato da trinca gera uma área de concentração de tensão que juntamente com imperfeições presentes no material e carregamentos cíclicos, eleva os valores locais de tensão, favorecendo o surgimento de uma deformação plástica no local. Na Fig. 2.8 está ilustrado o processo de avanço da trinca, demonstrando que a concentração de tensão da ponta da mesma favorece o deslizamento de planos à 45° com o seu plano. Desta forma, durante os ciclos de tração do material a ponta da trinca tende a mudar o seu formato, tornando-se mais arredondada e aliviando as tensões locais. Já nos ciclos de compressão, a ponta, arredondada, é comprimida, voltando a ter formato de ponto de flecha. A cada ciclo de tensão repetido há um avanço relativo do comprimento da trinca de Δa .

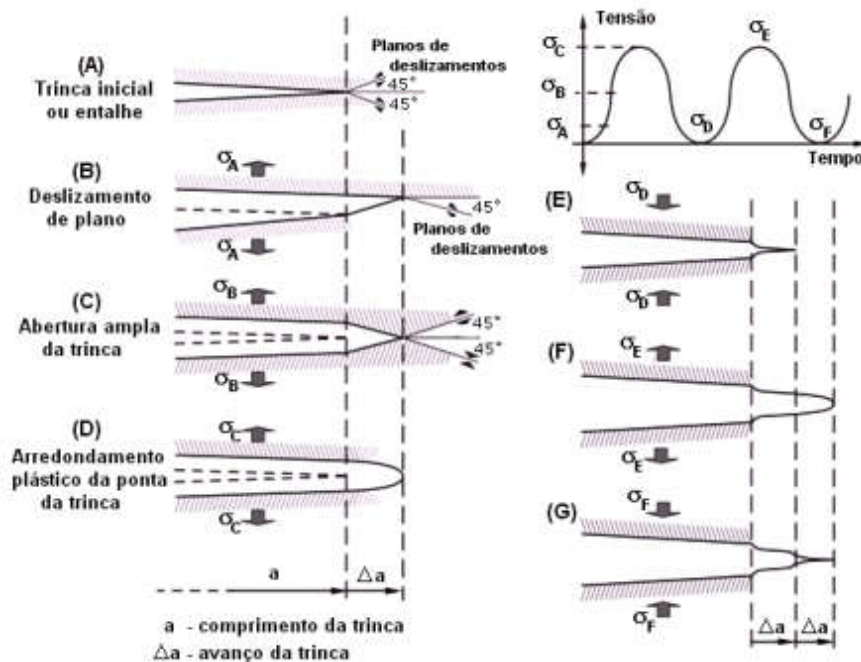


Figura 2.8: Estágios de crescimento da trinca no processo de fadiga (HORTÊNCIO, 2009).

O terceiro e último estágio ocorre no ciclo de carga final, quando o material remanescente não consegue mais suportar as cargas resultando em fratura rápida e repentina. A falha dentro desse estágio pode ser frágil, dúctil ou uma combinação delas. Com certa frequência, as marcas de praia, caso existam, e os padrões possíveis na fratura deste estágio, apontam para a origem da trinca.

Um dos ensaios para o estudo de fadiga é o da flexão rotativa que consiste na sollicitação no qual todas as fibras do corpo de prova estão sujeitas a uma sollicitação alternada pura. Um desenho esquemático de um tipo de equipamento usado para a realização deste ensaio está ilustrado na Fig. 2.9. Tais ensaios são utilizados para determinar o número de ciclos até a ruptura de corpos de prova submetidos a esforços torcionais.

Um ensaio de fadiga é capaz de fornecer dados quantitativos relativos às características de resistência à fadiga de submetido a cargas cíclicas.

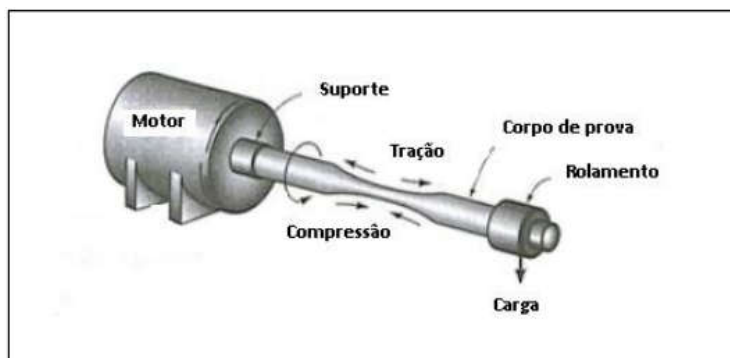


Figura 2.9: Desenho esquemático de equipamento utilizado para ensaio de flexão rotativa (UDOMPHOL, 2012).

2.2.1. FADIGA POR *FRETTING*

Fretting pode ser definido como sendo um fenômeno que ocorre na região de contato entre dois materiais sob carga e sujeitos a pequeno movimento relativo quando submetidos a forças oscilatórias tangenciais de pequena amplitude, gerando zonas de microdeslizamento (LINDLEY, 1997).

Conforme (NOWELL, 1988) o atrito gerado pelas superfícies em contato causa um dano superficial, que associado ao severo gradiente de tensões na região de contato aceleram os processos de nucleação e crescimento da trinca. Trincas que irão nuclear, se propagar e levar ao processo de falha por fadiga.

A fadiga por *fretting* é um fator muito importante que deve ser levado em consideração em projetos de juntas mecânicas. Ela envolve a presença de uma tensão remota cíclica em ao menos um dos componentes do sistema. Usualmente, o *fretting* acontece em sistemas sujeitos a regime de escorregamento parcial, caracterizado por uma região de contato onde exista a presença de uma zona de adesão circundada por uma zona de escorregamento. O movimento relativo entre as partes é produzido por um carregamento lateral oscilante, inferior a 50 microns e pode provocar reduções de até 90% da resistência à fadiga convencional de um material (MURÇA, 2011). A Fig. 2.10 mostra uma configuração esquemática do problema de contato entre os fios, de camadas distintas, de um cabo condutor por meio de dois cilindros. A força P é a carga de contato e Q a carga lateral oscilante.

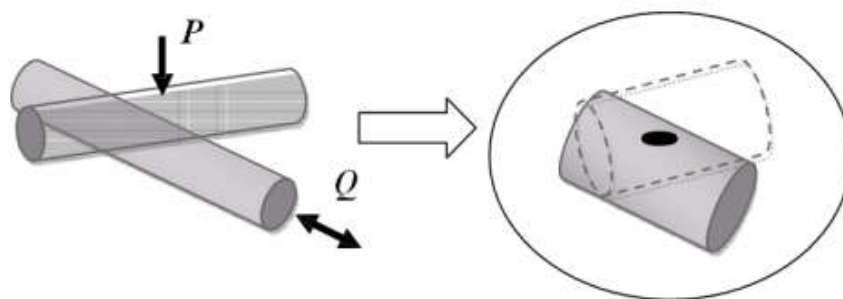


Figura 2.10: Desenho esquemático do problema de contato entre dois cilindros (MURÇA, 2011).

O mecanismo de *fretting*, em fios de alumínio de cabos condutores tem seu início com a remoção, devido a fricção fio/fio e fio/grampo, do filme de óxido presente no alumínio. Em um primeiro momento, as superfícies atritadas tendem a se aderir. Com o tempo, porém esses pontos de aderência serão rompidos devido ao movimento relativo entre eles. De acordo com (AZEVEDO et al., 2009) esse processo gera resíduo, provocando acúmulo de material entre os corpos, devido à ruptura da camada de óxido de alumínio, ou alumina (Al_2O_3) e a geração de partículas deste óxido. A partir deste ponto, a formação de microtrincas torna-se inevitável podendo levar a falha do material, caso essas se propagem a partir da superfície do fio, em direção à estrutura remanescente de alumínio. A Fig. 2.11 mostra uma marca de *fretting*, resultante do contato entre os fios.

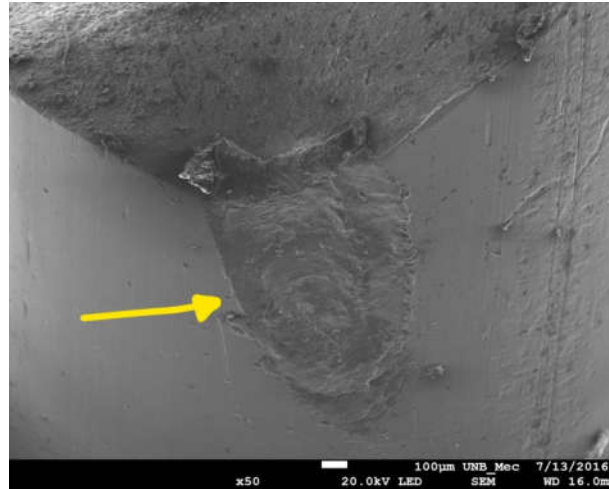


Figura 2.11: Marca de *fretting*. A seta amarela indica a marca gerada pelo contato de um fio com outro.

2.2.2. POFFENBERGER-SWART

Para o cálculo da tensão nominal do cabo, utiliza-se a fórmula de Poffemberger-Swart que estabelece uma relação entre o movimento oscilatório do condutor e as tensões geradas no último ponto de contato entre o fio e o grampo de suspensão. Baseado na teoria da viga de Euler, Poffemberger e Swart desenvolveram uma fórmula que estabelece uma relação entre o deslocamento e a amplitude de tensão. Na Fig. 2.12 mostra o esquema da montagem cabo/grampo mostrando a amplitude de deslocamento (Y_B) na distância padrão estabelecida de 89 mm do último ponto de contato (UPC) entre o cabo e o grampo.

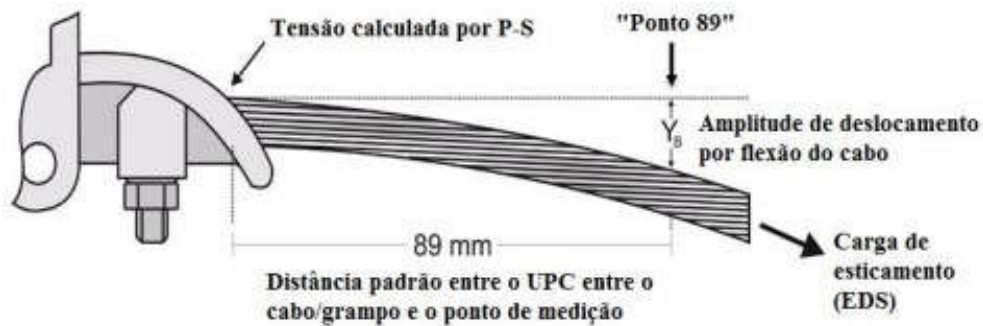


Figura 2.12: Ilustração esquemática da montagem do cabo/grampo (WATANABE, 2014).

Da Fig. 2.12, a tensão calculada por P-S é calculada de 0 a pico, Y_B é a amplitude de deslocamento calculada de pico a pico, devido ao fato de que os aparelhos medidores em campo medem de pico a pico, e a constante de Poffemberger, K , é expressa na fórmula:

$$K = \frac{(E_a \cdot p^2 \cdot d)}{(4 \cdot (e^{px} \cdot 1 + px))} \left[\frac{N}{mm^3} \right] \quad (2.1)$$

Os parâmetros E_a [Mpa], d [mm], e as constantes x e p são, respectivamente, o módulo de elasticidade do material, o diâmetro do cabo, a distância do último ponto de contato (UPC) e a posição onde o deslocamento vertical é medido. O valor de x é usualmente 89 mm e a constante p é dada pela expressão:

$$p = \sqrt{\frac{T}{EI}} \quad (2.2)$$

onde a carga diária média de esticamento, para uma temperatura constante durante a medição, é representada por T [N], chamado também de EDS (*Every Day Stress*) e EI [N mm²] é a rigidez a flexão do cabo, cujo valor mínimo é dado por:

$$EI_{min} = n_a E_a \frac{\pi d_a^4}{64} + n_s E_s \frac{\pi d_s^4}{64} \quad (2.3)$$

onde n_a é o número de fios de alumínio do cabo, E_a é o módulo de elasticidade para o alumínio, d_a é o diâmetro do fio de alumínio, n_s é o número de fios de aço do cabo, E_s é o módulo de elasticidade para o aço, d_s é o diâmetro do fio de aço.

Por meio da identificação dos valores eficazes médio (RMS) de um carregamento banda estreita, encontra-se uma amplitude de deslocamento de pico-a-pico equivalente (Y_{eq}) conforme demonstrado por WATANABE (2014):

$$Y_{eq} = 2 * \sqrt{2} * RMS \quad (2.4)$$

e ajustando a equação de Poffemberger-Swart (Eq.2.1) para amplitudes de tensão equivalente, σ_{eq} , com amplitudes variáveis, consegue-se a expressão:

$$\sigma_{eq} = K * Y_{eq} \quad (2.5)$$

2.2.3. DETERMINAÇÃO DA CURVA S-N

Os pontos necessários para a geração da curva S-N são obtidos quando corpos de prova são submetidos à determinada amplitude de tensão alternada (S) até o momento da ocorrência da falha, após certa quantidade de ciclos (N).

No eixo das abscissas é plotado o número de ciclos, que usualmente é colocado em escala logarítmica, pois facilita a comparação dos dados entre curvas de diversos materiais, além de reduzir o tamanho da escala. No eixo das ordenadas são colocados os níveis de tensão que foram experimentados. Conforme (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2000), para a obtenção dos valores a serem plotados na curva S-N, um corpo de prova é submetido a um ciclo de tensões com uma tensão máxima geralmente elevada, chegando a uma tensão de 2/3 do limite de resistência do material. Os ensaios são repetidos em novos corpos de prova com amplitudes de tensão decrescentes.

Na Fig. 2.13 estão representadas curvas S-N esquemáticas e comparativas para dois tipos de material, um aço de baixo teor de carbono e uma liga de alumínio, sob ciclo de carregamento com tensão média nula.

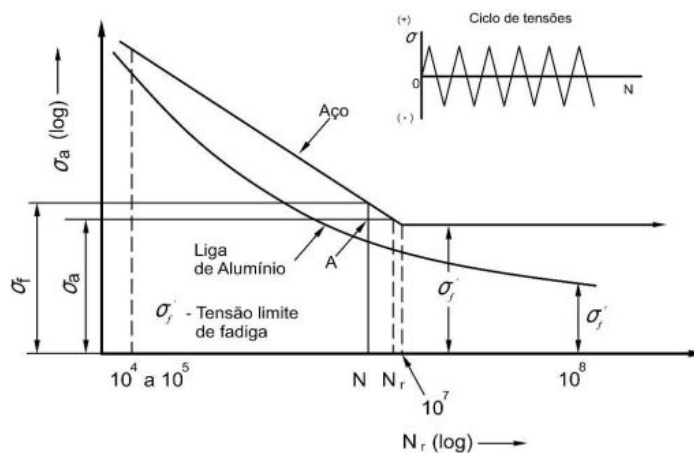


Figura 2.13: Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio (BRANCO; FERNANDES; CASTRO, 1986).

Das curvas apresentadas, é possível perceber o comportamento distinto para o material ferroso e o não ferroso. No caso do aço, acima de certo número de ciclos a curva S-N apresenta um patamar horizontal, que representa o maior valor da amplitude de tensão alternada que ocasionará uma vida infinita. Para o caso do alumínio o mesmo não ocorre porque o alumínio, assim como outros não ferrosos, não possui um limite de resistência à fadiga bem definido. Nestes casos a falha ocorrerá, independentemente dos valores da amplitude de tensão aplicados durante o ensaio

É possível estabelecer uma correlação entre os níveis de tensão usados experimentalmente para um dado material e o número de ciclos que o mesmo resiste à fadiga, em função da tensão de limite de resistência à fadiga do material pela fórmula de Basquin (BASQUIN, 1910):

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2 \cdot N_f)^b \quad (2.6)$$

onde N_f é o número de ciclos até a falha do material em certo nível de amplitude de tensão σ_a , σ'_f é a tensão limite de resistência à fadiga e b é o expoente de resistência à fadiga, ou expoente de Basquin, obtido por meio de ensaios uniaxiais em corpos de prova não entalhados.

Por meio de dados experimentais de ensaios e fadiga uniaxial, é possível gerar um gráfico S-N em escala log-linear, onde a relação S-N usualmente adotada é:

$$\sigma_a = A \cdot (N_f)^B \quad (2.7)$$

onde os parâmetros A e B referem-se a constantes do material e são obtidos após geradas as curvas experimentais.

2.2.4. FATORES QUE INFLUENCIAM NA CURVA S-N

A curva S-N traçada a partir de dados obtidos em ensaios de corpos de prova padrão e em ambiente de laboratório, podem não representar fielmente as características do componente operado no campo. Alguns aspectos podem estar relacionados a estas diferenças tais como (SHIGLEY, 2005):

- Material: Composição, base de falha e variabilidade;
- Manufatura: Método de fabricação, tratamento térmico, condições de superfície, concentrador de tensão;
- Ambiente: Corrosão, temperatura, estado de tensão, tempo de relaxação;
- Projeto: Tamanho, forma, vida, estado de tensão, concentração de tensão;

A Eq. 2.8 busca quantificar a tensão limite de fadiga da peça real (S_e) levando em consideração os efeitos da condição da superfície (k_a), tamanho ou escala (k_b), carregamento (k_c), temperatura (k_d), confiabilidade e outros efeitos (k_e).

$$S_e = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_d \cdot k_e \cdot S'_e \quad (2.8)$$

Os termos da equação 2.8 estão explicitados a seguir:

- Fator de modificação de superfície (k_a)

Fator que depende da qualidade superficial do acabamento e da resistência à tração do material, podendo ser obtido pela Eq. 2.9:

$$k_a = a \cdot S_{ut}^b \quad (2.9)$$

Onde, S_{ut} é limite de resistência a tração e a e b podem ser obtidos pela Tab. 2.6.

Tabela 2.6: Fator de acabamento superficial.

Tipo de superfície	Fator a (MPa)	Expoente b
Retificada	1,58	-0,085
Usinada ou laminada a frio	4,51	-0,265
Laminado a quente	57,7	0,718
Forjada	272	-0,995

ii. Fator de Tamanho (k_b)

Fator que depende das dimensões do corpo de prova. O efeito de k_b varia dependendo do tipo de carregamento presente (Axial, torção e flexão).

- Para os casos de flexão rotativa e torção: Se o diâmetro do corpo de prova estiver entre 2,8 mm a 51 mm, então k_b é calculado:

$$k_b = \left(\frac{d}{7,62} \right)^{-0,1133} \quad (2.10)$$

- Para diâmetros maiores: $k_b \approx 0,60$ a $0,75$;
- Para os casos de carregamentos axiais: $k_b = 1$;

iii. Fator de carregamento (k_c)

O valor de carregamento varia para ensaios realizados com flexão rotativa, axial ou torcional. Na Tab. 2.7 são representados os valores de k_c para o tipo de carregamento:

Tabela 2.7: Fator de carregamento.

Carregamento axial	Carregamento com flexão rotativa	Carregamento torcional
$k_c=0,85$	$k_c=1$	$k_c=0,59$

iv. Fator de temperatura (k_d)

O fator de temperatura é função da temperatura de trabalho da peça, sendo calculado pela equação:

$$k_d = \frac{S_T}{S_{RT}} \quad (2.11)$$

onde, S_T é igual a resistência à temperatura de operação e S_{RT} é igual a resistência à temperatura ambiente, podendo ser obtidos através da Tab. 2.8:

Tabela 2.8: Fator de temperatura.

Temperatura [°C]	S_T / S_{RT}
20	1
50	1,01
100	1,02
150	1,025
200	1,02
250	1
300	0,975
350	0,943
400	0,9
450	0,84
500	0,766
550	0,67
600	0,546

v. Tensão limite de fadiga de ensaio (S'_e)

Corresponde ao valor do nível de tensão abaixo do qual não haverá falha. E pode ser estimado, para corpos de prova de aço padrão, dependendo do seu limite de resistência à tração.

$$S'_e = 0,504 \cdot S_{ut} \quad \text{se} \quad S_{ut} \leq 1400 \text{ MPa}$$

$$S'_e = 700 \text{ MPa} \quad \text{se} \quad S_{ut} > 1400 \text{ MPa}$$

2.2.5. EFEITO DA TENSÃO MÉDIA NA VIDA EM FADIGA

Tensão média pode ser definido como sendo o valor médio experimentado no ciclo, conforme apresentado na Eq. 2.14.

Dos dados experimentais relativos aos ensaios de fadiga disponíveis na literatura a maioria encontra-se com tensão média (σ_m) igual a zero. Entretanto, existem outras aplicações onde a tensão média é diferente de zero, e a presença de um componente de tensão média tem efeito significativo no comportamento à fadiga dos materiais.

A Fig. 2.14 mostra um ciclo de fadiga senoidal com tensão média diferente de zero. Assim sendo, a faixa de tensão, a amplitude de tensão e a tensão média podem ser definidas de acordo com as equações 2.12 – 2.17:

Faixa de Tensão:
$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.12)$$

Tensão Alternada:
$$\sigma_{alt} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2.13)$$

Tensão Média:
$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.14)$$

Tensão Máxima:
$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_{alt} \quad (2.15)$$

Tensão Mínima:
$$\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_{alt} \quad (2.16)$$

A tensão também pode ser caracterizada em termos da razão de tensões (R):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (2.17)$$

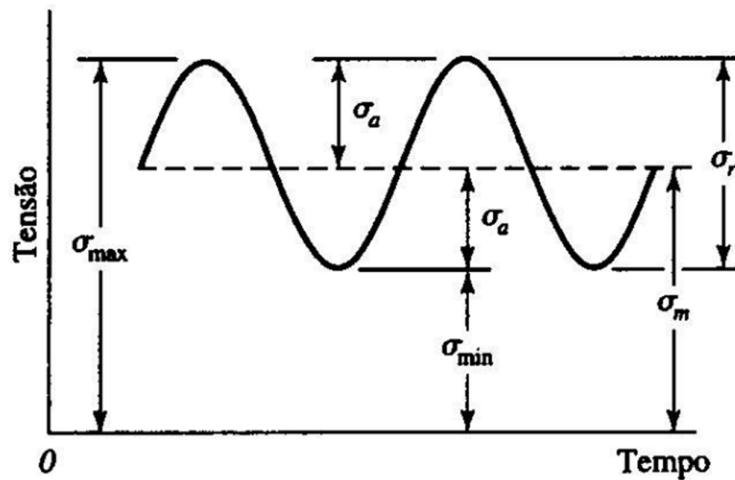


Figura 2.14: Exemplo de um ciclo de fadiga senoidal com tensão média diferente de zero.

Os primeiros estudos relacionados com a importância da tensão média nas propriedades à fadiga do material foram feitos por Goodman no início do século XX, desde então, outras teorias surgiram procurando entender matematicamente os resultados experimentais deste fenômeno, dentre elas encontram Gerber e Soderberg. Estes modelos relacionam a amplitude de tensão e a tensão média usada nos experimentos pelo material e estabelecem limites onde um componente poderia atuar sem que houvesse falha por fadiga após determinado número de ciclos. A formulação utilizada por cada uma das teorias citadas está apresentada a seguir.

$$\text{Goodman:} \quad \sigma_{ar} = \frac{\sigma_{alt}}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{us}}} \quad (2.18)$$

$$\text{Gerber:} \quad \sigma_{ar} = \frac{\sigma_{alt}}{1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{us}}\right)^2} \quad (2.19)$$

$$\text{Soderberg:} \quad \sigma_{ar} = \frac{\sigma_{alt}}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_y}} \quad (2.20)$$

onde σ_{ar} é o limite de resistência à fadiga para um tensão média igual a zero, σ_m é a tensão normal média, σ_y é o limite de escoamento, σ_{us} é o limite de resistência à tração e σ_{alt} é a tensão alternada.

Outros métodos também propuseram relações de vida constante para estimar o efeito da tensão média sob a resistência à fadiga, como Morrow e Smith, Watson e Topper. Suas relações estão apresentadas nas equações abaixo:

$$\text{Morrow:} \quad \sigma_{ar} = \frac{\sigma_{alt}}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_{fB}}} \quad (2.21)$$

$$\sigma_{ar} = \frac{\sigma_{alt}}{1 - \frac{\sigma_m}{\sigma'_f}} \quad (2.22)$$

$$\text{Smith, Watson e Topper:} \quad \sigma_{ar} = \sqrt{\sigma_{max} \cdot \sigma_{alt}} \quad (2.23)$$

$$\sigma_{ar} = \sigma_{alt} \cdot \left(\frac{2}{1 - R}\right)^2 \quad (2.24)$$

De maneira geral, metais que possuem baixa ductilidade tendem a se ajustar bem à curva de Goodman. Já materiais frágeis tais como o ferro fundido possuem a tendência de terem seus dados experimentais abaixo da curva de Goodman e adequações devem ser feitas para esses materiais. Morrow, por sua vez, propôs modificações na equação de Goodman, por meio da substituição do limite de resistência à tração (σ_{us}) pelo coeficiente de resistência à fadiga do material (σ_f'). O coeficiente de resistência à fadiga é aproximadamente igual a tensão verdadeira da resistência a fratura à fadiga ($\tilde{\sigma}_{fB}$) e ambos os valores são maiores que o limite de resistência para materiais dúcteis. Assim, a substituição do limite de resistência à tração (σ_{us}) e do coeficiente de resistência à fadiga (σ_f') na equação de Goodman é apresentada nas equações de Morrow (DOWLING, 2004; DOWLING; CALHOUN; ARCARI, 2009).

A equação de Smith, Watson e Topper (SWT) apresenta resultados razoáveis para a maioria metais e resultados muito bons para alumínio e suas ligas. Ressalta-se que a relação SWT apresenta as variáveis que também estão presentes nos demais métodos, como σ_a , σ_m e σ_{ar} , todavia a mesma não apresenta nenhuma constante de material diferente dos outros. Em geral, a escolha é dependente do modo que ela se ajusta ao material de interesse ou a dados de materiais similares (DOWLING, 2004).

A Fig. 2.15 apresenta o gráfico comparativo entre os modelos apresentados (Goodman, Morrow e SWT). Para cada critério, qualquer ponto em sua respectiva linha, ou acima da mesma indica região de falha.

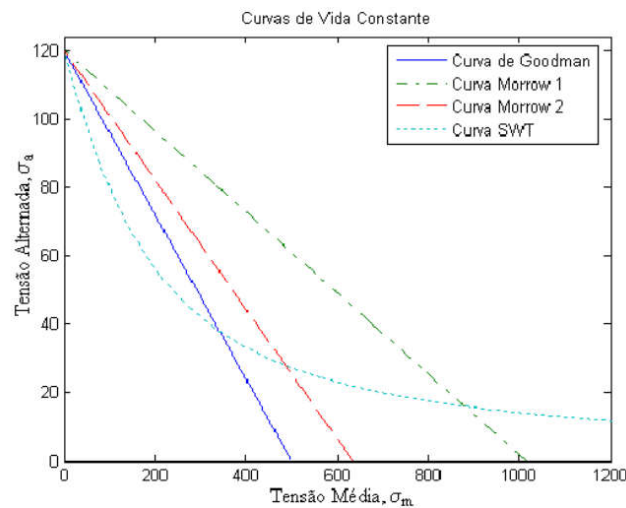


Figura 2.15: Gráfico comparativo dos critérios de Goodman, Morrow e SWT (HENRIQUES, 2006).

2.2.6. FADIGA EM CABOS CONDUTORES

A principal causa da fadiga em cabos condutores ocorre devido a flexão cíclica causada pelas vibrações eólicas. Ao longo da vida útil de um cabo condutor as vibrações causadas pelo vento produzem falha por meio da combinação do carregamento cíclico no cabo e do processo de *fretting*, os quais facilitam o aparecimento e o crescimento de trincas nos fios do cabo condutor (CIGRE, 1985).

Vibrações eólicas nos cabos tem origem em diversos fatores tais como velocidade do vento, ângulo de incidência do vento no cabo, o tipo do cabo, carga de esticamento, tamanho do vão entre os apoios, etc. Segundo (FADEL, 2010) atenção especial deve ser dada à ocorrência e intensidade destas vibrações. Nos casos em que as frequências de vibração do cabo em serviço estiverem próximas das frequências de vibração natural no cabo, haverá uma crescente absorção da energia do movimento de oscilação, aumentando desta forma a amplitude de tensão. Portanto, a ação do vento nos cabos, quando não amortecidos de maneira adequada, pode causar o rompimento em serviço, podendo afetar as estruturas das linhas de transmissão.

A resistência de cabos condutores à solitação dinâmica provocada especialmente por esforços procedentes da interação vento/cabo é um parâmetro de muita importância para o projeto de linhas de transmissão, bem como a vida restante do condutor (FERREIRA et al., 2006). A ação dos ventos nos cabos condutores de eletricidade pode provocar principalmente três tipos de vibrações (Fig. 2.16):

- Vibração eólica;
- Galope;
- Oscilação de estreita induzida;

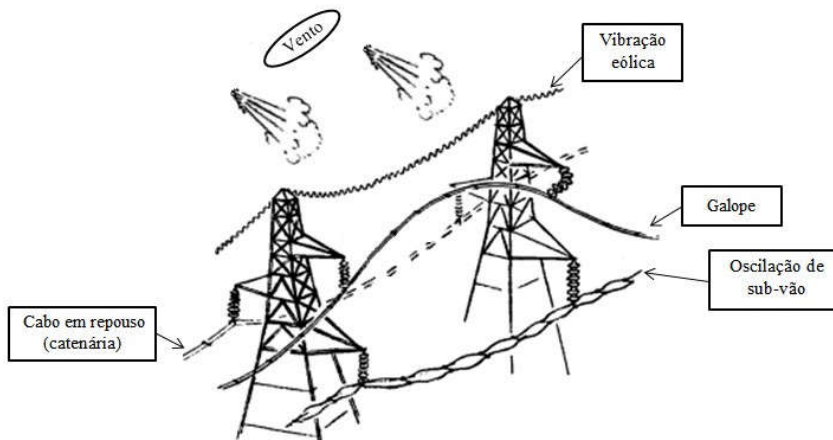


Figura 2.16: Tipos de vibrações provocadas pelos ventos em cabos condutores.

As vibrações eólicas simples são as mais comuns causadas pelo escoamento do ar ao redor do condutor (Fig. 2.17). O descolamento vertical dos cabos deve-se ao fluxo de ar gerado pelo regime de ventos na região (U), fazendo com que o cabo sofra um movimento alternado, formando vórtices que se repetem.

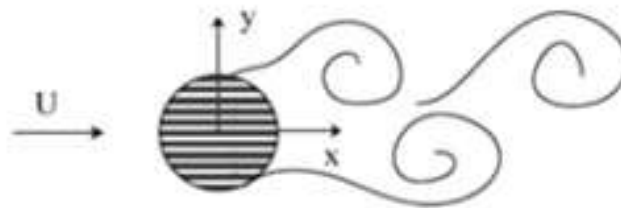


Figura 2.17: Esquema do movimento do cabo (y), devido a incidência do vento (U) no eixo (x) (FADEL, 2010).

Esses vórtices são gerados com certa frequência que por sua vez é transmitida ao condutor fazendo com que o mesmo oscile na frequência de geração dos vórtices. O número de Reynolds (Re) do escoamento irá definir se o escoamento é laminar ou turbulento.

$$Re = \frac{V \cdot D}{\nu} \quad (2.25)$$

Onde, V é a velocidade de escoamento, d o diâmetro do condutor e ν é a viscosidade cinética do fluido.

Na Fig. 2.18 observa-se a formação dos vórtices ao redor do corpo cilíndrico em função do número de Reynolds.

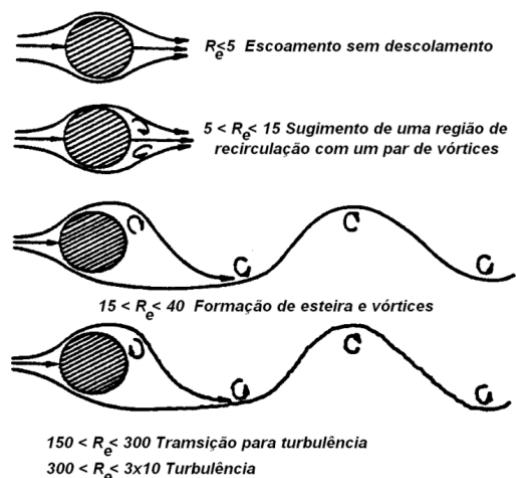


Figura 2.18: Escoamento ao redor de um corpo cilíndrico em função do número de Reynolds (EPRI, 1979).

Ao longo das linhas de transmissão encontram-se pontos de restrição ao movimento do condutor, como por exemplo, grampos de suspensão, espaçadores, amortecedores, etc. A ruptura do cabo condutor está mais propensa a ocorrer nessas áreas ou pontos de restrição do movimento (Fig. 2.19). Em tais zonas de restrição ocorre a propagação de trincas originadas pelo microdeslizamento relativo entre os fios do cabo e entre o cabo condutor e o ponto de restrição, causando a perda de eficiência no processo de transmissão pela ruptura de fios individuais. Em casos extremos em que a área da seção transversal do cabo condutor seja insuficiente para sustentar a carga mecânica aplicada, ocorrerá a ruptura total do condutor (KALOMBO et al., 2015).

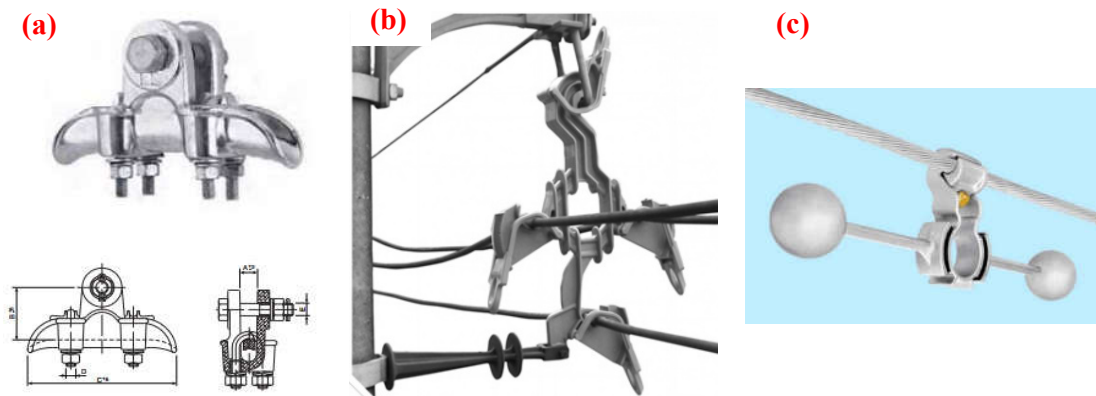


Figura 2.19: Exemplos de tipos de ferragens: (a) grampo de suspensão; (b) espaçador quádruplo e (c) amortecedor.

Uma das maneiras de se caracterizar o material em relação a sua vida à fadiga é com o uso da curva de Wöhler, ou curva S-N. De forma geral, a resistência em fadiga da montagem cabo/grampo de suspensão é alcançada de maneira análoga à usada para corpos de prova sólidos. Desta forma o levantamento da curva S-N para cabos condutores é efetuado com a realização de ensaios de fadiga nas amostras destes condutores. A amostra supracitada é submetida a ensaios vibratórios com parâmetros pré-definidos, tais como carga de esticamento, amplitude de tensão e deslocamento, etc. O ensaio evolui até a ruptura de uma quantidade de fios prevista em Normas sobre o tema. O número de ciclos necessários para que estas quebras ocorram são registrados, obtendo-se desta forma cada ponto da curva S-N. Os parâmetros pré-definidos do ensaio são alterados para obtenção da curva completa. O critério estabelecido para a parada do ensaio foi definido pela (CIGRE, 1979), que considera que o condutor falha por fadiga quando o número de fios quebrados for igual a três ou 10% dos fios totais do cabo.

Devido à dificuldade e os altos custos envolvendo testes de fadiga, o comitê da CIGRE recomendou uma linha de limite de segurança, conhecida como CIGRE *Safe Border Line* (CSBL), que auxilia as empresas que atuam na área de desenvolvimento de linhas de transmissão a efetuarem previsões quanto a vida do condutor sem a necessidade de realização de experimentos. A equação que representa a CSBL pode ser expressa como segue:

$$\sigma_a = A \cdot N_i^b \quad (2.26)$$

Onde, σ_a é a amplitude de tensão em Mpa, N_f é a vida à fadiga em número de ciclos para uma tensão específica; A e b são constantes do material e seus valores podem ser encontrados na Tab. 2.9. Na Fig. 2.20 encontra-se um exemplo das curvas CSBL geradas pela CIGRÈ.

Tabela 2.9: Constantes CIGRÈ *Safe Border Line* (CSBL) (CIGRE, 1985).

Número de camadas de fios de alumínio do cabo condutor	$N < 2 \cdot 10^7$		$N > 2 \cdot 10^7$	
	A	b	A	b
1	730	-0,2	430	-0,168
>1	450	-0,2	260	-0,168

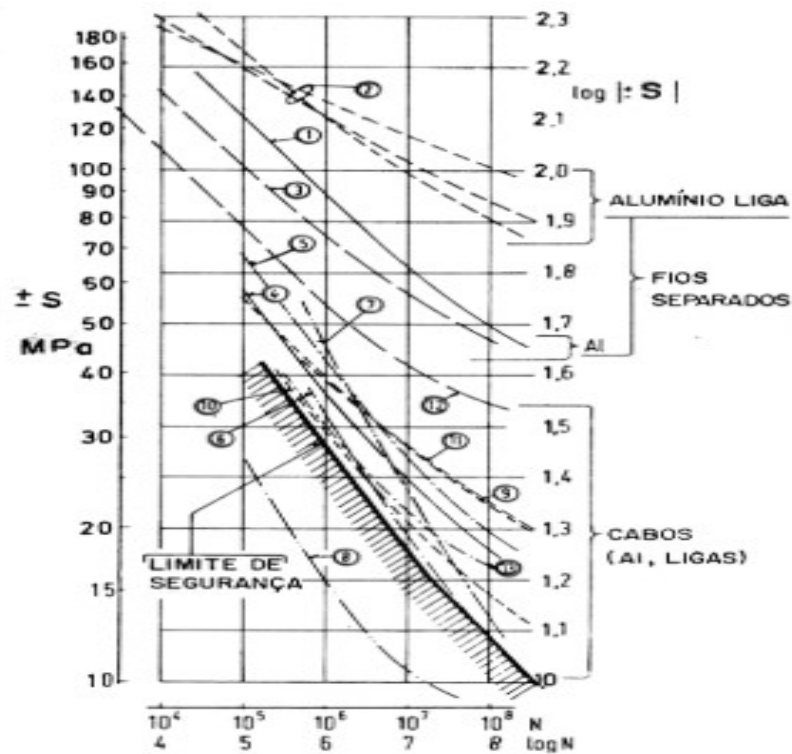


Figura 2.20: Exemplo de curvas CIGRÈ *Safe Border Line*, juntamente com outras curvas geradas pela CIGRÈ (FADEL, 2010).

2.2.7. METODOLOGIAS DE ESTIMATIVA DE VIDA E CRITÉRIOS DE PROJETO CONTRA FADIGA EM CABOS CONDUTORES DE ENERGIA ELÉTRICA

Com o intuito de proteger e dar longevidade ao condutor quanto ao processo de fadiga, alguns critérios de projeto devem ser levados em consideração. (MURÇA, 2011) traz em seu trabalho dois tipos de critérios que podem ser adotados, como a metodologia IEEE (RAWLINGS, 1979) e a metodologia EPRI (EPRI, 1979).

As duas metodologias estabelecem limites de vibração máximos que os condutores podem suportar de modo que o limite de resistência à fadiga não seja excedido, trabalhando-se sempre em uma região segura.

Uma vez que as linhas de transmissão em funcionamento estão sujeitas a eventos aleatórios, ou seja, eventos reais que acontecem em campo e que muitas vezes extrapolam as condições previstas em projeto, é necessário que se apliquem metodologias que permitam prever a vida remanescente do condutor, visando possíveis trocas e planejamento de manutenção. A abordagem do dano proposto por CIGRÈ (CIGRE, 1985) é bastante utilizada e tem por base a regra de acúmulo de dano proposto por Miner (MINER, 1945).

2.2.7.1. METODOLOGIA EPRI (*Electric Power Research Institute*)

Esta metodologia sugere valores máximos de amplitude de flexão e de amplitude de tensão, que são definidos como limites de resistência, para vários tipos de condutores. No caso de os parâmetros de amplitude serem ultrapassados, a integridade estaria rejeitada pelo critério de fadiga.

Considerando um cabo de alumínio com alma de aço (ACSR) com mais de uma camada de fio de alumínio, a amplitude máxima de flexão varia de 0,2 a 0,3 mm. O valor de 0,23 mm pode ser considerado caso haja falta de precisão na estimativa do limite de resistência do condutor. Tais amplitudes máxima de flexão foram calculadas por meio da equação invertida de Poffenberger-Swart que se baseia nos limites de resistência à fadiga, obtidos mediante testes laboratoriais para diferentes tipos de cabos condutores de alumínio com alma de aço de diferentes tamanhos (BELLORIO, 1991). A equação para o cálculo dos valores máximo de tensão é mostrada abaixo:

$$Y_B = \left(\frac{e^{-p \cdot x_b} - 1 + p \cdot x_b}{E_{al} \cdot p^2 \cdot d_{al} / 4} \right) \cdot \sigma_a \quad (2.27)$$

2.2.7.2. METODOLOGIA IEEE (*Institute of Electrical and Eletronics Engineers*)

A metodologia proposta por EPRI, utiliza como parâmetro de projeto apenas a máxima amplitude de tensão que corresponde ao limite de fadiga, o que a torna bem conservadora. Porém na prática, esses limites podem ser ultrapassados por uma quantidade limitada de vezes sem efeitos práticos na integridade do cabo condutor.

O método IEEE, que extrapola o limite de resistência proposto, segue os princípios de que a amplitude de flexão não pode ultrapassar o limite de fadiga do material em mais de 5% do número total de ciclos e de que apenas 1% poderá ultrapassar 1,5 vezes o limite de fadiga. O método IEEE também considera que em nenhum ciclo do histórico de carregamentos, a tensão (σ_a) poderá atingir o dobro do limite de fadiga (IEEE, 2006; BELLORIO, 1991).

2.2.7.3. METODOLOGIA CIGRÈ

A metodologia proposta por CIGRÈ tem por objetivo avaliar a vida remanescente dos cabos sujeitos à fadiga considerando o dano cumulativo dos ciclos de vibração obtidos pelo medidor de vibrações (vibrógrafo). As amplitudes de deslocamento armazenadas na matriz geradas com os dados previamente coletados são extrapoladas para um período anual, sendo convertidas adiante em tensões de flexão com o auxílio da equação de Poffenberger-Swart. Pode-se então, através da amplitude de tensão armazenada no vibrógrafo, quantificar a fração de dano provocado, através da regra de Miner. Para o cálculo da fração de dano por nível de amplitude de tensão é necessário estipular o número de ciclos de carregamento que o material resiste para um determinado nível de tensão. Para isso, curvas S-N devem ser geradas em ambiente laboratorial ou utilizando-se de uma curva teórica obtida a partir de um banco de dados para cabos condutores denominada *Safe Border Line*. Como resultado desta metodologia, têm-se a vida remanescente do cabo condutor, em anos (MADURO-ABREU et al., 2010).

2.2.8. PARÂMETRO H/w

A razão H/w é definida como sendo a relação entre a carga de esticamento do cabo (H) e sua densidade linear (w). O critério H/w é um dos critérios adotados em projetos que correlaciona a amplitude modal da vibração, que é função das características do cabo e da função de excitação, aos parâmetros da catenária.

Esses parâmetros representam a rigidez, a massa, e de maneira implícita, a quantidade de auto-amortecimento da montagem, uma vez que quanto mais esticado o cabo se encontra menor será o auto-amortecimento. Com a redução do amortecimento a parcela não dissipada da energia oriunda dos ventos transforma-se em amplitude de vibração que atua na formação do dano, sendo este efeito indesejável.

A Fig. 2.21 correlaciona a variação do parâmetro H/w ao parâmetro LD/m que fornece as características do cabo condutor utilizado, como o diâmetro e massa, e do comprimento do vão. Este critério estabelece que a relação H/w está limitada aos valores apresentados na Tab. 2.10. O parâmetro LD/m contém informações sobre o tipo do condutor (diâmetro, D e massa, m) e o comprimento do vão utilizado.

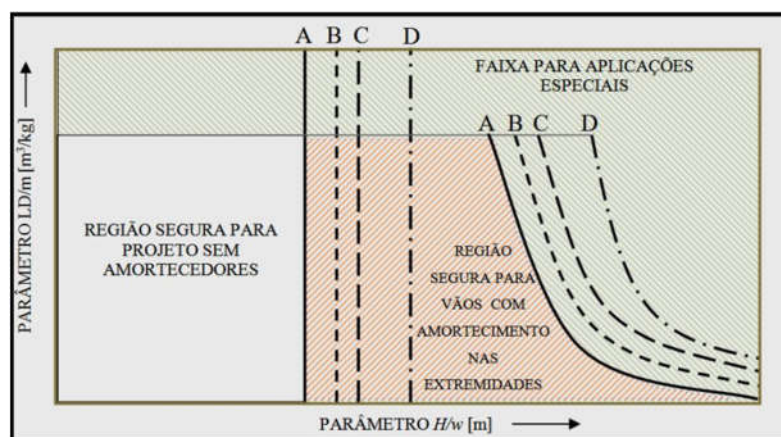


Figura 2.21: Recomendações para a seleção da carga de esticamento com e sem amortecimento em H/w (EPRI, 1979).

Tabela 2.10: Limites dos parâmetros H/w (adaptado EPRI, 1979).

Terreno	Características do terreno	H/w
A	Aberto, plano, sem árvores, sem obstruções, com cobertura de neve próximo a grandes lagos, rios ou mares, desertos planos.	1000
B	Aberto, plano, sem árvores, sem obstruções, sem neve com áreas rurais sem obstrução.	1125
C	Aberto, plano, sem ondulações com pouquíssimos obstáculos vegetação rasteira ou fazendas com poucas árvores, sebes e outras barreiras, além de prados e tundras.	1225
D	Área construída com algumas árvore e prédios, por exemplo, subúrbios residenciais, pequenas cidades, bosques e arbustos, campos com pequenos arbustos, árvores e sebes.	1425

2.2.9. SISTEMA DE DETECÇÃO DA QUEBRA E CONTAGEM DO NÚMERO DE CICLOS

O dispositivo utilizado para a detecção da quebra dos fios permite identificar o momento em que ocorre esta quebra. Tal dispositivo é composto por duas hastes presas ao cabo por meio de uma abraçadeira, dois sensores de deslocamento à laser, com faixa de medição de 16 a 120 mm acoplados a um sistema de aquisição de dados (Fig. 2.22). Com a ruptura de um fio do cabo condutor, a carga suportada pelo mesmo é distribuída nos fios remanescentes para que o equilíbrio se mantenha, e como resultado desta acomodação, o dispositivo gira ou se distorce em relação ao seu eixo original.

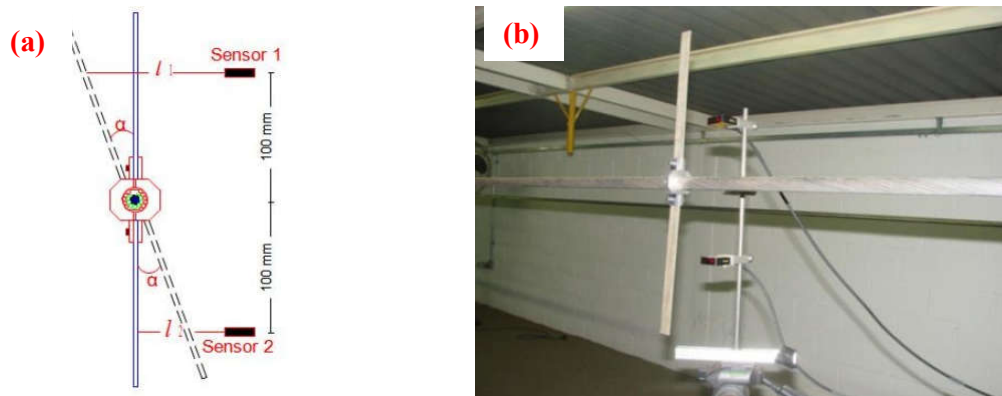


Figura 2.22: (a) Representação do sistema de detecção de quebras e (b) Sistema de detecção montado no cabo.

O dispositivo acompanha o giro ou distorção das régua quando a quebra ocorre e, com a quebra, o cabo gira em um ângulo de rotação (α) que é obtido pela fórmula:

$$\alpha = \tan^{-1} \cdot \left(\frac{l_1 - l_2/2}{100} \right) \quad (2.28)$$

Onde l_1 e l_2 são as distâncias medidas pelos lasers de deslocamento.

A rotação do dispositivo pode ser percebida a partir da leitura efetuada pelos sensores e sua variação é registrada por um software do sistema de aquisição e plotada em um gráfico de barras com o intuito de uma melhor visualização da rotação (Fig. 2.23) e conseqüentemente o número de ciclos. Vale ressaltar que, os ângulos podem aumentar ou diminuir dependendo da camada em que o fio estava. A contagem do número de ciclos é contabilizada através de um sensor de deslocamento à laser que fica posicionado no ponto 89 mm.

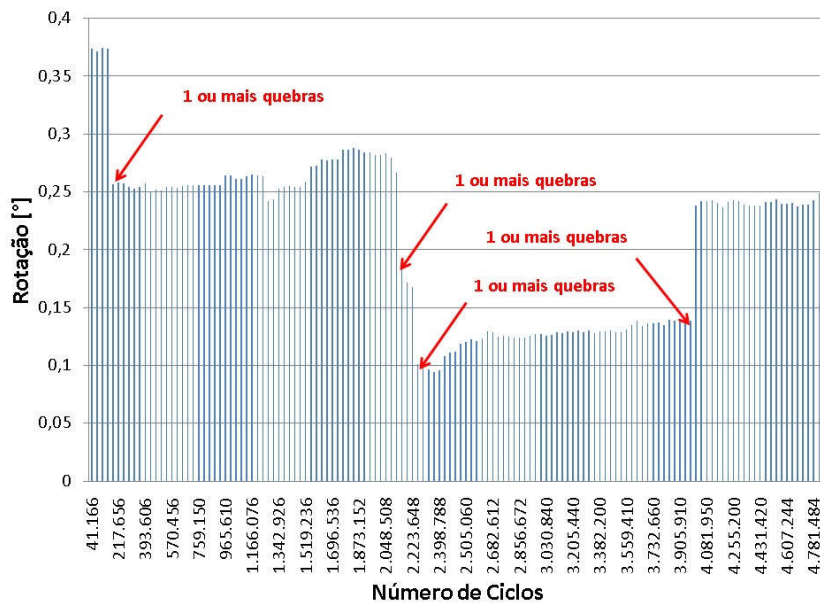


Figura 2.23: Exemplo do gráfico que permite a identificação das quebras dos fios.

2.3. TRATAMENTO TÉRMICO

O método mais comum de se alterar as propriedades e microestruturas é o tratamento térmico, e pode ser definido como sendo qualquer operação de aquecimento ou esfriamento que têm o propósito de alterar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou o estado de tensão residual. Quando o termo é aplicado para ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis, ou seja, que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX), daquele cujo aumento de dureza só pode, quando possível, ser obtido mediante trabalho mecânico e consequentemente encruamento (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) (ASM Vol.4, 1991).

As designações dos tratamentos térmicos efetuados nas ligas de alumínio são indicadas logo após a designação da liga, separadas por um traço. As subdivisões de um tratamento térmico básico são indicadas por um ou mais dígitos que aparecem logo após a letra que indica o tratamento realizado, como por exemplo, 6201-T81.

Estas letras indicativas do estado metalúrgico em que se encontram as ligas abrangem basicamente cinco designações, que são: F - bruto de fabricação, O - recozido, H - encruado, W - solubilizado e T - tratado termicamente. Como a liga a ser estudada no presente trabalho é

a liga 6XXX, que é tratada termicamente, o estado metalúrgico que nos interessa é o T, e por isso será explorado. A letra T é sempre seguida de um ou mais dígitos que indicam a sequência dos tratamentos realizados.

Dentre os vários tipos de tratamentos térmicos existentes, um bastante utilizado para ligas de alumínio é o de endurecimento por precipitação, onde é possível observar um notável aumento na dureza durante os estágios iniciais de precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada. Tal endurecimento é chamado de envelhecimento, pois aparece com o tempo.

De acordo com (VAN VLACK, 1984) o processo de envelhecimento, podendo ser natural ou artificial, envolve o tratamento de solubilização seguido da têmpera para supersaturar a solução sólida. A amostra então é deixada a temperatura ambiente (natural) ou reauecida a uma temperatura onde a precipitação mais rapidamente (artificial), por um definido no projeto para alcançar-se a dureza desejada.

A presença de partículas precipitadas fornece uma maior resistência por impedir ou dificultar a movimentação das discordâncias. O valor da dureza alcançada pela amostra da liga de alumínio é dependente da presença de partículas de segunda fase, da sua distribuição, tamanho e conseqüentemente da coerência destas partículas na matriz. O endurecimento por precipitação envolve etapas de solubilização a elevada temperatura, têmpera e envelhecimento (Fig. 2.24).

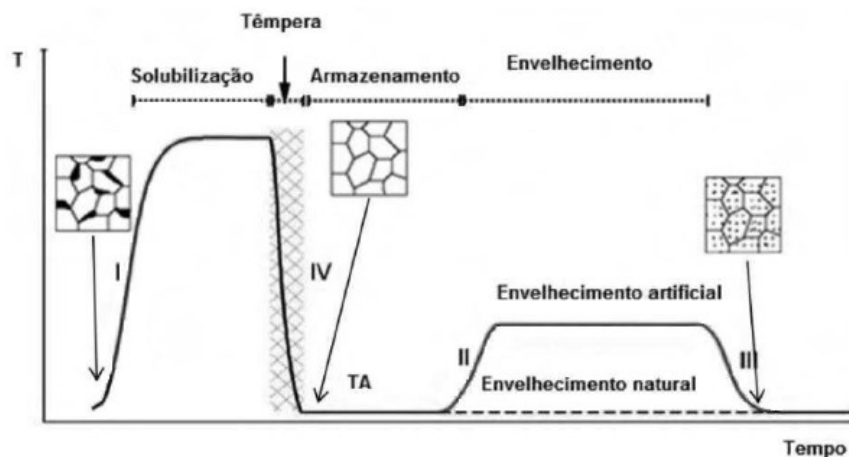


Figura 2.24: Representação esquemática das etapas do endurecimento por precipitação (MARTINS, 2008).

2.3.1. SOLUBILIZAÇÃO E TÊMPERA

A solubilização consiste no aquecimento da amostra de alumínio a uma temperatura elevada, em geral relativamente próxima do ponto de fusão, de tal modo que, com o aumento dos coeficientes de difusão com a elevação da temperatura, as fases secundárias sofram dissolução, possibilitado que os elementos presentes nestas fases entrem em solução sólida na estrutura cristalina do alumínio. Após a solubilização, a amostra é resfriada com velocidades de resfriamento variáveis no tratamento denominado têmpera, mantendo os elementos em solução sólida mesmo a temperatura ambiente.

A taxa de resfriamento após o processo de solubilização é muito importante, pois um arrefecimento de maneira lenta dá início a nucleação e crescimento dos precipitados de Mg_2Si no contorno de grão e em partículas ricas em Fe. Uma taxa de arrefecimento rápida após o processo de solubilização, irá reter a maior parte do Mg e Si em solução e produzir precipitados finos e uniformemente distribuídos. Para que se atinjam boas propriedades de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão, é desejável que o processo de difusão seja atrasado e que os elementos de liga sejam mantidos em solução sólida supersaturada (SSSS) até à liga estar envelhecida.

Na Fig. 2.25 encontra-se o diagrama pseudo-binário das ligas Al- Mg_2Si mostrando o campo monofásico alfa, evidenciando que acima da linha *solvus*, determinada por uma combinação de temperatura e de teor de Mg_2Si , o magnésio e o silício encontram-se dissolvidos na matriz de alumínio, ou seja, em solução sólida. Para um teor de 1,0 % de Mg_2Si , como evidenciado no gráfico, por exemplo, a uma temperatura de 500° C os precipitados de Mg_2Si são termodinamicamente instáveis e com tempo suficiente dissolvem-se na matriz de alumínio. Quando um resfriamento rápido em água é feito, é possível manter a solução sólida supersaturada à temperatura ambiente. Posteriormente, a manutenção do material por tempos mais longos à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura mais elevada em tempos mais curtos (envelhecimento artificial) leva à formação de precipitados endurecedores.

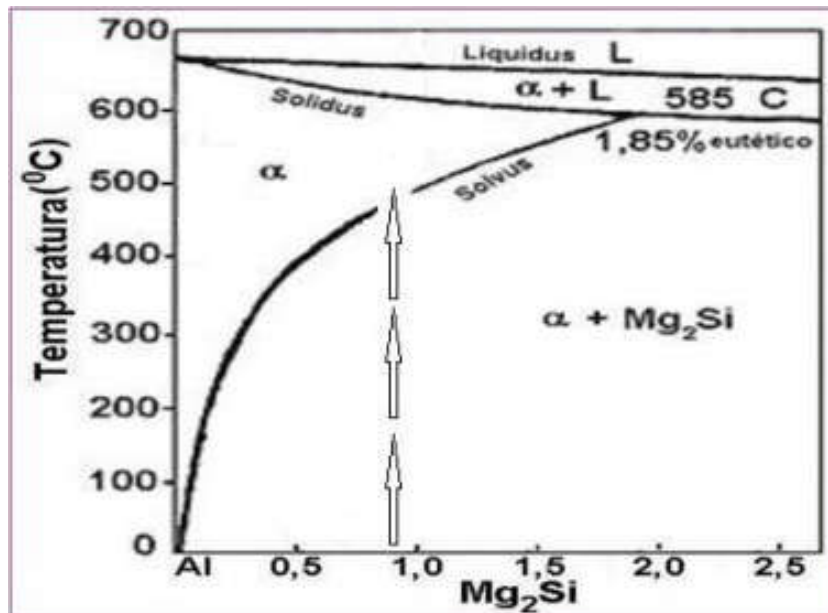
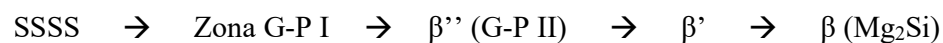


Figura 2.25: Diagrama pseudo-binário Al – Mg₂Si (QUADRO *et al.*, 2012).

2.3.2. ENVELHECIMENTO NATURAL E ARTIFICIAL

No envelhecimento natural, realizado à temperatura ambiente, a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados e de maneira mais rápida. Os precipitados finos na liga formados no envelhecimento impedem o movimento das discordâncias durante a deformação, forçando estas discordâncias no seu trajeto a romper as partículas de precipitados ou contorná-las. Restringindo este movimento durante a deformação, a liga fica com maior resistência mecânica.

As ligas de alumínio da série 6XXX são ligas endurecidas por envelhecimento artificial com Mg e Si como principais elementos de liga. A sequência de precipitação geralmente aceita é e pode ser evidenciada na Fig.2.26:



As propriedades mecânicas desta liga são atribuídas, principalmente às fases metaestáveis de precipitados formados durante o envelhecimento.

Zonas de Guinier-Preston são zonas onde finos e pequenos precipitados, com tamanhos de até 450 nanômetros, ricos em Mg-Si podem ser encontrados distribuídos dentro da matriz de

alumínio, quando alcançam grandes tamanhos, maiores que 450-500 nanômetros, já não são mais considerados da zona de Guinier-Preston.

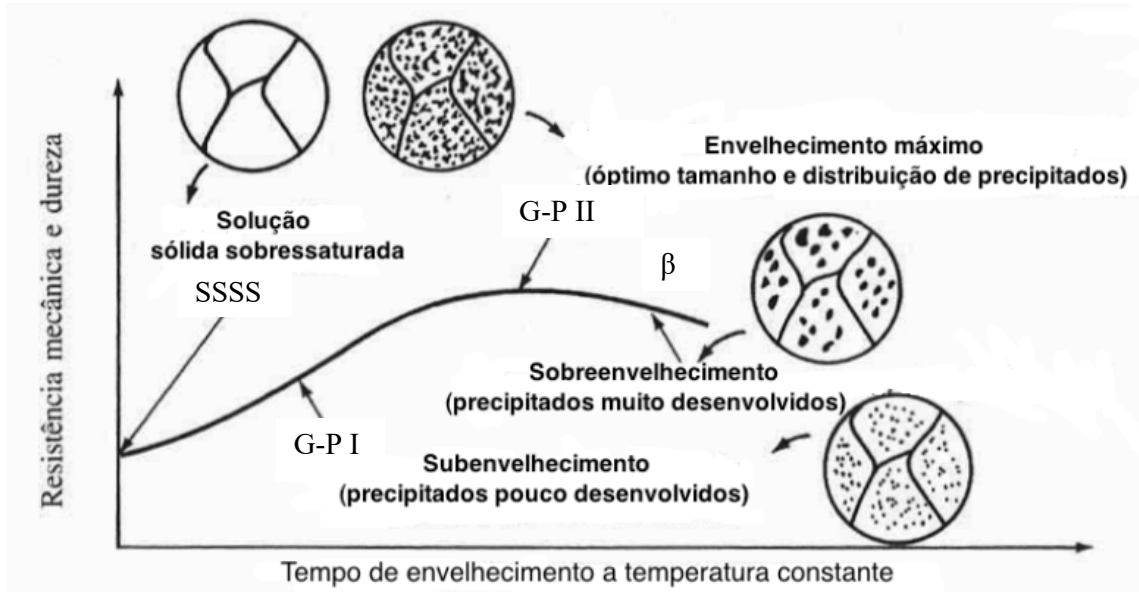


Figura 2.26: Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis (MAIA, 2012).

O tipo de precipitado que dá a máxima resistência às ligas da série 6XXX neste tratamento térmico é a fase β'' , ou G-P II, que são precipitados Mg_2Si em forma de agulhas muito finas, de tamanho nanométrico e que desempenham papel fundamental no mecanismo de endurecimento, pois os mesmos bem distribuídos e com tamanho ideal travam o movimento das discordâncias de forma mais eficiente. Com o passar do tempo os átomos supersaturados tendem a se acumular ao longo dos planos cristalinos específicos. A concentração dos átomos do soluto nesses pontos diminui a concentração em outros locais, resultando em uma saturação menor e, portanto, uma estrutura cristalina mais estável. Neste estágio os átomos do soluto ainda não formaram uma fase com grande distinção; existe uma coerência nos espaçamentos atômicos ao longo da fronteira das estruturas, promovendo o travamento das discordâncias e, conseqüentemente, o metal se torna mais duro e resistente à deformação.

Quando a liga se encontra super envelhecida, os precipitados encontrados são da fase β , que são grosseiros e estão em menor distribuição dentro da matriz do material, não conseguindo desta forma travar, ou dificultar, o movimento das discordâncias, conseguindo facilmente contorná-las, promovendo a redução da dureza do material.

A Tab. 2.11 mostra a evolução da transformação dos precipitados de Mg-Si e suas características.

Tabela 2.11: Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si (ANDERSEN et al., 1998).

Transformação/Sequência de precipitação	Tamanho (nm)	Composição
Aglomerados de Si e alguns de Mg	Desconhecido	Si e Mg
Aglomerados contendo Si e Mg	Desconhecido	$Mg/Si < 1$
Zonas Esféricas Coerentes GP-I	$\approx 1-3$	$Mg/Si \approx 1$
Zonas Semi Coerentes GP-II (agulhas β'')	$\approx 4 \times 450$	$Mg/Si \leq 1$
Agulhas β'	$\approx 20 \times 20 \times 500$	$Mg/Si \approx 1,7$
$\beta - Mg_2Si$ (plaqueta)	Microns (μ)	$Mg/Si = 2$

Na Fig. 2.27 encontram-se curvas de envelhecimento típicas das ligas 6XXX para várias temperaturas de envelhecimento. Observando os gráficos é possível perceber que as curvas que fazem uso de temperaturas mais elevadas atingem o pico de da resistência mecânica de maneira mais rápida. Todavia este ponto de máxima resistência mecânica é menor do que as obtidas com temperaturas menores.

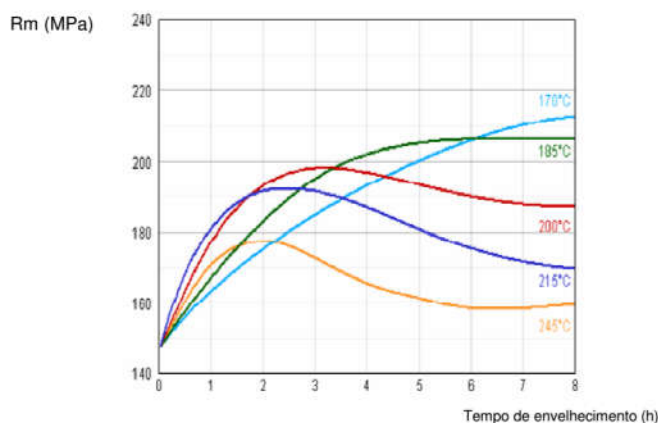


Figura 2.27: Curvas de envelhecimento típicas para várias temperaturas para as ligas da série 6XXX (MARTINS, 2008).

Outro fator que pode afetar as propriedades mecânicas dos materiais e sua microestrutura são os precipitados ricos em Fe. (JI *et al.*, 2013), (BIDMESHKI *et al.*, 2016) e (ZHAO *et al.*, 2016) trazem em seus trabalhos a avaliação de como a quantidade de precipitados ricos em Fe-Si podem afetar as propriedades mecânicas e microestruturais do material. Precipitados ricos em Fe afetam de maneira significativa as propriedades mecânicas de ligas forjadas. Quanto maior a concentração de Fe na liga, mais significativa é a redução da ductilidade. Este efeito é acompanhado pelo aumento da tensão de ruptura. A resistência à tração se mantém em um nível similar quando o conteúdo de Fe é menor que 0,6% da massa total, mas decresce de maneira significativa com o aumento do conteúdo de Fe em ligas forjadas.

2.3.2.1. EFEITO DO ARMAZENAMENTO À TEMPERATURA AMBIENTE ANTES DO ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL

O procedimento de estoque da liga de alumínio solubilizada e temperada antes do processo de envelhecimento pode influenciar nas propriedades mecânicas finais das amostras. Este efeito dependerá de alguns fatores, tais como o teor de Mg₂Si, excesso de Si, velocidade de resfriamento na têmpera, temperatura ambiente, tempo de espera antes de envelhecer e também do tempo e temperatura utilizados no processo de envelhecimento. Em um estudo realizado por (MARIOARA *et al.*, 2003) em alumínio liga da série 6XXX concluiu que o armazenamento desta liga à temperatura ambiente tem um efeito negativo nas propriedades mecânicas, como por exemplo, a dureza, levando a uma redução de cerca de 15 HV que ficou armazenada por cerca de 7 dias antes do envelhecimento artificial.

2.3.3. INFLUÊNCIA DO ENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

De acordo com POLMEAR (1995), as propriedades das ligas de alumínio são controladas principalmente por:

- Partículas grosseiras de compostos intermetálicos (geralmente entre 0,5 a 10 µm). Tais partículas se formam durante a solidificação ou durante o processo seguinte e usualmente contém elementos de Si e Fe;

- Pelas partículas menores (entre 0,05 a 0,5 μm), que consistem em compostos intermetálicos contendo elementos de transição como Cr, Mn, Zr ou outros elementos de alto ponto de fusão, como $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ e ZrAl_3 ;
- Precipitados finos de 0,01 μm formados durante o processo de envelhecimento e que promovem o endurecimento da liga;
- Forma e tamanho de grão;
- Estrutura de discordâncias;

2.3.3.1. EFEITO NAS PROPRIEDADES DE TRAÇÃO

As finas partículas intermetálicas que se encontram distribuídas na matriz aumentam o limite de escoamento e a resistência à tração do material. As partículas intermetálicas grosseiras têm pouca influência sobre essas propriedades, todavia, diminuem a ductilidade da liga. As mesmas geralmente se alinham na mesma direção de deformação do material, o que resulta em anisotropia nas propriedades em tração (POLMEAR, 1995).

2.3.3.2. EFEITO NO COMPORTAMENTO EM FADIGA

De acordo com (ASM Vol.12, 1990) o efeito das partículas integrantes no comportamento em fadiga é dependente dos parâmetros utilizados. Em termos de taxa de crescimento de trinca, quando submetidos a altas taxas de tensão, onde o valor do crescimento da trinca por ciclo (d_a/d_N) é grande, a fratura e nucleação de cavidades em partículas integrantes torna-se o mecanismo de taxa de crescimento de trinca por fadiga dominante. Amostras de ligas de baixa dureza quando submetidas a sobrecargas cíclicas apresentam menor taxa de crescimento da trinca do que o material de alta pureza. Este efeito pode ser explicado devido ao desvio local da ponta da trinca induzido pelas partículas insolúveis.

2.3.3.3. EFEITO NA DUREZA

QUADRO *et al.* (2012) traz em seu trabalho a influência da temperatura de solubilização em um vergalhão de alumínio liga 6201 quanto a dureza Vickers, resistência à tração, limite de escoamento e alongamento. Foi verificado que para diferentes temperaturas de solubilização e posterior envelhecimento as propriedades mecânicas se mostraram diferentes. Para

temperaturas de solubilização mais baixas (450° C e 480° C) foram obtidos valores menores para as propriedades mecânicas, antes da precipitação artificial. Este efeito deve-se ao fato de que as partículas que promovem o endurecimento da liga não entraram em solução sólida e não aumentaram a resistência da liga por não promoverem precipitados endurecedores coerentes com a matriz.

2.4. ANÁLISE DA FALHA

A análise da falha é um processo crítico para que se possa determinar as causas físicas, em sua raiz, do problema que causou a falha do componente. Na maioria dos casos envolve a consideração de evidências físicas, o uso de engenharia, princípios físicos e ferramentas analíticas. Frequentemente, o objetivo pela qual se realiza uma análise de falha é caracterizar as causas da falha com o objetivo geral de evitar a repetição de falhas semelhantes. A fratura é definida como sendo a completa separação do material quando a trinca alcança seu tamanho crítico e reduz a resistência para um nível abaixo do carregamento em serviço (ASM Vol.12, 1992; ASM Vol.19, 1996).

Durante a investigação da falha, alguns passos devem ser feitos para que se possa desenvolver a análise de maneira precisa e confiável. Abaixo encontram-se os passos a serem seguidos (ASM Vol.11, 2002):

- Seleção, identificação, preservação e/ou limpeza de espécimes críticos;
- Verificação e análises macroscópicos (superfícies fraturadas, trincas secundárias e outro fenômeno superficial);
- Verificação e análises microscópicas das superfícies fraturadas;
- Análise de tensão para determinar o estado de tensão do componente falhado;
- Determinação do modo de fratura;

2.4.1. SELEÇÃO, IDENTIFICAÇÃO E LIMPEZA DE SUPERFÍCIES

A seleção, identificação, preservação e limpeza adequadas das superfícies de fratura são vitais para evitar que evidências importantes sejam destruídas ou obscurecidas. As superfícies das fraturas podem sofrer danos mecânicos ou químicos. Danos mecânicos podem surgir de várias fontes, incluindo o ataque da superfície da fratura por outros objetos. Isto pode ocorrer

durante a fratura real em serviço ou quando se remove ou se transporta uma parte fraturada para análise. A limpeza das superfícies fraturadas deve ser evitada em geral, mas deve ser feita para exame no MEV e muitas vezes revelar características fractográficas macroscópicas.

2.4.2. VERIFICAÇÕES MACROSCÓPICAS

A verificação macroscópica da falha é uma parte muito importante do processo da análise da falha. Geralmente realizada com aumento de 1x a 100x, podendo ser feita a olho nu, lentes de aumento, microscópios óticos ou mesmo no MEV. A fotografia macroscópica com uma ampliação de até 20x requer uma câmara de alta qualidade e lentes especiais; Alternativamente, uma lupa pode ser usada para ampliar uma área específica na foto, como uma rachadura ou outro detalhe menor. No entanto, a profundidade de campo torna-se extremamente limitada com o uso de microscópios óticos. Para uma maior profundidade de campo, um MEV pode ser usado para fotografia de baixa e alta ampliação. Fotografias de superfície ou tridimensionais também podem ser feitas para revelar as características topográficas de uma fratura. A forma, o tamanho e a secção transversal de um espécime ou componente estrutural podem ter um grande efeito no aspecto macroscópico e microscópico da superfície da fratura, especialmente quando estão presentes concentradores de tensão. Buracos ou vazios, cantos vivos, entalhes, marcas de usinagem e, acima de tudo, trincas preexistentes influenciam ativamente a aparência da fratura. A orientação das superfícies de fratura deve ser consistente com o modo de falha proposto e as cargas conhecidas na parte onde houve a falha.

O exame macroscópico pode determinar a direção do crescimento da trinca e, portanto, a origem da falha. Com fraturas frágeis e planas, a determinação depende em grande parte da superfície da fratura mostrando um padrão radial em forma de leque do tipo mostrado na Fig. 2.28. Este tipo de visualização das superfícies de fratura revela frequentemente regiões com uma textura diferente da região de fratura final.

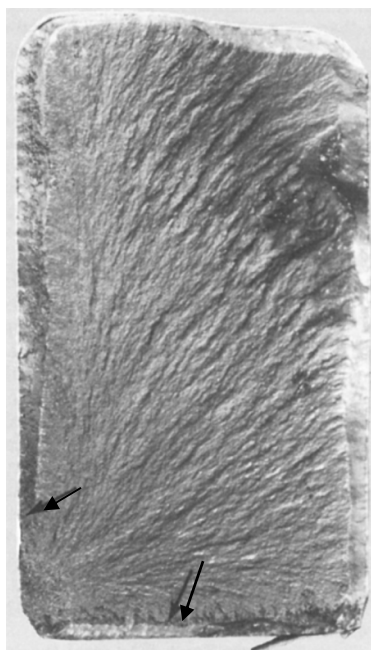


Figura 2.28: Superfície de um aço 4330V que sofreu fratura devido à fadiga. Marcas de sargento apontam para a origem da fadiga, indicadas pelas setas (ASM Vol.11, 2002).

2.4.3. VERIFICAÇÕES E ANÁLISES MICROSCÓPICAS

Logo após feita a verificação macroscópica da fratura, uma investigação microscópica é necessária, e são usualmente feitas com microscópios mais avançados, como o microscópio eletrônico de varredura (MEV) ou microscópio eletrônico de transmissão (MET).

A forma mais tradicional é o microscópio óptico, que ilumina o objeto com uma luz visível ou ultravioleta. O limite máximo de resolução dos microscópios ópticos é estabelecido pelos efeitos de difração devido ao comprimento de onda da radiação incidente, limitando a um aumento máximo de 2000x, sendo que acima deste valor alguns detalhes tornam-se imperceptíveis. Com a utilização de uma fonte de iluminação com uma radiação de um comprimento de onda menor que a luz se consegue uma melhor resolução. (DEDAVID; GOMES; MACHADO, 2007 *apud* KERENBAC; BOTA FILHO, 1994).

O microscópio eletrônico de varredura apresenta vantagens sobre os microscópios óticos devido a grande profundidade de campo e ampliações elevadas. Além disso, possui equipamentos adicionais acoplados com capacidades micro analíticas, como por exemplo, espectroscopia de energia dispersiva (EDS). A análise química pode ser útil para confirmar a composição química das fases microestruturais que podem ser confundidas com características

de fratura. Existem algumas características de superfície de fratura que são comumente associadas com modos de falha particulares.

Às vezes é bastante evidente que uma carga excessiva ou nível de tensão foi a causa direta ou contribuiu de maneira significativa para a falha. Mesmo assim, é necessária uma análise precisa da tensão aplicada, da magnitude e do tipo (axial, torção, flexão) do carregamento para que se possa demonstrar seu papel na falha. Em outras análises de falhas, o analista pode ter fortes evidências de que a causa de uma falha está relacionada a tensões estáticas excessivamente elevadas (ou tensões cíclicas no caso de fadiga).

As verificações com grandes aumentos das superfícies de fratura dúctil geralmente revelam *dimples*. O formato dos *dimples* está relacionado com o tipo de carregamento submetido como mostra a Fig. 2.29. O modo I onde o carregamento é de tração os *dimples* formados apresentam formato equiaxial, já os do modo II e III apresentam *dimples* alongados e formato elíptico, indicando que o carregamento atuante foi de cisalhamento, para o modo II, e de rasgamento para o modo III.

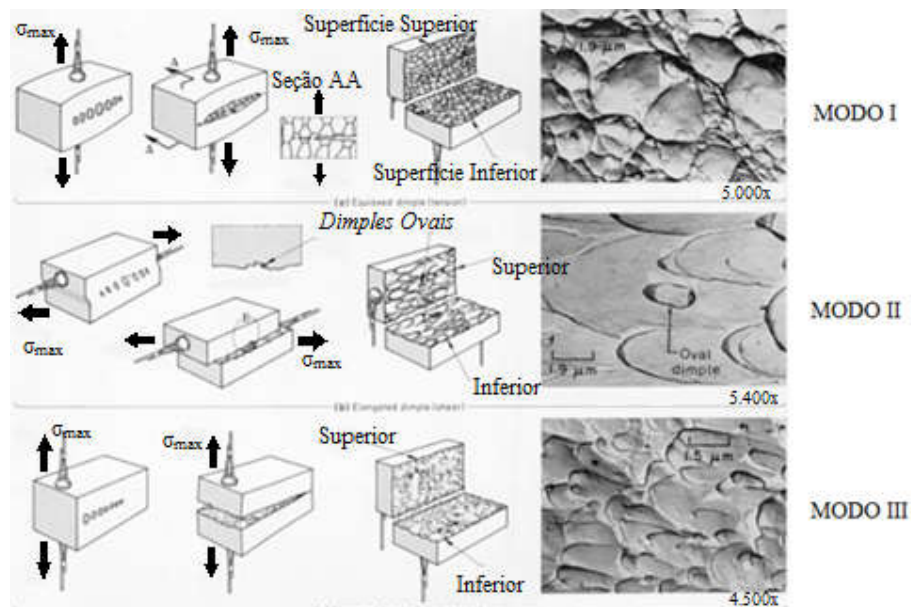


Figura 2.29: Influência da direção de máxima tensão (σ_{max}) no formato dos *dimples* formados pela coalescência de microvazios - adaptado de (ASM Vol.12, 1992 - adaptado).

O tamanho do *dimple* numa superfície de fratura é governado pelo número e distribuição de microvazios que são nucleados. Quando os locais de nucleação são poucos e amplamente espaçados, os microvazios crescem até um tamanho grande antes de se coalescer e o resultado

é uma superfície de fratura que contém grandes dimples. Já os pequenos são formados quando numerosos locais de nucleação são ativados e os microvazios adjacentes se juntam (coalescem) antes que eles tenham a oportunidade de crescer até um tamanho maior. Os *dimples* extremamente pequenos são frequentemente encontrados em materiais reforçados com dispersão de óxido. Com a combinação dos modos I, II e III, podem existir cerca de 14 tipos de variações de formato de dimples e orientação na superfície de fratura (BEACHEM, 1975).

Segundo trabalhos referenciados sobre o tema (ASM Vol.11, 2002) fraturas frágeis causadas pela sobretensão, em contraste com as fraturas dúcteis, são caracterizadas por pouco ou nenhuma deformação plástica macroscópica. As características e mecanismos da fratura a uma escala microscópica podem ter componentes de propagação dúctil ou frágil da trinca, mas o processo macroscópico de fratura é caracterizado por pouco ou nenhum trabalho sendo gasto na forma de deformação permanente (isto é, plástico). O comportamento macroscópico é essencialmente elástico até ao momento de falha. A energia da falha é principalmente absorvida pela criação de novas superfícies, isto é, trincas. Por esta razão, falhas frágeis muitas vezes contêm várias trincas e peças separadas, que são menos comuns em falhas de sobrecarga dúctil.

2.5. MICROSCOPIA

O microscópio eletrônico de varredura, ou MEV, possui uma capacidade única de analisar superfícies devido ao seu feixe de elétrons que se move em um padrão x-y através da condutividade do material, que libera vários sinais de dados contendo informações estruturais e de composição. O fato de elétrons serem usados como fonte de radiação ao invés de fótons de luz, a resolução é melhorada.

O Microscópio Eletrônicos de Transmissão, ou MET, dispõe de grande abrangência de utilização, podendo ser utilizado para pesquisas fundamentais e aplicado em ciências dos materiais e metalurgia física. Da mesma maneira que o MEV, o MET gera ampliações maiores e com melhor nitidez do que a microscopia ótica, sendo usado principalmente quando grandes resoluções são necessárias (melhores que 1 nm) (ASM Vol.12, 1992).

Estas características fazem com que a microscopia eletrônica de varredura e transmissão sejam ferramentas ideais para os estudos fractográficos de superfícies e análises estruturais (Fig. 2.30).

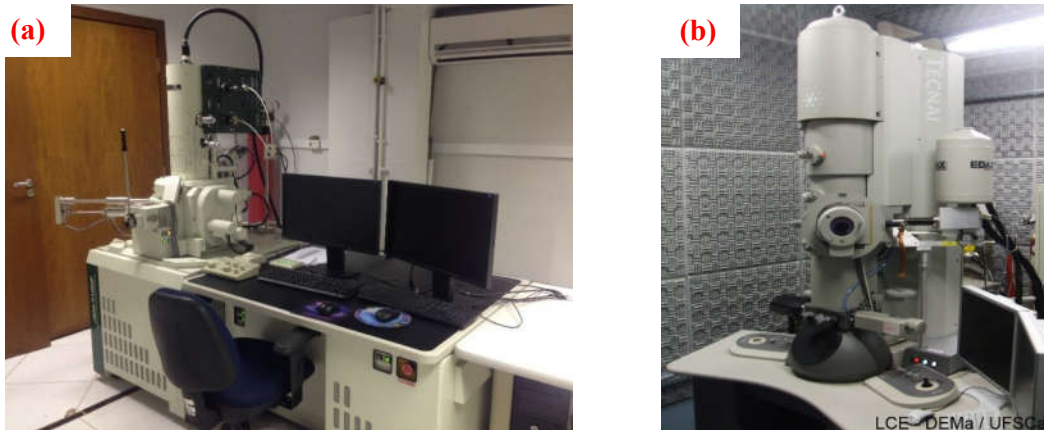


Figura 2.30: (a) Microscópio eletrônico de varredura e (b) Microscópio eletrônico de transmissão.

2.5.1. ANÁLISES EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

Os termos dúctil e frágil descrevem a quantidade de deformação plástica macroscópica que precede a fratura.

As fraturas dúcteis caracterizam-se pela ruptura de metal acompanhada de deformação plástica apreciável (empescoamento) e gasto de energia considerável. O processo se desenvolve de forma relativamente lenta à medida que a trinca se propaga. Uma fratura completamente dúctil apresenta uma superfície irregular fosca (rugosa).

Fraturas frágeis são caracterizadas por propagação rápida de trincas com menor gasto de energia do que com fraturas dúcteis e sem deformação plástica apreciável. Fraturas frágeis por tração têm uma aparência brilhante, granular e exibem pouco ou nenhum empescoamento. São geralmente do tipo plano, isto é, normal (perpendicular) à direção do carregamento de tração máxima. Marcas de sargento podem estar presente na superfície da fratura, apontando para a origem da rachadura, especialmente em fraturas frágeis em componentes planas semelhantes a placas.

Verificações de áreas fraturadas utilizando o MEV revelam informações sobre o tipo de carregamento experimentado, direção da propagação da trinca e a relativa ductilidade do material (BEACHEM, 1975). Como mencionado anteriormente, o formato dos dimples é produzido devido a um tipo de carregamento e a orientação dos mesmos revela a direção da extensão da trinca.

Nas Figs. 2.31 e 2.32 encontram-se exemplos de *dimples* equiaxiais e alongados. *Dimples* equiaxiais apresentam forma de taça e se formam sob condições de sobrecarga de tensão. Em comparação, *dimples* alongados formados como parábolas resultam de condições não uniformes de deformação plástica, tais como sobrecargas de cisalhamento e flexão.

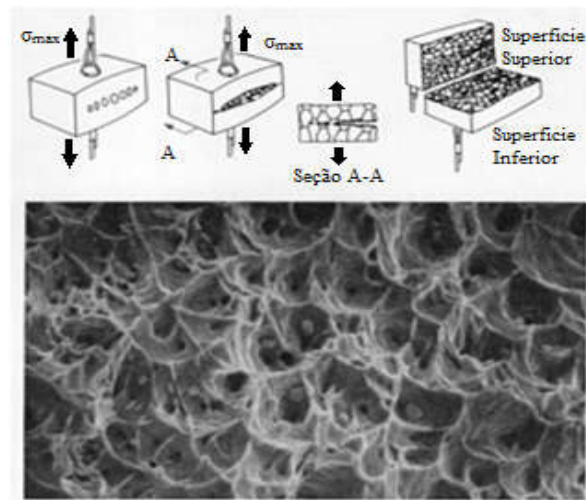


Figura 2.31: Formação de *dimples* sob carregamento de tração em uma amostra de teste de cobre. Nota-se que os *dimples* são equiaxiais (ASM Vol.12, 1992 – adaptado).

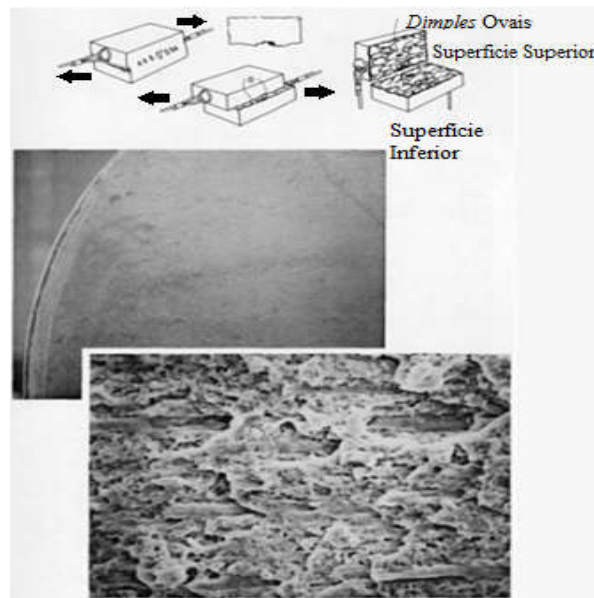


Figura 2.32: Fratura de um aço de alta resistência submetido a condições de sobrecarga de cisalhamento transversal. Note-se que os *dimples* são alongados (ASM Vol.12, 1992 – adaptado).

Uma verificação visual de uma fratura de clivagem revela facetas brilhantes e reflexivas, que aparecem no MEV como superfícies planas. Em maiores aumentos, as facetas revelam características relacionadas com a direção da propagação local da trinca, que por sua vez pode estar relacionada à origem da trinca. Segundo (ASM Vol.12, 1992) as marcas de rio representam passos entre diferentes facetas de clivagem local a alturas ligeiramente diferentes, mas ao longo do mesmo plano de clivagem geral. Uma vez que a estrutura cristalográfica local pode modificar a direção local da propagação da trinca, a direção global é atribuída apenas depois de confirmar a orientação dos padrões do rio em várias áreas na superfície da fratura (Fig. 2.33).

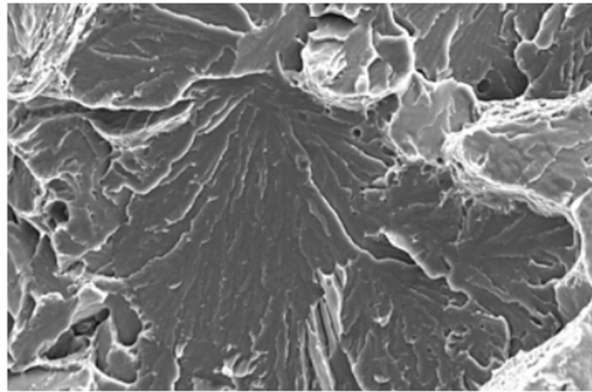


Figura 2.33: Fratura por clivagem verificada em MEV (ASM Vol.12, 1992).

Durante análises de fraturas que foram submetidas a carregamentos cíclicos, procura-se por sinais característicos do processo. Destacam-se dentro desses sinais característicos as marcas de praia e as estrias.

O aspecto mais característico encontrado em superfícies de fratura por fadiga são as marcas de praia, que são centradas em torno de um ponto comum que corresponde à origem da trinca. As marcas de praia podem ocorrer como resultado de mudanças na carga ou na frequência ou por oxidação da superfície da fratura durante períodos intermitentes de trinca em serviço da peça ou componente (Fig. 2.34). Marcas de praia são geradas devido a mudança nas taxas de crescimento da trinca a partir da constante alteração da intensidade de tensão da ponta da trinca. No entanto, muitas das fraturas geradas a partir de carregamentos cíclicos, sob condições crescimento ininterrupto da trinca e sem variações de carregamento não apresentam marcas de praia (ASM Vol.11, 2002).

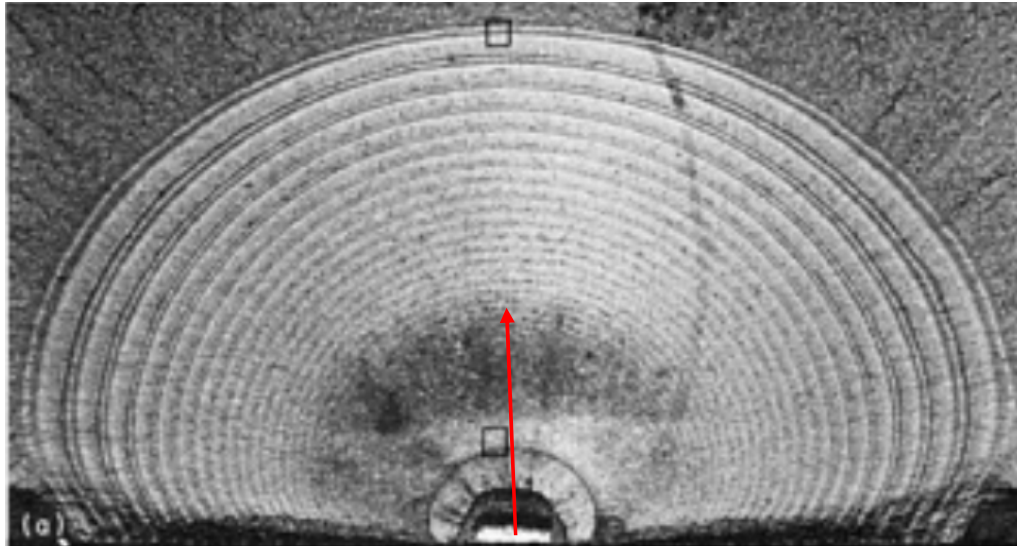


Figura 2.34: Marcas de praia na superfície de um aço D6AC são observadas, indicadas pela seta vermelha, e têm o sentido de baixo para cima (FEDDERSEN, 1972).

Outro aspecto característico são as estrias, que somente podem ser evidenciadas em exame com microscopia eletrônica. As características mais proeminentes encontradas são marcas paralelas finamente espaçadas, chamadas estrias de fadiga. As estrias são orientadas perpendicularmente à direção microscópica da propagação da trinca, e encontradas no interior das marcas de praia, podendo uma única marca de praia conter milhares de estrias.

De acordo com ASM Vol.11 (2002), dois tipos de estrias são geralmente reconhecidas: estrias dúcteis e estrias frágeis. As estrias frágeis (Fig. 2.35a) em ligas de alumínio são geralmente indicações de um ambiente corrosivo. As estrias dúcteis são mais comuns (Fig. 2.35b). Com carga uniforme, as estrias de fadiga geralmente aumentam o espaçamento à medida que progridem a partir da origem da fadiga. Cada estria é o resultado de um único ciclo de tensão, mas cada ciclo de tensão não produz necessariamente uma estria. O espaçamento entre as estrias depende fortemente do nível de carga aplicada. A clareza das estrias depende da ductilidade do material. As estrias são mais visíveis em níveis de tensão superiores ao limite de fadiga e são mais facilmente visíveis em materiais dúcteis

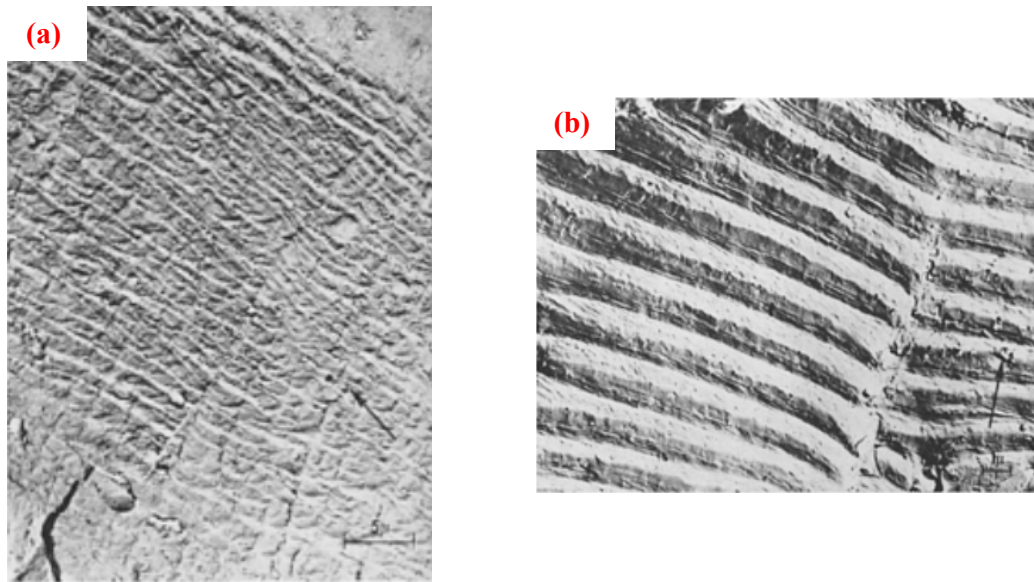


Figura 2.35: Exemplos de estrias de fadiga (a) frágil, encontradas em um alumínio liga 2014 e (b) dúctil, encontrada em um alumínio liga 718 (ASM Vol.11, 2002).

2.5.2 ANÁLISES EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO

Aplicar um microscópio eletrônico de transmissão (MET) no estudo da análise da falha é possível se obter aumentos superiores e com boa profundidade de campo, em comparação com as imagens com microscópios ópticos. Entretanto, devido a necessidade de uma preparação da amostra de maneira mais cautelosa e devido aos avanços do MEV para a análise de falha, o MET pode ser usado para os seguintes casos (ASM Vol.12, 1992; EGERTON, 2005):

- Grandes aumentos, com boa resolução (>1 nm), como por exemplo, a análise de estrias de fadiga extremamente finas;
- Análises de fases intergranulares a nível de espaçamento interatômico;
- Difração de elétrons;

Conforme (ASM Vol.9, 1992) a precipitação de uma segunda fase pode ser estudada por um MET. Dependendo da estrutura da interface, podem existir precipitados coerentes, parcialmente coerentes ou incoerentes com a matriz. Um precipitado coerente com a matriz significa que existe uma correspondência cristalográfica entre a rede do precipitado e a rede da matriz. Uma partícula parcialmente coerente pode possuir uma interface coerente e uma em que a consistência é perdida, isto é, parcialmente coerente ou incoerente. Isto pode ser causado por

estruturas diferentes nos precipitados e na matriz ou por um grande deslocamento ao longo da interface. Uma partícula incoerente tem uma estrutura cristalina diferente da matriz.

Para a análise das zonas de Guinier-Preston, por exemplo, o uso de um microscópio eletrônico de transmissão se faz necessário, devido aos precipitados formados em virtude do envelhecimento de algumas ligas de alumínio necessitarem de grandes aumentos para que possam ser observados (Fig. 2.36).

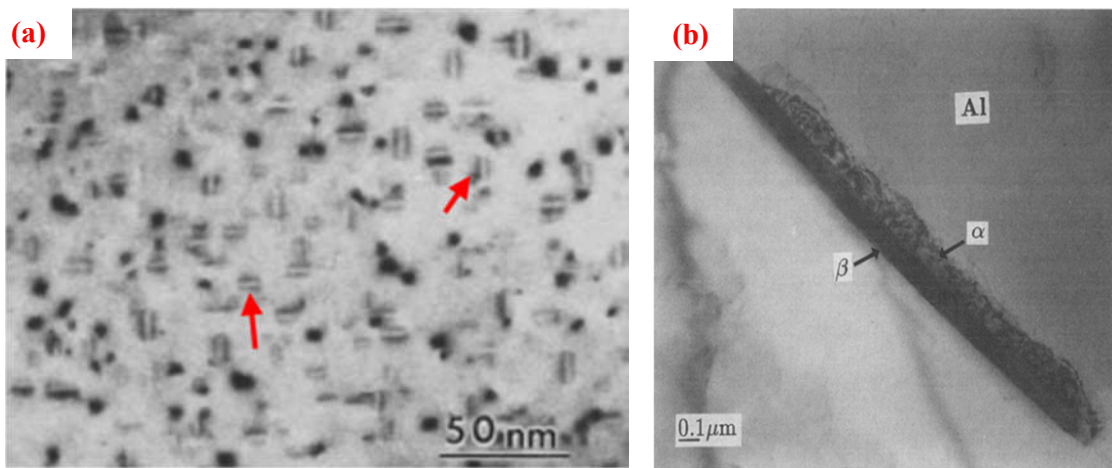


Figura 2.36: (a) Precipitados de Mg Si em uma matriz de alumínio. As setas vermelhas apontam para os precipitados em diferentes direções (EDWARDS et al., 1998); (b) Imagem de uma amostra do alumínio liga 6201 mostrando a fase α -AlFeSi e β -AlFeSi acopladas e envoltas da matriz de alumínio (MULAZIMOGLU, *et al.*, 1996).

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

Neste capítulo serão apresentados os equipamentos, acessórios e os materiais utilizados para a realização do presente trabalho. Em seguida será apresentada a metodologia empregada para a realização dos ensaios.

Os ensaios foram realizados no Grupo de Fadiga, Fratura e Materiais (GFFM) da Faculdade de Ciências Mecânicas da Universidade de Brasília de acordo com o fluxograma mostrado na Fig.3.1.

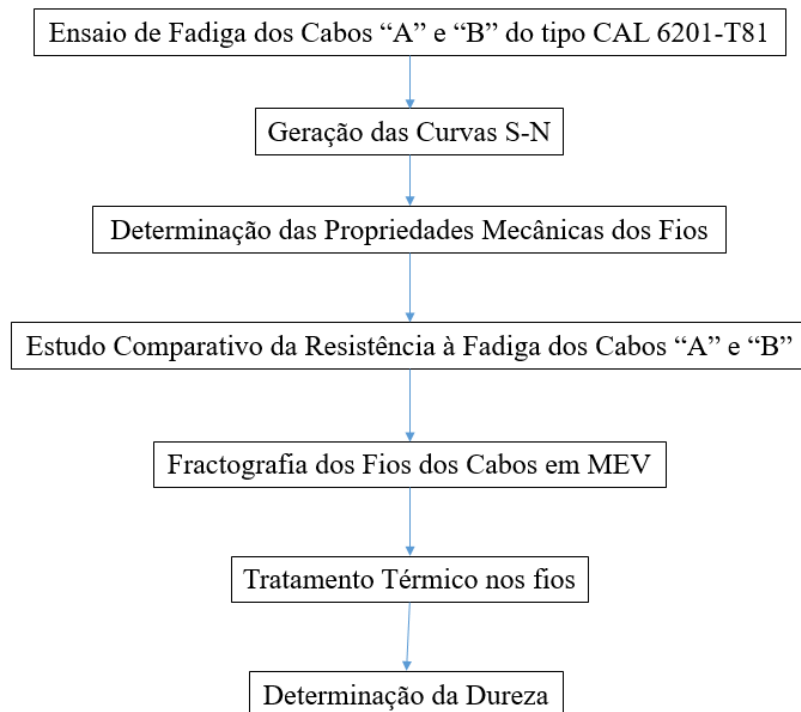


Figura 3.1: Fluxograma das etapas de trabalho.

3.1. MATERIAL E OS CABOS CONDUTORES

Os objetos de estudos foram os cabos condutores “A” e “B”, que são cabos comerciais feitos com fios de alumínio liga da série 6201, e que passaram pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação, T-81 (envelhecimento artificial), indicados pelo fabricante. Esta liga contém magnésio e silício em sua composição. A combinação destes elementos resulta na formação do intermetálico Mg_2Si , responsável pelo endurecimento do material após atingir tamanho e distribuição ideais durante o processo de envelhecimento. Seus fios são dispostos concentricamente ao fio central, formando camadas de fios torcidos, de maneira que cada camada esteja em um sentido diferente da camada anterior (Fig. 3.2). A composição dos cabos condutores encontram-se nas Tab. 3.1 e que de acordo com TORK (2015) a composição encontrada nos fios é coerente com a encontrada para a liga 6201.

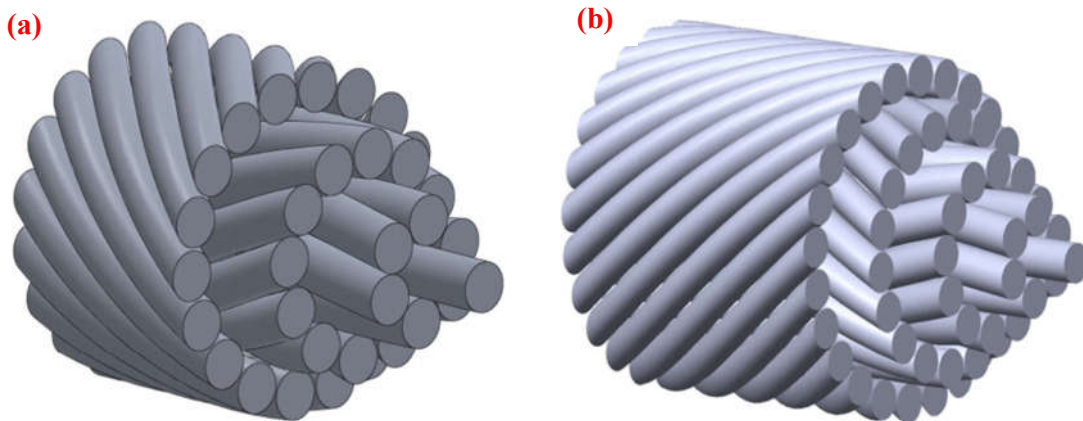


Figura 3.2: Desenho esquemático dos dois cabos. (a) Cabo condutor “A” e (b) cabo condutor “B”. SolidWorks.

Tabela 3.1: Composição química dos fios dos cabos condutores “A” e “B” (TORK, 2015).

Elemento [%]	Cabo "B"	Cabo "A"	Nominal (ASM Vol. 2, 1993)
Cobre (Cu)	<0,01	<0,01	0,10 (máx.)
Silício (Si)	0,50	0,58	0,50-0,90
Manganês (Mn)	<0,01	<0,01	0,03 (máx.)
Cromo (Cr)	<0,01	<0,01	0,03 (máx.)
Ferro (Fe)	0,18	0,21	0,50 (máx.)
Magnésio (Mg)	0,6	0,65	0,6-0,9
Zinco (Zn)	0,01	<0,01	0,10 (máx.)
Boro (B)	0,003	0,0032	0,06 (máx.)
Alumínio (Al)	Restante	Restante	Restante

Os cabos condutores de alumínio são normalmente embalados em bobinas (Fig. 3.3a) de madeira, podendo as bitolas AWG ser também fornecidas em rolos. E seu encordoamento é concêntrico, formado por camadas de fios de alumínio, como mostra a (Fig. 3.3b).

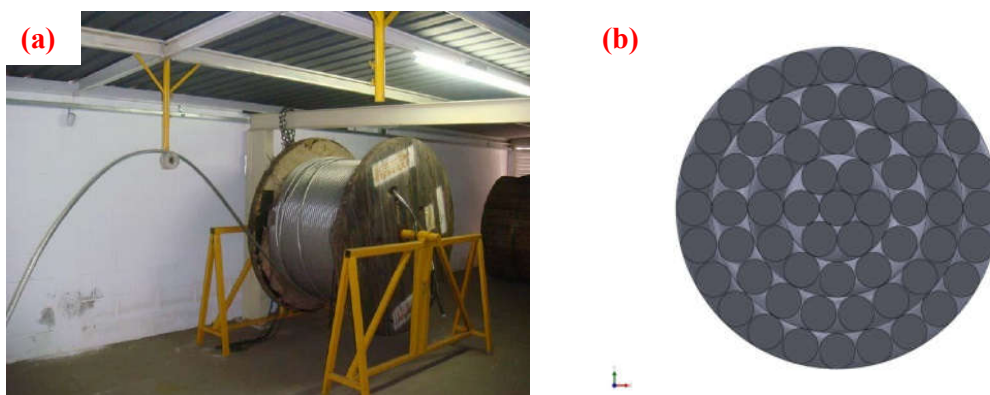


Figura 3.3: (a) Bobina de madeira e (b) desenho esquemática frontal do cabo.

3.2. ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga realizados seguiram recomendações da (CIGRE, 1985; EPRI, 1979; IEEE, 1978), em uma bancada de 46,8 metros de comprimento, em ambiente com temperatura controlada e com sistema de controle de equipamentos automatizado (Fig. 3.4). Da

figura percebe-se a existência de uma talha de alavanca, alavanca e pesos para a efetuação do esticamento dos cabos, um *shaker* eletromecânico que irá vibrar o cabo, um grampo de suspensão onde o cabo é fixado e uma célula de carga que controla o esticamento do cabo.

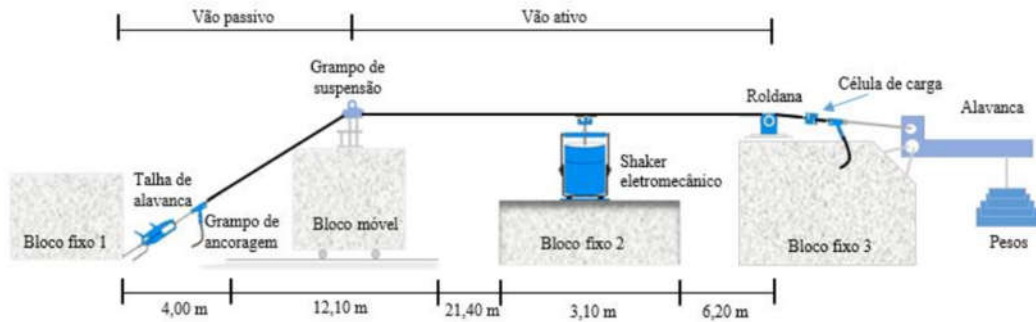


Figura 3.4: Desenho esquemático da bancada de ensaios de fadiga (WATANABE, 2014).

Para a execução do ensaio, as etapas mostradas no fluxograma da Fig. 3.5 se fizeram necessárias e estão descritas a seguir:

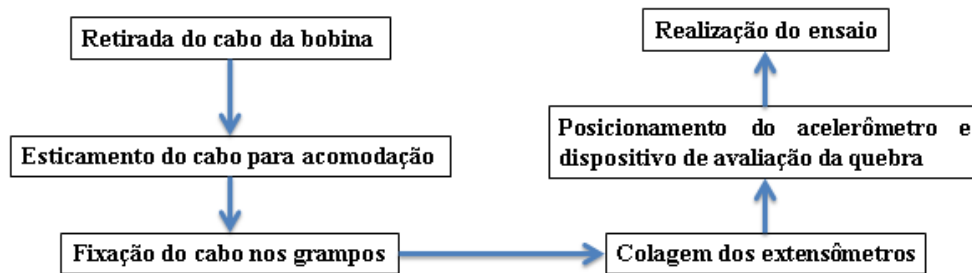


Figura 3.5: Etapas para realização do ensaio de fadiga.

3.2.1. PREPARAÇÃO DOS ENSAIOS DE FADIGA

A execução dos ensaios foi realizada na bancada "A" do Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia - LABCABOS, da Universidade de Brasília. A metodologia de ensaio pode ser dividida em quatro etapas principais:

i. Retirada do cabo da bobina

Durante a retirada do cabo condutor todos os cuidados são tomados para que a superfície do cabo a ser esticado não seja danificada, como por exemplo, o uso de peças de borracha para evitar que o cabo arranhe no bloco de cimento durante o processo de retirada da bobina.

ii. Aplicação da carga de esticamento

Em seguida é aplicada uma carga de esticamento específica, com o intuito da acomodação por fluência (*creep*).

iii. Fixação no grampo de suspensão

Efetua-se a fixação do cabo no grampo de suspensão e a colagem dos extensômetros nos fios da camada mais externa do condutor, em local diametralmente oposto ao último ponto de contato entre o grampo e o cabo condutor, para avaliação da tensão nominal. Desta maneira a fórmula de Poffenberger-Swart é avaliada por meio da extensometria (Fig. 3.6a).

Dispositivos de conexão entre o excitador eletromecânico (*shaker*) e o cabo condutor (haste) (Fig. 3.6b).

A uma distância de 89 mm do último ponto de contato entre o cabo e grampo é colocado um acelerômetro, fixado em uma abraçadeira, para a obtenção do deslocamento Y_B e realização do controle do ensaio (Fig. 3.6c). Por fim o dispositivo de detecção de quebra é montado no cabo (Fig. 3.6d).

Após a realização dos ensaios, com diferentes cargas de esticamento, as curvas de vida (S-N), para cada conjunto cabo/grampo, são geradas.

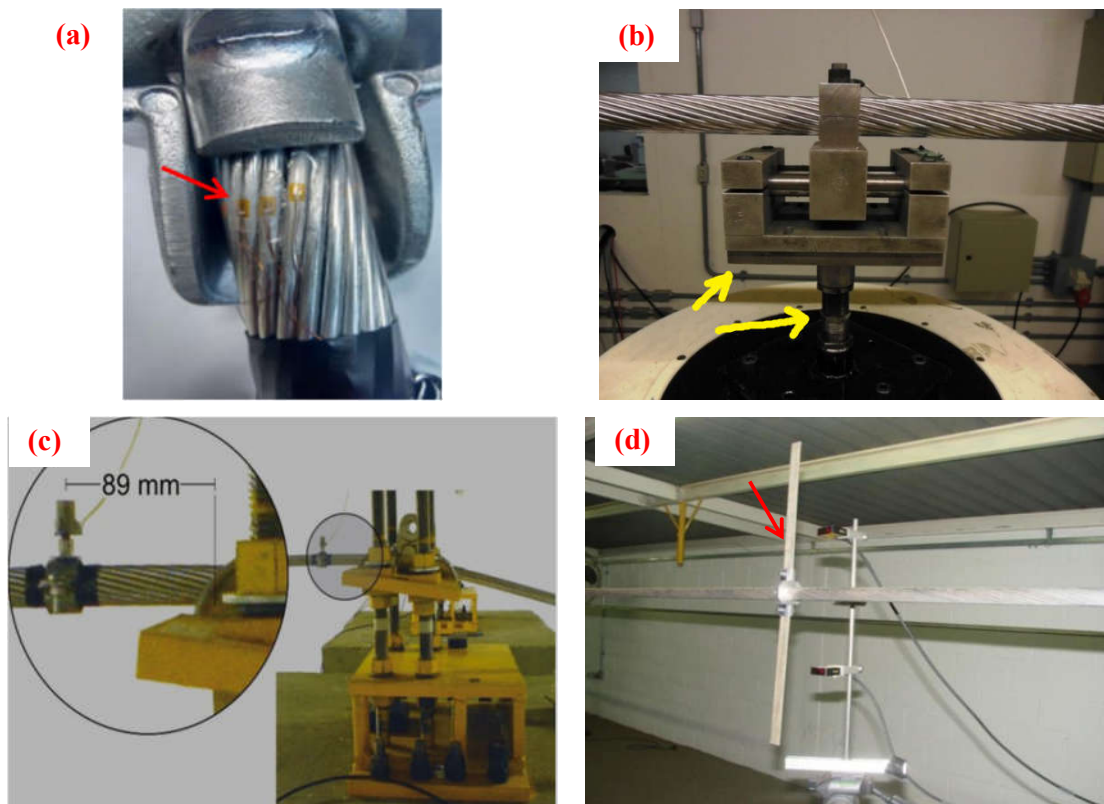


Figura 3.6: (a) Extensômetros (seta vermelha) colados no condutor; (b) Haste de conexão entre o excitador eletromecânico e o condutor e mesa (setas amarelas); (c) Acelerômetro no ponto 89 mm e (d) dispositivo de detecção de quebra (seta vermelha).

Após a fixação do cabo condutor nos grampos de ancoragem, aplica-se a carga de esticamento a ser utilizada. A ancoragem do cabo no bloco fixo é feita utilizando uma talha de alavanca, a manipulação da talha permite a realização de ajustes na aplicação da carga de tração do cabo (Fig. 3.7).

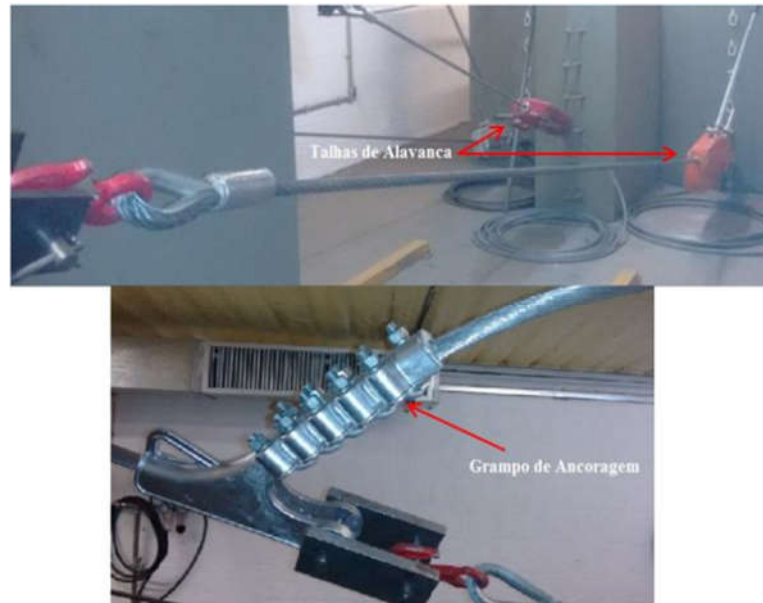


Figura 3.7: Fotos mostrando o bloco fixo com a talha de alavanca e o grampo de ancoragem.

Na extremidade oposta da bancada, encontra-se outro bloco fixo que é utilizado para prender a polia e o braço de alavanca. Pesos são conectados ao braço de alavanca para o tracionamento do cabo até ser obtida a EDS especificada pelo ensaio. O valor da carga de esticamento aplicada é verificado por um visor digital que indica a leitura da célula de carga que é conectada ao grampo de ancoragem (Fig. 3.8).

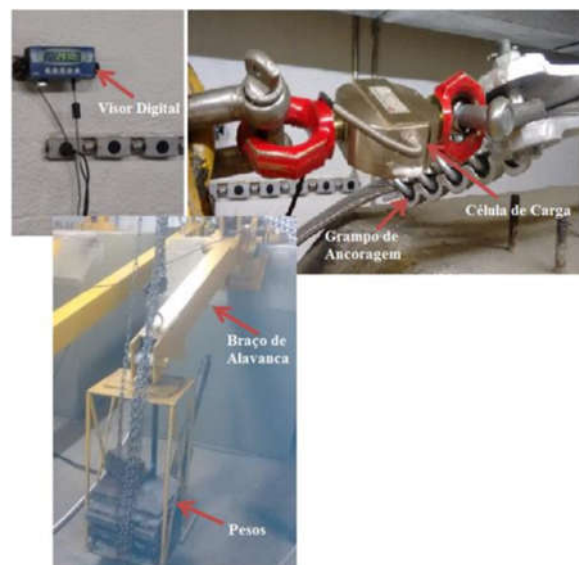


Figura 3.8: Fotos mostrando o bloco fixo, o braço de alavanca com a montagem da célula de carga e o visor digital para controle da carga de esticamento aplicada ao ensaio.

3.2.2. PARÂMETROS DOS ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga nos cabos condutores foram realizados na faixa de frequência entre 13 a 35 Hz, operando na região ótima de trabalho do *shaker*. Para a escolha da frequência mais apropriada para a realização dos ensaios se faz necessário um ensaio prévio de varredura das frequências de ressonância do sistema. Na Fig. 3.9 um gráfico da varredura das frequências de ressonância pode ser observado.

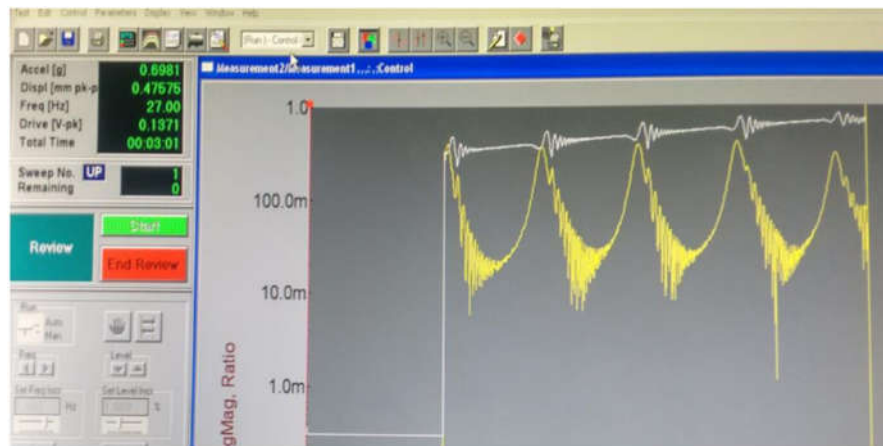


Figura 3.9: Gráfico do ensaio de varredura mostrando as frequências de ressonância do sistema.

O critério de parada do ensaio, já mencionado anteriormente, é o mesmo estabelecido por (CIGRE, 1979), que considera a falha como sendo o maior valor dentre as duas opções: i) ruptura de 10% dos fios de alumínio do cabo condutor, ou, ii) ruptura de três fios.

Os parâmetros utilizados para a realização dos ensaios estão dispostos na Tab. 3.2. Para cada par de amplitude de deslocamento (Y_B) tensão (σ_a) foram realizados 3 ensaios totalizando 9 ensaios para o H/w de 2144.

Tabela 3.2: Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga.

Cabo Condutor	H/w [m]	Tensão σ_{P-F} [MPa]	Deslocamento Y_B [mm]
"B"	2144	28,22	0,87
		31,35	0,97
		34,49	1,07
"A"	2144	23,7	0,68
		28,22	0,81
		31,35	0,90

3.3. TRATAMENTO TÉRMICO

Para efeito de comparação com os fios do cabo “B”, foram realizados novos tratamentos térmicos dos fios do cabo “A”, visando avaliar as alterações que ocorreriam em suas propriedades mecânicas e na sua dureza com estes novos tratamentos.

O tratamento térmico do presente trabalho foi realizado nos fios no cabo A em um forno Nabertherm com controlador P310 (Fig. 3.10). Detalhes do tratamento realizado como temperatura de solubilização, tempo de solubilização, temperatura de envelhecimento e tempo de envelhecimento encontram-se na Tab. 3.4. Ressalta-se que todos os envelhecimentos artificiais foram realizados a temperatura de 170° C e que o resfriamento foi feito em água a temperatura ambiente. Os fios foram esticados previamente, visto que se encontravam torcidos, em uma máquina MTS e cortados em amostras de 140 mm, tamanho limitado pela câmara do forno utilizado, porém, comprimento suficiente para as etapas subsequentes.



Figura 3.10: Forno Nabertherm com controlador P310 utilizado para os tratamentos térmicos dos fios do cabo condutor “A”.

Tabela 3.3: Parâmetros utilizados nos tratamentos térmicos das amostras do fio do cabo “A”.

Amostra	Temp. Solub. [°C]	Tempo Env. [min]
S0E1	-	120
S0E2	-	480
S1E0	520	0
S1E1	520	120
S1E2	520	480
S2E0	550	0
S2E1	550	120
S2E2	550	480

Sendo que:

S0 - Amostra em seu estado inicial (direto da fábrica).

S1 - Amostra solubilizada a 520° C.

S2 - Amostra solubilizada a 550° C.

E0 - Não houve envelhecimento.

E1 - Envelhecimento a 170° C por 120 min

E2 - Envelhecimento a 170° C por 480 min.

3.4. ENSAIOS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

3.4.1. ENSAIOS DE DUREZA

Realizados os tratamentos térmicos das amostras, foram executados ensaios para a verificação da dureza Vickers nas amostras dos fios dos cabos “A” e “B”, e para isso foi utilizado a máquina de medição de dureza ZHU250 da Zwick/Roell (Fig. 3.11a), juntamente com o indentador de diamante de base quadrada (Fig. 3.11b).

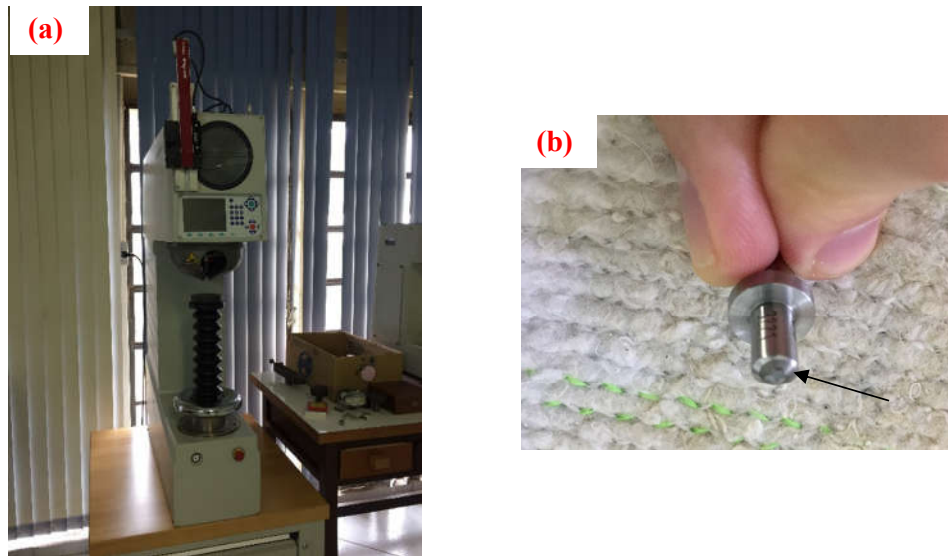


Figura 3.11: (a) Máquina de medição de dureza ZHU250 da Zwick/Roell e (b) indentador de diamante para a medição da dureza Vickers.

Foram executadas ao todo 16 ensaios de dureza Vickers, sendo dois ensaios para cada condição do tratamento realizado, com a carga de 5 kgf, sendo 2 ensaios para cada amostra apresentada na Tab. 3.4. Para a determinação da dureza as amostras são colocadas no suporte da máquina de dureza, focado o local da medição no visor do equipamento e aplicado a carga por 20 segundos, com a intenção da geração da impressão. As impressões causadas pelo indentador foram medidas e sua dureza foi calculada pela fórmula:

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d_m^2} \approx 1,8544 \cdot \frac{F}{d_m^2} \quad (3.1)$$

Sendo,

$$d_m = \frac{d_h + d_v}{2} \quad (3.2)$$

3.4.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Para a obtenção das propriedades mecânicas estáticas de limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento dos fios dos cabos foi utilizado uma máquina MTS sistemas de ensaios universal eletromecânico da fabricante MTS System Corporation (Fig. 3.12). Foram realizados 3 ensaios nos fios de cada cabo. Os ensaios da determinação das

propriedades mecânicas (limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento) dos fios do cabo “A” e “B” foram realizados pelo doutorando Maurício González, da Universidade de Brasília.

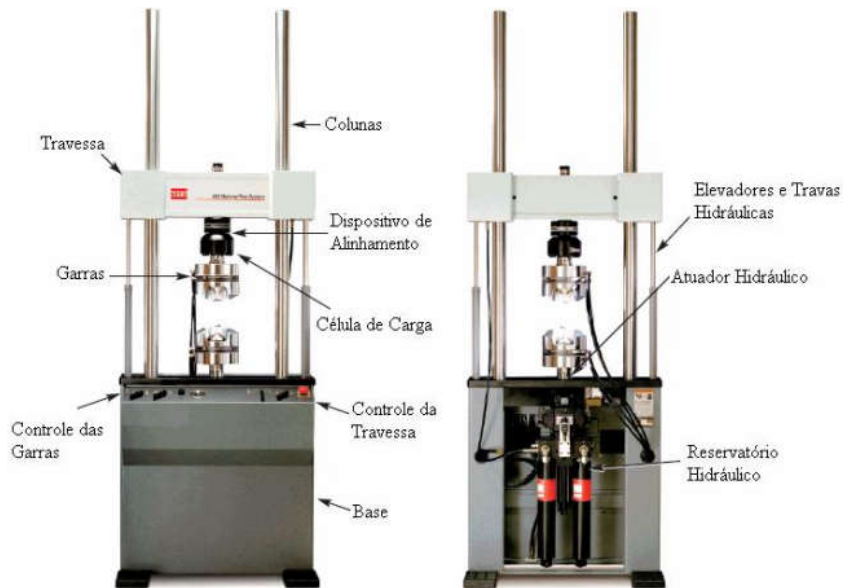


Figura 3.12: Máquina MTS utilizada para a obtenção das propriedades mecânicas.

Para o ensaio dos fios as seguintes etapas foram realizadas:

- i. Foram cortadas amostras dos fios de aproximadamente 200 mm.
- ii. Foi realizado um pré-esticamento dos fios dos cabos nas máquinas com o intuito de endireita-los, visto que os fios se encontram torcidos devido a sua distribuição concêntrica ao fio central;
- iii. Definição dos limites do ensaio de tração;
- iv. Fixação dos fios nas as garras da máquina (Fig. 3.13), tendo 100 mm de comprimento entre as garras;
- v. Realização do ensaio;



Figura 3.13: Detalhe das garras da máquina onde são fixados os fios para a execução do teste.

3.5. MICROSCOPIA E FRACTOGRAFIA

3.5.1. MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA

Para as análises dos fios dos cabos fraturados são selecionados sempre o último fio quebrado identificado durante o ensaio segundo processo de desmontagem. Na Fig. 2.23 mostrada no capítulo 2, pode-se perceber que apenas a quebra é evidenciada devido à rotação do sistema de detecção da quebra e contagem dos ciclos, não sendo possível afirmar qual foi o fio fraturado. Visando padronizar a seleção dos fios a serem analisados foi estabelecido um processo de desmontagem do cabo e de numeração dos fios. Inicia-se a numeração dos fios na parte onde o cabo está em contato com a base do grampo e efetua-se o giro com sentido da esquerda para a direita até que se complete a volta, e prosseguindo desta forma em todas as camadas subsequentes (Fig 3.14).

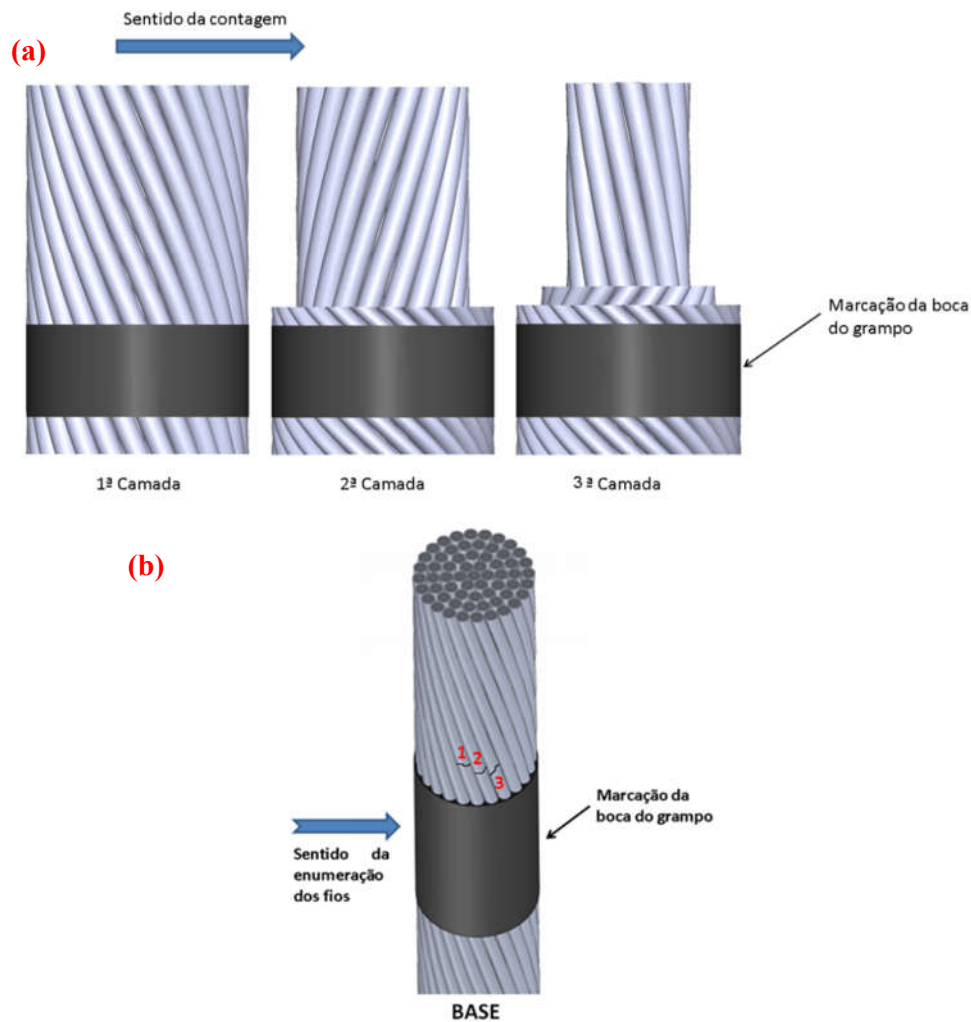


Figura 3.14: Exemplo do procedimento padronizado para (a) desmontagem das camadas do cabo e (b) enumeração das quebras.

Após selecionado o fio o mesmo é cortado em tamanho aproximado de 20-30 mm para que não ultrapasse a altura do suporte do MEV e danifique o equipamento. Análises fractográficas do mesmo, serão realizadas em um microscópio eletrônico de varredura, do grupo de fadiga, fratura e materiais da Universidade de Brasília. O microscópio utilizado é da marca JEOL, modelo JFM-7100F equipado com um detector de deriva de silício de resolução JEOL 129eV (SDD) para microanálise via Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) (Fig. 3.15).



Figura 3.15: Foto do microscópio eletrônico de varredura utilizado para as análises dos fios fraturados.

3.5.2. MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO

Para trabalhos futuros, pretende-se utilizar microscopia eletrônica de transmissão para confirmação das conclusões listadas nesta dissertação. O objetivo da utilização do Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) nas amostras de alumínio liga (6201), é obter imagens com maiores ampliações e melhor resolução, buscando identificar e analisar os precipitados ricos em Mg_2Si , sua distribuição na matriz de alumínio e seu tamanho. Estes precipitados possuem tamanho nanométrico, o que dificulta sua visualização no microscópio de varredura. Buscar-se-á também análises mais detalhadas dos intermetálicos ricos em ferro, do tipo Al-Fe-Si, identificados no microscópio de varredura. Para as análises MET faz-se necessário a preparação especial das amostras. As mesmas necessitam ter o formato circular com 3 mm de diâmetro e uma espessura entre 50 a 70 micrometros. As amostras dos fios serão usinadas até o diâmetro necessário e sua espessura será reduzida até 3 micrometros, com o auxílio de lixas com granulação fina (lixa 1200) e medidas com paquímetro digital.

Na Tab. 3.4 segue a identificação de cada amostra e o tipo de análise a ser efetuada em trabalhos futuros. O tipo i e ii das análises futuras, no Microscópio de Transmissão, encontram-se descritos abaixo:

- i. Observar precipitados ricos em Mg-Si. Tais precipitados podem apresentar formatos, tamanhos, e distribuições dentro da matriz diversas, remetendo em qual zona de Guinier-Preston elas se encontram.
- ii. Observar precipitados ricos em intermetálicos do tipo Al-Fe-Si ou Al-Fe que podem apresentar composições, fases e formatos diferentes dentro da matriz. A presença de certos tipos de precipitados pode influenciar as melhorar algumas propriedades mecânicas, tanto estáticas quanto dinâmicas, dos fios de alumínio usados na confecção dos cabos condutores.

Tabela 3.4: Identificação das amostras e o tipo de análise.

Amostra	Tratamento térmico	Análise feita
Cabo B	-	i e ii
Cabo A	-	i e ii
S1E0	Solubilizado	i
S1E1	Solubilizado e envelhecido por 120 minutos	i
S1E2	Solubilizado e envelhecido por 480 minutos	i

O microscópio a ser utilizado é um FEI TECNAI G² F20 de alta resolução, instalado no Laboratório de Caracterização Estrutural (DEMa) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) (Fig. 3.16).



Figura 3.16: Imagem do microscópio eletrônico de transmissão a ser utilizado para as análises das amostras.

A presença de intermetálicos do tipo Al-Fe-Si em ligas de alumínio fundidas 6201 já foram analisadas em trabalhos anteriores (MULAZIMOGLU *et al.*, 1996). Tanto a fase β -Al₅FeSi quanto a fase α -Al₈Fe₂Si podem formar-se durante a fabricação, com possível crescimento de aglomerados destes intermetálicos no tratamento térmico de envelhecimento. Acredita-se que a formação da fase β -Al₅FeSi ocorra pela decomposição peritética da fase α -Al₈Fe₂Si em temperaturas elevadas.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão abordados os resultados obtidos durante a pesquisa e discussões dos ensaios realizados que foram descritos previamente no capítulo da metodologia. Foram realizados ensaios de fadiga nos cabos condutores “A” e “B”, e ensaios mecânicos estáticos nos fios destes cabos, com e sem tratamento térmicos, visando a determinação de suas propriedades mecânicas e dureza Vickers. Caracterizações complementares foram efetuadas com o objetivo de correlacionar as propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas obtidas nos cabos e nos fios com as microestruturas e superfícies de fratura examinadas com microscopia eletrônica de varredura.

4.1. FADIGA

Os 18 ensaios de fadiga foram realizados na faixa de frequência entre 13 e 35 Hz, operando na região ótima do excitador (*shaker*), de modo a preservar o equipamento. Os cabos podem ser comparáveis devido ao fato de que os fios foram sujeitos a tensões médias e alternadas comparáveis durante os ensaios.

Na Tab. 4.1 e 4.2 são apresentados os valores obtidos nos ensaios de vida em fadiga para cada cabo tendo como critério de interrupção do teste, 10% dos fios do cabo quebrados. Nas tabelas encontram-se os valores, em quantidade de ciclos, de três quebras, a primeira, a última e uma quebra intermediária. O gráfico S-N, mostrado na Fig. 4.1, contém a última quebra de cada ensaio realizado juntamente com a curva de tendência e o coeficiente de correlação (R^2). Os resultados dos ensaios de fadiga do cabo “A” foram cedidos pelo doutorando da

Universidade de Brasília Remy Kalombo, realizados no Laboratório de Fadiga e Integridade Estrutural de Cabos Condutores de Energia (LabCabos) da Universidade de Brasília.

Tabela 4.1: Resultado dos ensaios de vida em fadiga do cabo condutor “A”.

CABO “A”						
H/w	Ensaio	Deslocamento [mm]	Tensão [Mpa]	1ª quebra [ciclos]	2ª quebra [ciclos]	4ª quebra [ciclos]
2144	1	0,68	23,7	5,60E+05	6,00E+05	1,08E+06
	2		23,7	1,03E+06	1,12E+06	1,50E+06
	3		23,7	6,88E+05	8,28E+03	1,29E+06
	1	0,81	28,22	2,42E+05	3,66E+05	6,13E+05
	2		28,22	9,74E+05	1,11E+06	1,37E+06
	3		28,22	4,00E+05	4,40E+05	9,21E+05
	1	0,90	31,35	4,34E+05	4,63E+05	7,44E+05
	2		31,35	2,93E+05	5,68E+04	7,63E+05
	3		31,35	5,47E+05	5,77E+03	6,08E+05

Tabela 4.2: Resultados dos ensaios de vida em fadiga do cabo condutor “B”.

CABO “B”						
H/w	Ensaio	Deslocamento [mm]	Tensão [Mpa]	1ª quebra [ciclos]	3ª quebra [ciclos]	6ª quebra [ciclos]
2144	1	0,87	28,22	1,27E+06	2,05E+06	3,13E+06
	2		28,22	1,01E+06	1,56E+06	3,11E+06
	3		28,22	1,43E+06	2,40E+06	3,02E+06
	1	0,97	31,35	1,14E+06	2,20E+06	2,33E+06
	2		31,35	1,14E+06	1,70E+06	2,61E+06
	3		31,35	1,34E+06	2,11E+06	2,41E+06
	1	1,07	34,49	5,22E+05	1,24E+06	2,22E+06
	2		34,49	6,19E+05	1,04E+06	2,10E+06
	3		34,49	7,35E+05	1,08E+06	2,09E+06

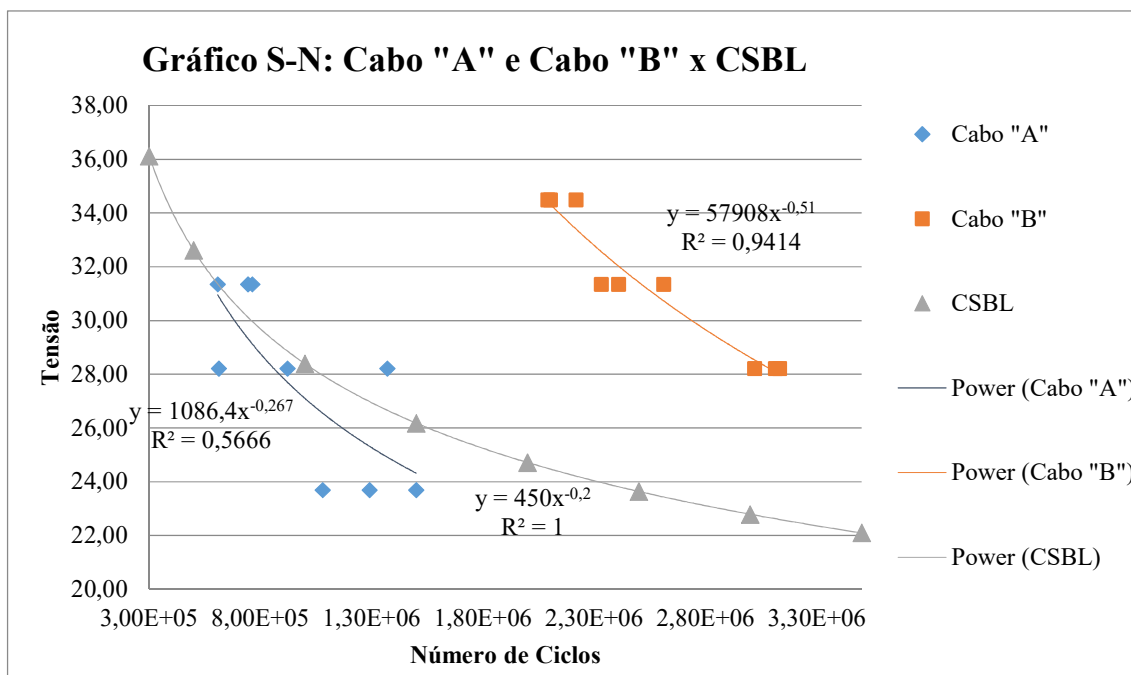


Figura 4.1: Gráfico S-N comparativo dos cabos condutores “A” e “B” juntamente com CSBL.

Era esperada que com o aumento da amplitude de tensão, a vida em fadiga do cabo fosse reduzida devido a maior tensão presente nos fios e mais rápida progressão da falha, conforme observado em trabalhos anteriores (KALOMBO et al., 2015; FADEL et al., 2002; DA SILVA et al. 2010; KALOMBO et al., 2016). Porém alguns pontos do cabo condutor “A” apresentados no gráfico S-N, apresentam valores incoerentes. Na amplitude de 28,22 Mpa, por exemplo, os ensaios não mostraram nenhuma repetitividade, apresentando valores dispersos, em alguns casos chegando a apresentar vida menor quando comparado com uma maior amplitude de tensão.

Análises qualitativas e quantitativas mostraram que o cabo “A” apresentou vidas cerca de 3 vezes menores que as encontradas no cabo “B”, quando comparado com as encontradas para o cabo “B”, mostrando uma menor resistência a fadiga. Nota-se que os resultados obtidos para o cabo “B” apresentam certa repetitividade nos ensaios e que o coeficiente de correlação (R^2) está próximo de 1, indicando que os pontos se adequam bem a linha de tendência. Já para os resultados obtidos para o cabo “A” não houve boa repetitividade dos ensaios e o coeficiente de correlação não se adequa bem a linha de tendência. Tendo em vista que, teoricamente, os dois cabos foram confeccionados com a mesma liga (6201) e submetidos a tratamento térmicos idênticos (T81), este trabalho buscou identificar eventuais diferenças em fatores correlacionados a microestrutura e propriedades mecânicas estáticas nos fios de cada cabo.

Do gráfico da Fig. 4.1 percebe-se que a curva S-N do cabo “A” está abaixo da curva de segurança proposta por CIGRÈ, que já por si só extremamente conservativa.

A critério de comparação, foram também apresentados dados do cabo “B” de outro lote de fabricação, ensaiado sob fadiga no LabCabos da Universidade de Brasília, no ano de 2011. Utilizou-se naqueles ensaios a mesma carga de esticamento e amplitudes semelhantes. Na Tab. 4.3 estão apresentados os resultados obtidos destes ensaios de 2011 e na Fig. 4.2 encontra-se o gráfico gerado a partir desses resultados, juntamente com a curva do cabo “B” de 2015 e cabo “A”. Comparando os resultados das Tab. 4.2 e 4.3 e analisando o gráfico verificou-se que ambos os cabos “B” (ensaiados em 2011 e 2015) possuem comportamentos semelhantes e encontram-se acima da curva de segurança proposta por CIGRÈ, se ajustando bem a curva de tendência. Fica evidenciado desta forma que o comportamento em fadiga do cabo “A” está abaixo do previsto para ligas de alumínio 6201 com tratamento T81.

Tabela 4.3: Resultados relativos aos ensaios de fadiga realizados no ano de 2011 no cabo “B”.

CABO “B” EDS 20% (2011)				
Ensaio	Amplitude	Tensão de P-S [Mpa]	6ª quebra [Ciclos]	Média [Ciclos]
Ensaio 1	0,96	31,3	2.432.844	2.168.256
Ensaio 2	0,96	31,3	1.903.668	
Ensaio 3	0,86	28,1	3.026.322	3.263.161
Ensaio 4	0,86	28,1	3.500.000	
Ensaio 5	1,06	34,5	1.509.984	1.521.072
Ensaio 6	1,06	34,5	1.532.160	

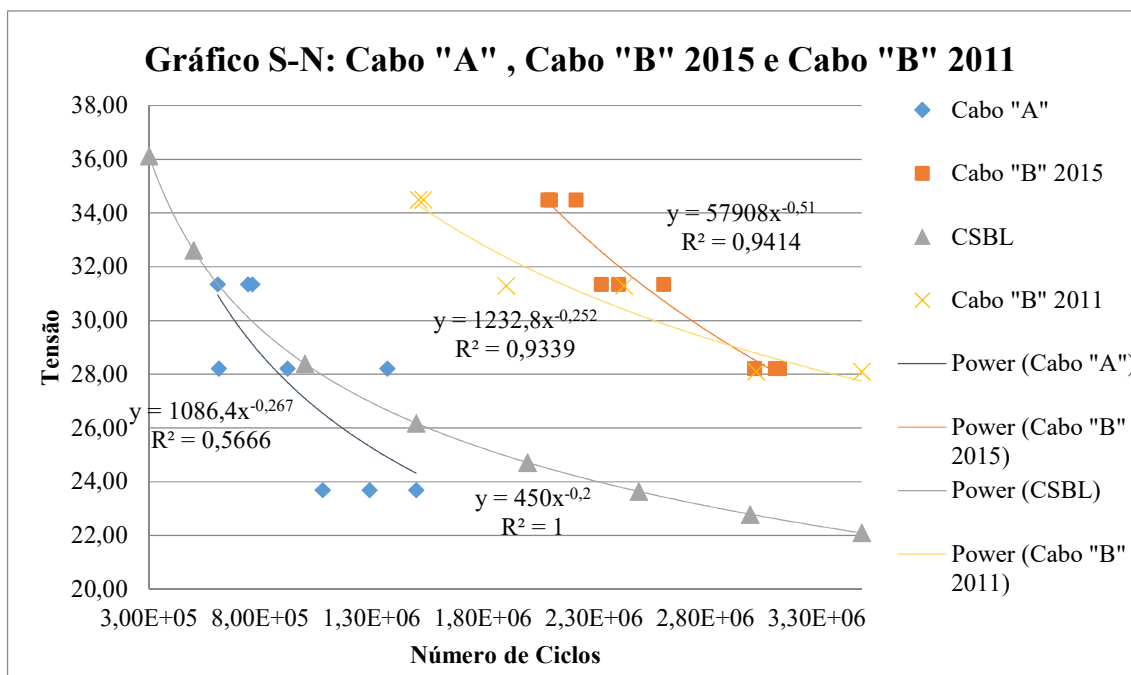


Figura 4.2: Gráficos das curvas S-N do cabo condutor “B” referente aos ensaios realizados nos anos de 2011, marcadores em X, e 2015, marcadores quadrados, comparados com o cabo “A”, marcadores losangulares e a curva CSBL, marcadores triangulares.

4.2. ANÁLISE DA FALHA

4.2.1. ANÁLISES MACROSCÓPICAS

Avaliações das falhas quanto a suas características macroscópicas e microscópica foram efetuadas, juntamente com análises EDS para verificações de composição química.

Fraturas por fadiga são um exemplo de fraturas macroscopicamente frágeis associadas com processos de fratura dúctil (ASM Vol.11, 2002). As características da fratura em macro e microescala relatam o histórico do início e propagação da falha e suas possíveis causas. A análise das falhas busca analisar basicamente os seguintes aspectos: superfície de fratura a nível macro e microscópico, qualidade do material, projeto do componente e histórico de carga aplicada. Para que a falha tenha características de fadiga, três zonas normalmente estão presentes na avaliação topográfica da superfície de fratura, quais sejam zona de início da trinca, propagação e ruptura final.

Na análise de falha deste trabalho, as fraturas dos fios dos cabos condutores durante os ensaios, tiveram sua origem em locais onde o desgaste se mostrou mais acentuado como marcas

elípticas de *fretting* devido ao contato fio/fio, comumente encontradas em camadas internas do cabo, ou marcas de desgaste no contato é fio/grampo. As Figs. 4.3 e 4.4 exemplificam as marcas observadas devido ao contato supracitado.

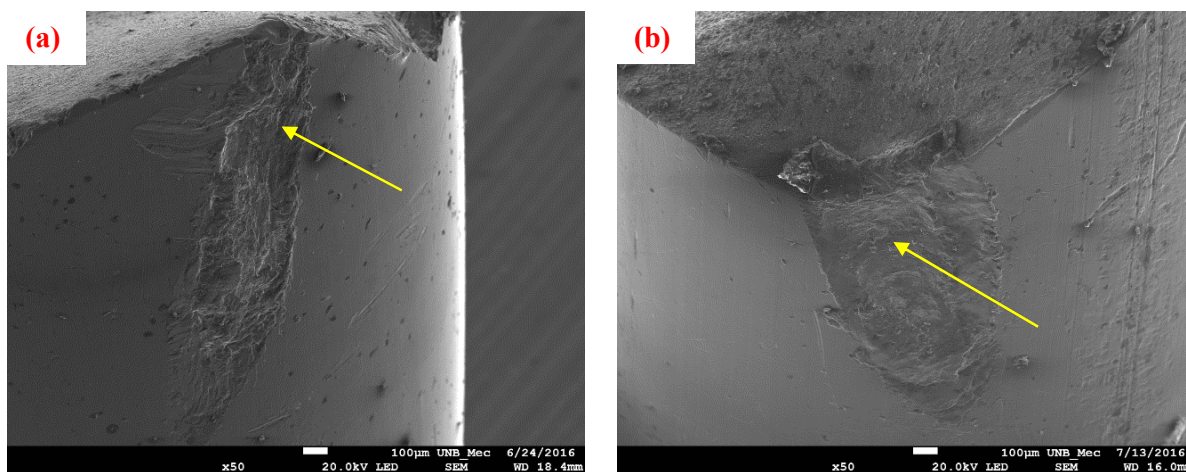


Figura 4.3: (a) Fio do cabo condutor “A” e (b) Fio do cabo condutor “B”. As setas amarelas indicam as marcas geradas pelo desgaste devido ao contato fio/fio, propícios à iniciação das trincas. MEV. 50x.

O contato entre os fios produz algumas partículas, que são produtos da reação química entre as partículas de alumínio geradas no desgaste com o meio ambiente. No caso de linhas de transmissão, os contatos são basicamente fio/fio e fio/grampo de suspensão, o ambiente é ar atmosférico e o produto da oxidação são partículas de óxido de alumínio, ou alumina (Al_2O_3) (AGGARWAL, 2000). Como demonstrado por FADEL (2010), a evolução do processo de desgaste promove o acúmulo do óxido de alumínio nas regiões de contato, levando à aceleração do desgaste por *fretting*, com geração de pontos de concentração e início da trinca por fadiga (Fig. 4.3). AZEVEDO e CESCO (2002) apresentam em seu trabalho que tais partículas, que foram encontradas incrustadas em camadas externas dos cabos condutores, apresentam dureza relativamente alta, cerca de 800-1400 HV. O desgaste causado pelo contato dos fios reduz drasticamente a resistência à fadiga do componente, que ocorre pela ação combinada do desgaste por *fretting* e tensões de vibração. Análises EDS, mostradas na Fig. 4.5, na área de contato fio/fio, para ambos os cabos condutores, mostrou grande quantidade de oxigênio, que pode estar relacionada com a formação do óxido de alumínio devido ao desgaste do *fretting* durante a vibração do condutor nos testes de fadiga.

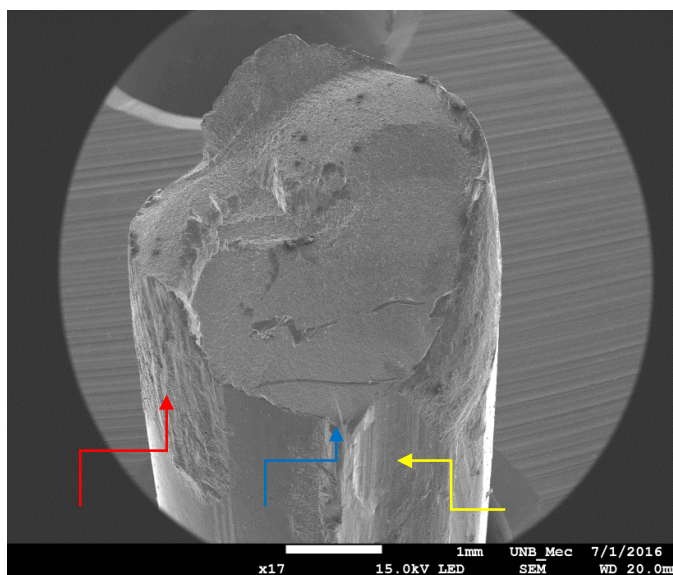


Figura 4.4: Fio do cabo condutor “A”. A seta azul indica o local de iniciação da trinca. A seta amarela indica a marca feita pelo desgaste devido ao contato do fio\ grampo de suspensão. A seta vermelha indica local de arrancamento de material. MEV. 17x.

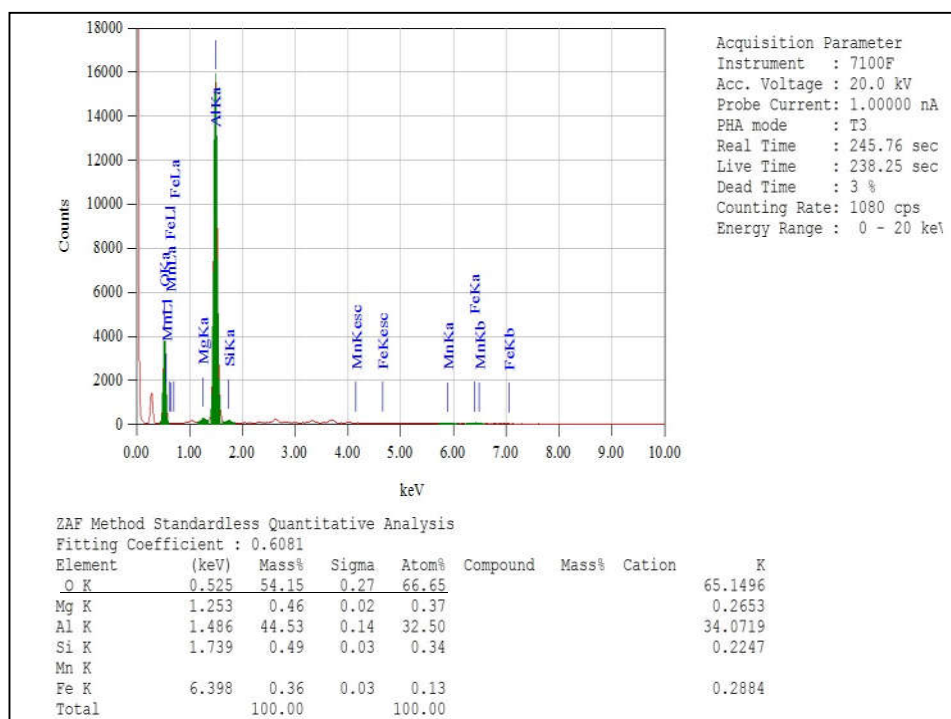


Figura 4.5: Gráfico gerado a partir da análise EDS realizada na marca devido contato entre os fios do cabo “A” durante o ensaio de fadiga apresentando os elementos presentes e sua quantidade em massa.

Durante a análise dos fios dos cabos condutores fraturados, a rugosidade superficial e refletividade ótica provêm dicas qualitativas relativas aos eventos associados com a propagação da trinca. As superfícies de crescimento da trinca são tipicamente lisas quando comparadas com a região da fratura catastrófica, que apresenta superfície mais rugosa. Superfícies amorfas indicam fratura dúctil em microescala, enquanto superfícies brilhantes e altamente reflexivas indicam uma fratura frágil ou fratura intergranular (FETT, 1999). Na Fig. 4.6 uma região mais lisa, delimitada pela área amarela, indica a superfície de crescimento e propagação da trinca e as setas indicam os locais de iniciação da trinca, propagação e fratura. Pode-se perceber que no local que antecede a área de propagação da trinca encontra-se o possível local de iniciação da trinca, indicado pela seta azul, que é o mesmo lugar onde a marca do contato fio/fio pode ser evidenciada.

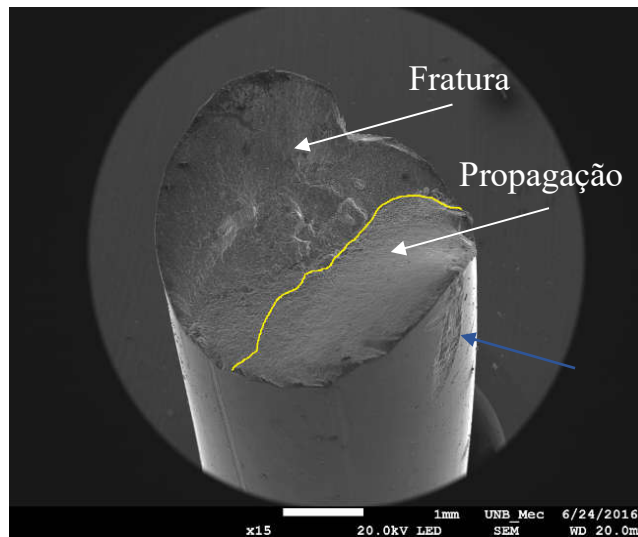


Figura 4.6: Imagem do cabo “B” mostrando o local de iniciação da trinca, zona de propagação da trinca e a zona de fratura indicados pelas setas. MEV. 20x.

Na Fig. 4.7 é possível verificar as diferentes áreas de uma fratura por fadiga, como a iniciação da trinca, propagação da trinca e fratura. A seta amarela indica o local de contato fio/fio e local de nucleação da trinca. A seta vermelha indica a região mais lisa, remetendo a zona de propagação da trinca. As setas azuis indicam a região de natureza mais rugosa, revelando a zona de ruptura

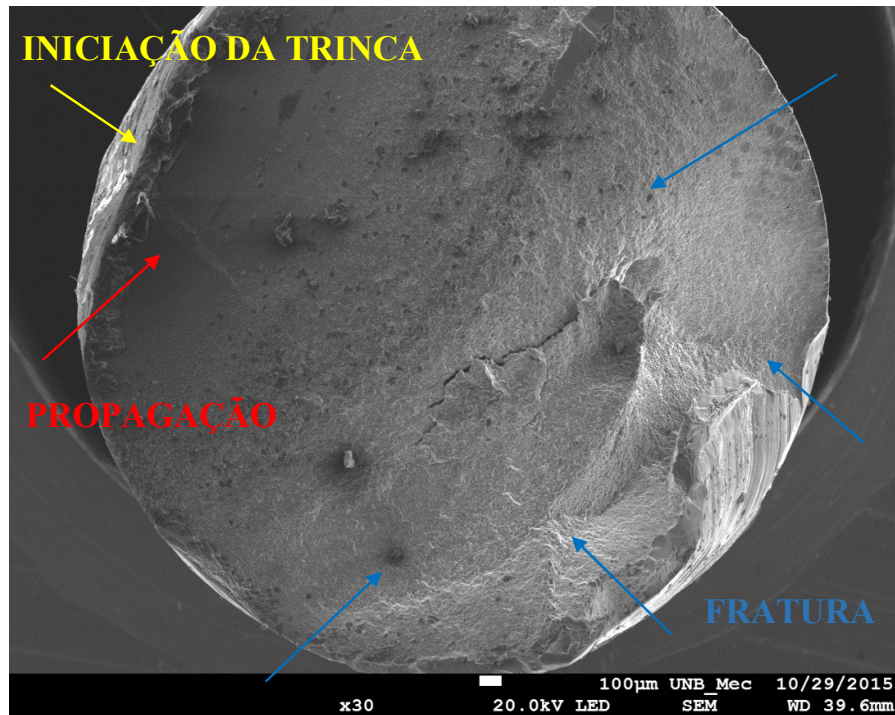


Figura 4.7: Vista superior do fio do cabo “B” mostrando as diferentes áreas de uma fratura por fadiga, indicadas pelas setas. MEV. 30x.

Quanto ao formato das quebras, foi possível identificar três tipos principais, distribuídas de forma similar em fios de ambos os cabos. A primeira, denominada “*quasi-plana*” (Fig. 4.8a), na qual a trinca evolui em um plano transversal à superfície do fio durante grande parte do seu crescimento, a seta vermelha indica a porção “*quasi-plana*”. A segunda, denominada de “*orelha-de-lobo*” (Fig. 4.8b e 4.8c), indicando que o fio sofreu com carregamentos de natureza torcional. A terceira quebra identificada, que se assemelha bastante com a denominada quebra “*em V*”, que se inicia em 45° com a superfície e evolui até o encontro com outra iniciada em um local diferente, ou até que a área remanescente entre as trincas não consiga suportar a carga submetida ao fio (Fig. 4.8d), as setas amarelas indicam o local onde as trincas começaram.

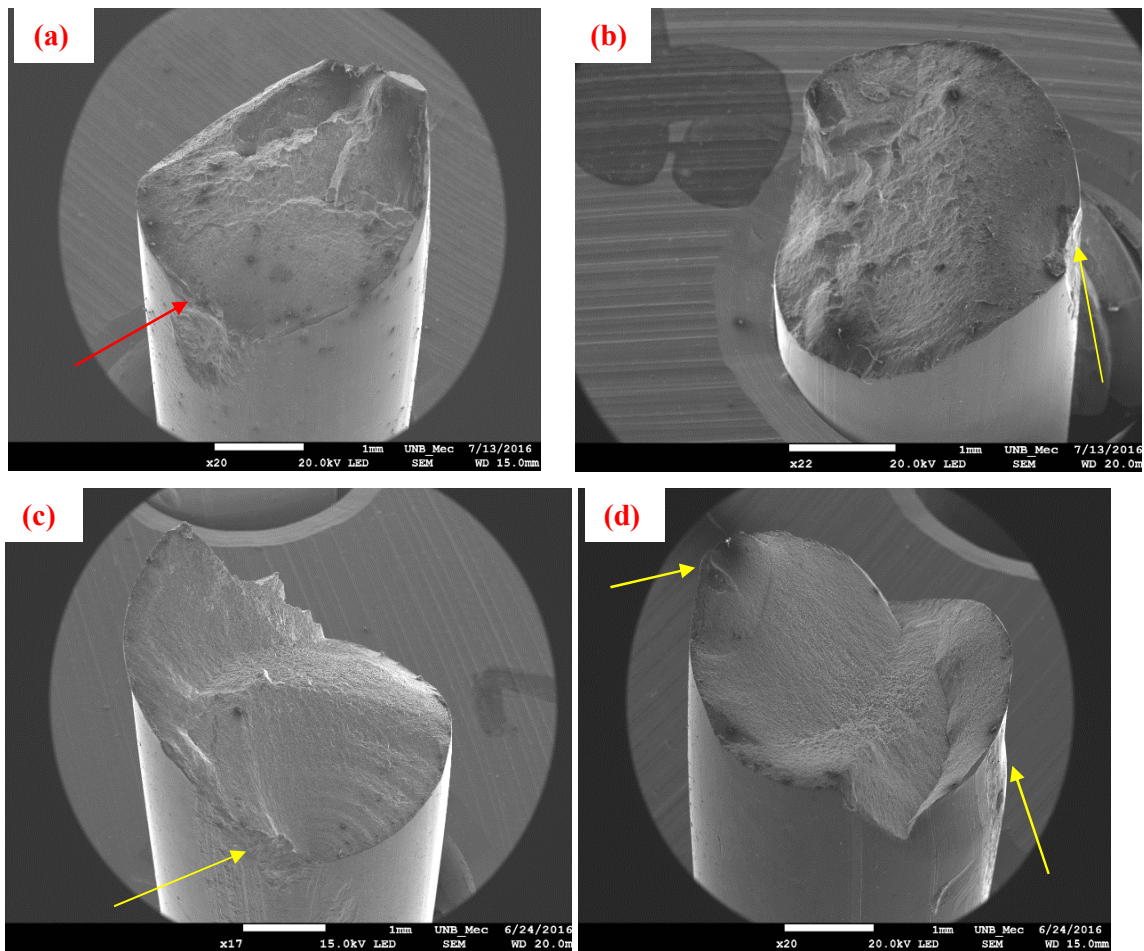


Figura 4.8: Vista isométrica dos fios dos cabos mostrando o tipo de quebra identificada durante as análises. (a) Fratura “*quasi-plana*” do fio do cabo “A”. MEV. 20x. (b) Cabo “B” e (c) Cabo “A” mostrando o tipo de quebra que se assemelha com o tipo de quebra “*orelha de lobo*”. MEV. 22x e 17x. (d) Fio do cabo “B” mostrando o tipo de quebra que se assemelha a “*em V*”. MEV. 20x.

A Fig. 4.9 mostra um fio com várias marcas de *fretting* geradas a partir do contato entre os fios na amplitude de deslocamento mais alto. Essa quebra se assemelha a fratura do tipo “*em V*”, onde as setas apontam para dois locais de nucleação da trinca

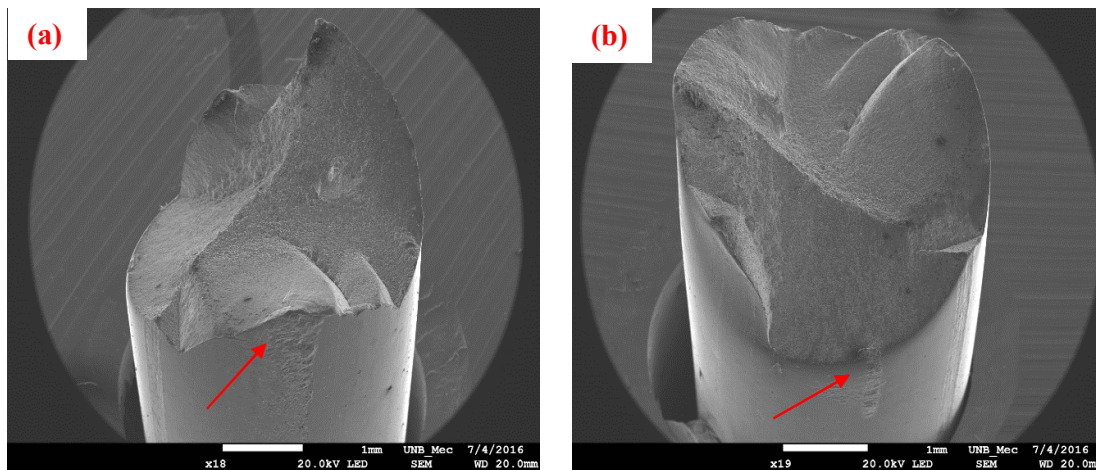


Figura 4.9: Vistas isométricas de um fio do cabo “A”, mostrando duas faces do fio, ensaiado a amplitude de deslocamento de 0,90 mm que apresentou fratura “em V”. MEV. 18x e 19x.

Marcas que apresentam a quebra do tipo “orelha de lobo” estão relacionadas com carregamentos de natureza torcional, que está fortemente relacionada com a redistribuição do carregamento sobre os fios remanescentes quando um fio do sistema quebra (ASM Vol.12, 1992). Uma vez que um fio do cabo sofre ruptura, o carregamento suportado por ele é redistribuído nos fios restantes havendo um novo arranjo dos fios, o que faz com que aconteça um carregamento torcional.

Uma das características de fraturas por fadiga são as marcas de praia, que podem, muitas vezes, ser identificadas a nível macroscópico. São marcas tipicamente identificadas em condições de carregamento cíclico, e indicam o local de início de propagação da trinca. Estas marcas são produzidas devido a alterações no ciclo de tensões, seja no valor ou na frequência de aplicação das tensões, e também a partir de paradas intermediárias.

Na Fig. 4.10 são mostradas amostras do fio de alumínio do cabo condutor “A” submetido a carregamentos cíclicos onde é possível evidenciar marcas de praia, indicadas pelas setas vermelhas, e têm o seu sentido o mesmo do apontado pela seta. Todavia, as mesmas não foram encontradas em todas as amostras observadas, podendo-se inferir que não houve grandes paradas durante os ensaios executados, ou que as faixas de frequência dos ensaios não sofreram grandes alterações.

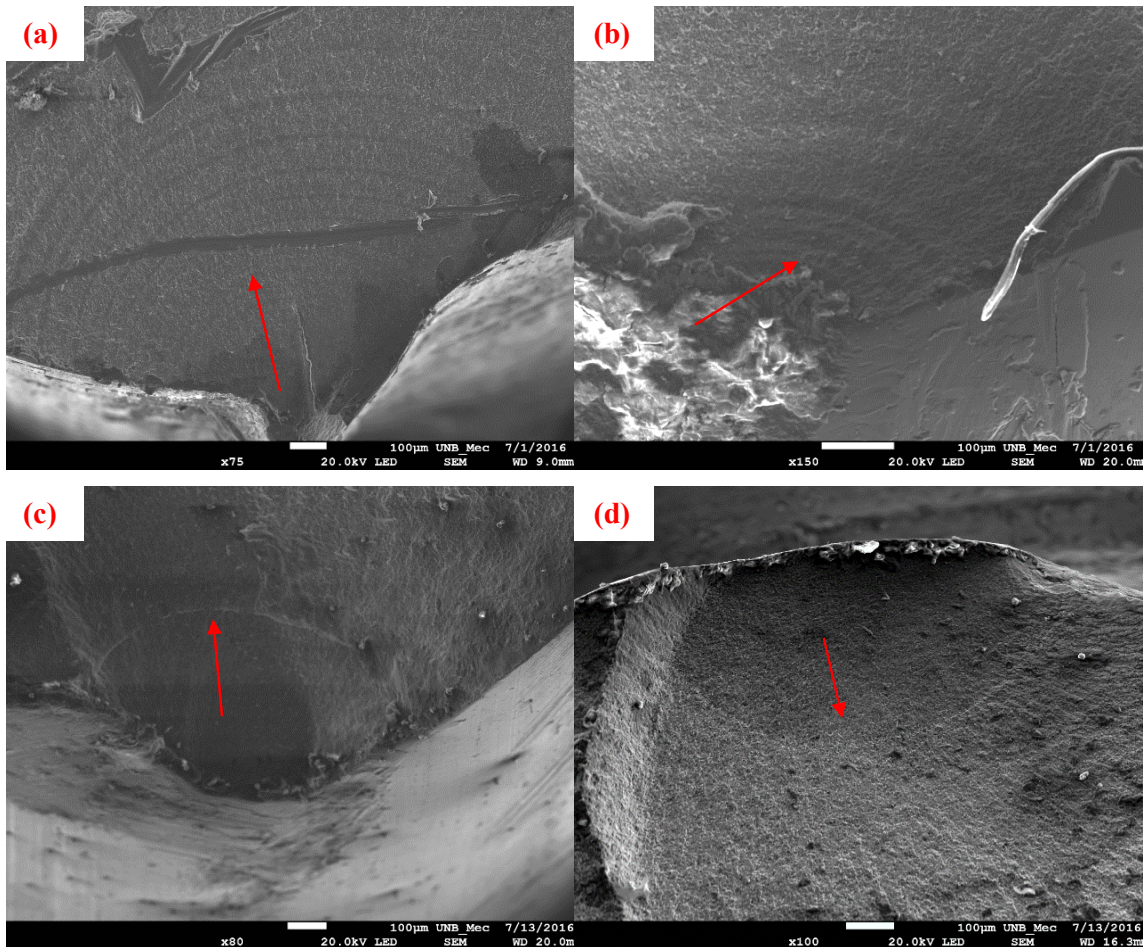


Figura 4.10: (a) e (b) Amostras de fios do cabo “A” mostrando marcas de praia e estão indicadas pelas setas vermelhas. MEV. 75x e 150x. (c) e (d) Amostras de fio do cabo “B” mostrando marcas de praia e estão indicadas pelas setas vermelhas. MEV. 80x e 100x.

Após análises macroscópicas nas amostras dos fios dos dois cabos condutores, observaram-se evidências do mecanismo de fadiga como o predominante nas fraturas em ambos os casos. Todavia, devido à semelhança das imagens fractográficas, não foi possível, estabelecer com base nestas imagens as causas da disparidade no comportamento da vida em fadiga apresentado para os dois cabos.

4.2.2. ANÁLISES MICROSCÓPICAS

O uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV) é muito utilizado para a análise da falha, principalmente porque a mesma proporciona grandes aumentos com maior nitidez da imagem e melhor profundidade de campo.

Durante um ensaio de fadiga estão envolvidas tensões complexas, tais como compressão, tração, torção e flexão, e as mesmas podem variar à medida que a secção do fio é reduzida com o crescimento da trinca. Portanto, uma combinação de características superficiais da falha pode ser encontrada.

Uma característica microscópica do processo de fadiga são as estrias, que correspondem ao número de ciclos de carregamento, e são encontradas na área de propagação da trinca, dentro das marcas de praia. Nas amostras dos fios analisadas a observação de estrias foi relativamente complexa, sendo possível observar apenas estrias malformadas e/ou mal definidas. Imagens feitas dentro das marcas de praia e/ou zona de propagação da trinca estão apresentadas nas Fig. 4.11 e 4.12.

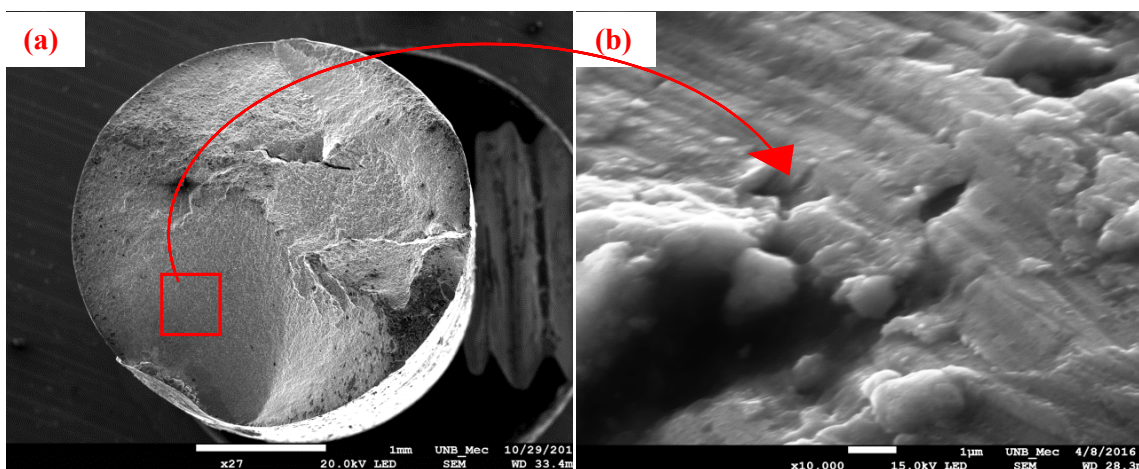


Figura 4.11: (a) Vista superior de um fio do cabo condutor “B” evidenciando a zona de propagação trinca (quadrado vermelho); (b) Imagem aumentada da zona de propagação da trinca mostrando estrias de fadiga. MEV. 4000x.

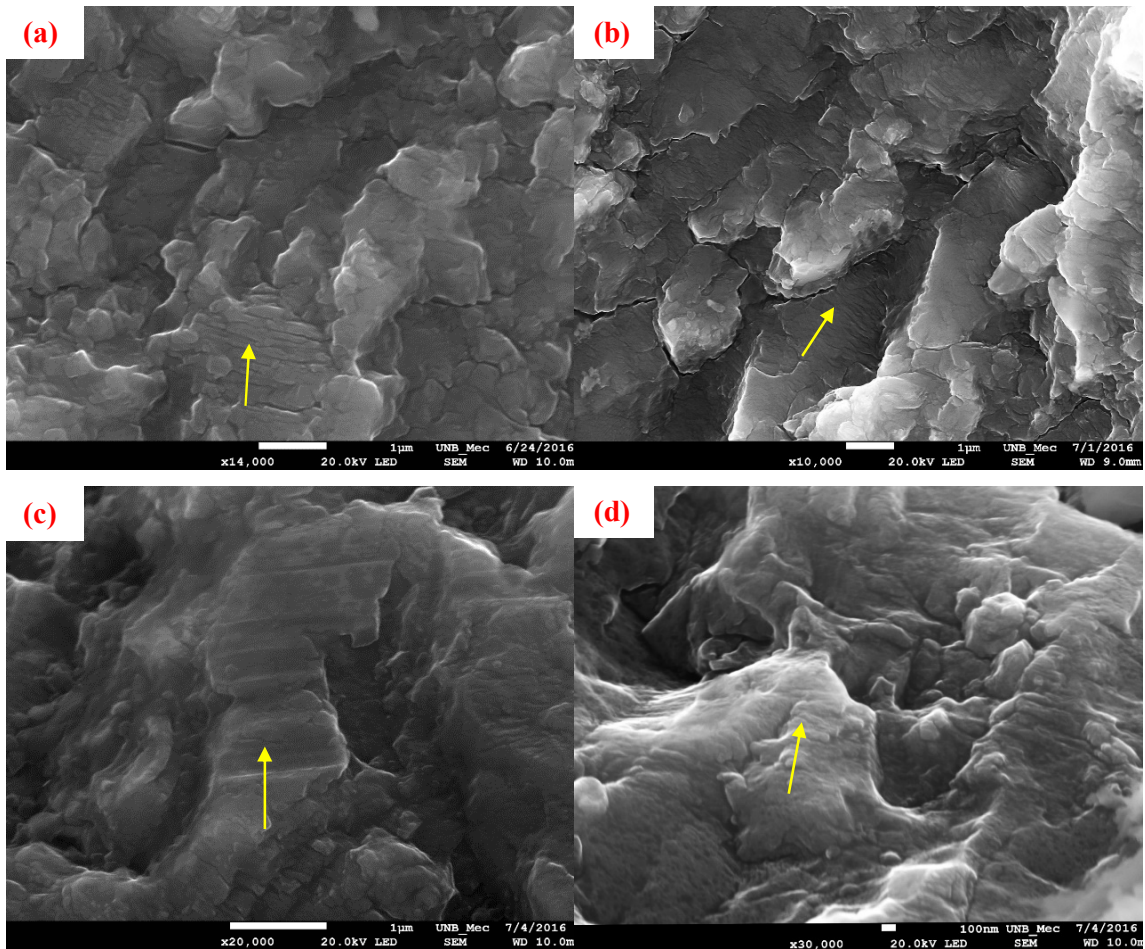


Figura 4.12: Imagens feitas dentro das marcas de praia. As marcas, sinalizadas pelas setas amarelas, indicam possíveis estrias mal definidas. As imagens (a) e (b) se tratam de fios do cabo condutor “A” e as imagens (c) e (d) se tratam de fios do cabo condutor “B”. MEV. 10.000x-30.000x.

Fraturas por sobrecarga pelo crescimento de trincas são muitas vezes o resultado final do processo de fratura gerado após outros fenômenos como fadiga e corrosão. A fratura final acontece em um ponto crítico quando o material remanescente não consegue mais suportar o carregamento aplicado. O tamanho da zona de fratura final em fadiga depende da magnitude dos carregamentos. Considerando a complexidade dos carregamentos impostos é possível observar topografias com mais de um tipo de mecanismo de falha.

Nas análises microscópicas efetuadas nas superfícies de fratura dos fios pertencentes aos cabos condutores ensaiados, constatou-se também a presença de *dimples* característicos de

uma fratura dúctil, conforme apresentados na Fig. 4.13. É possível perceber nas imagens que existem diferentes orientações, tamanhos e quantidade de *dimples*.

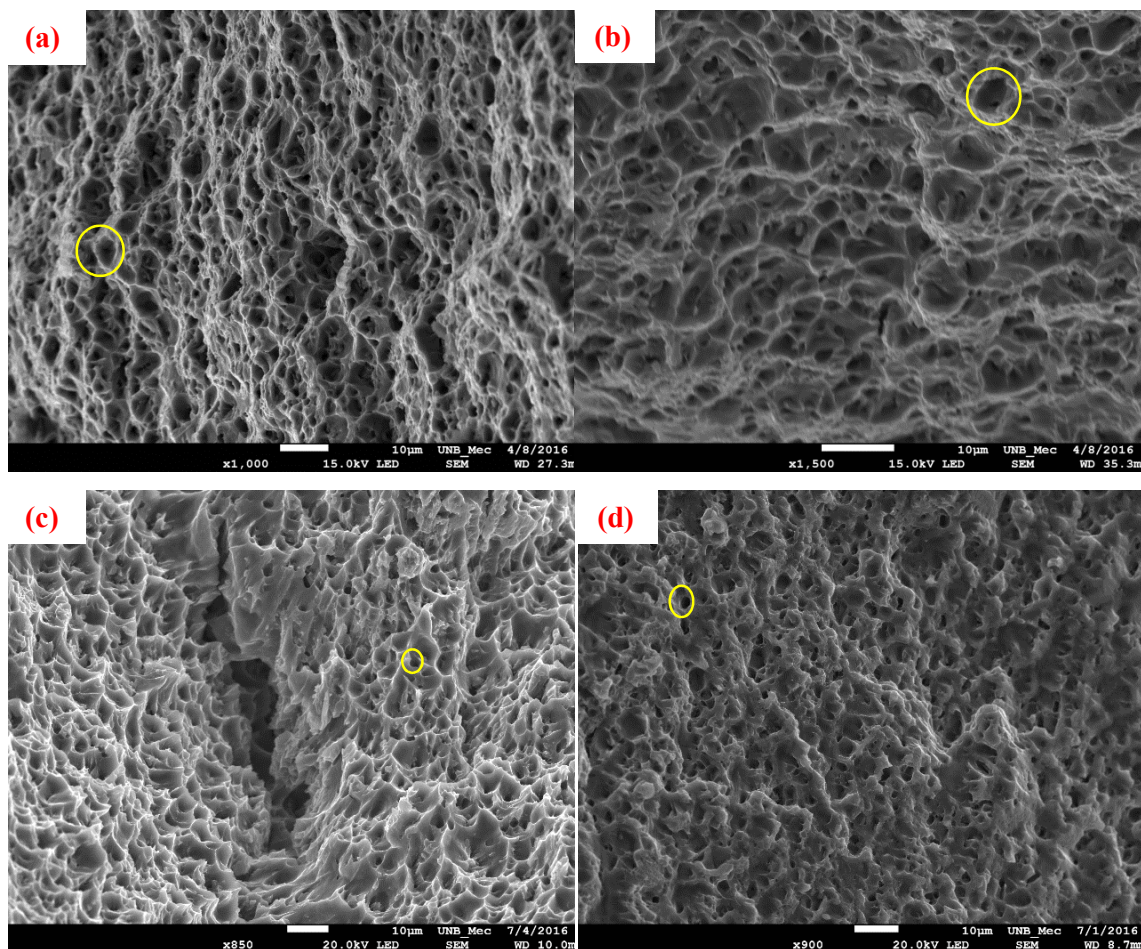


Figura 4.13: Exemplo de *dimples* encontrados nas zonas finais dos cabos condutores. (a) e (b) são imagens de fios do cabo “A” e (c) e (d) são imagens do cabo “B”. Os círculos vermelhos evidenciam alguns *dimples*. MEV. 850x-1500x.

Constatou-se, através de análises das imagens, que a maioria dos *dimples* apresentam o formato equiaxial, com quantidade relativamente baixa de *dimples* alongados ou de formato elíptico, inferindo-se a possível predominância do carregamento em tração (LE MAY, 1977).

Com relação a distribuição dos *dimples* não foi possível estabelecer uma perfeita relação entre a quantidade dos mesmos com a amplitude de tensão. Segundo (ASM, Vol.12, 1992) o tamanho do *dimple* na superfície de fratura é governado pelo número e distribuição de microvazios que nuclearam. Quando os locais de nucleação são poucos e espalhados, os

microvazios crescem para um tamanho mais largo antes da coalescência e isso resulta em uma superfície de fratura que contém *dimples* maiores. Pequenos *dimples* são formados quando vários locais de nucleação são ativados e são adicionados (coalescência) a outros microvazios antes que tenham a oportunidade de crescer para um tamanho maior.

Após as análises microscópicas das superfícies dos fios fraturados dos dois cabos, constatou-se que as mesmas apresentam característica de fadiga, ou seja, marcas de praia, estrias de fadiga mesmo que não bem definidas juntamente com características de fraturas dúcteis. Não foram encontradas grandes diferenças nas superfícies de fratura entre as amostras dos cabos “A” e “B”, que permitissem a identificação as causas da resistência a fadiga distinta em cabos condutores confeccionados com a mesma liga de alumínio, submetida a tratamento térmico idêntico. Constatou-se que as trincas se iniciaram nos pontos de contato fio/fio e fio/grampos de suspensão, com propagação inicial por fadiga. A maioria dos *dimples* encontrados nas zonas finais dos fios apresentaram características equiaxiais no sentido do carregamento de maior esforço, inferindo-se que a fratura final ocorre por carregamento em tração com tensão acima do limite de resistência à tração da seção resistente do fio.

4.2.3. ANÁLISE DE PARTÍCULAS SECUNDÁRIAS

Os cabos são constituídos por fios de uma mesma liga de alumínio (6201), e foram sujeitos a ensaios de fadiga semelhantes. Mesmo assim o cabo “A” apresenta vida em fadiga bem menor que o cabo “B”. Tendo em vista que as análises microscópicas das superfícies de fraturas não apresentaram diferenças nítidas que explicassem o comportamento em fadiga, tornaram-se necessárias análises microestruturais complementares nestes fios.

Após observações no microscópio eletrônico de varredura e com a utilização da imagem topográfica obtido por elétrons retroespalhados foi possível observar partículas secundárias claras e escuras. Com a utilização do software de imagem ImageJ 1.50i, foi possível evidenciar os precipitados presentes em cada amostra de maneira qualitativa, mostrados nas Figs. 4.15 e 4.17.

Feita uma análise de composição das partículas secundárias, Fig. 4.18, utilizando-se do recurso EDS, constatou-se que se tratava de precipitados ricos em Al-Fe-Si. Autores como (JI et al., 2013; BIDMESHKI et al., 2016; ZHAO et al., 2016) trazem em seus trabalhos como a presença, e a quantidade de precipitados ricos em Fe-Si podem afetar as propriedades mecânicas

e microestruturais do material. De acordo com os autores, precipitados ricos em Fe afetam de maneira significativa as propriedades mecânicas de ligas forjadas.

Na bibliografia é reportada a presença de fases intermetálicas de Fe e Si para a liga 6xxx. Tais fases comumente apresentam a forma β -Al₅FeSi ou α -Al₈Fe₃Si, sendo a formação destas favorecidas quando a solidificação acontece de forma lenta (MRÓWKA-NOWOTNIK et al., 2007; KUIJPERS et al., 2003).

KUIJPERS *et al.* (2004) e KUIJPERS *et al.* (2003) mostraram que existe diferença entre a morfologia dessas duas fases, e tal fato pode ser justificado pela influência do tratamento térmico de solubilização, ou seja, durante o processo de solubilização ocorre a modificação das placas de β -Al₅FeSi para α -Al₈Fe₃Si, que possui forma mais arredondada.

Da mesma maneira, comparações quantitativas foram feitas, sendo possível a apreciação dos resultados através da Tab. 4.4, onde se evidencia que a amostra do fio do cabo “A” possui precipitados com maior tamanho médio quando comparados com a amostra do fio do cabo “B”, fato que também pode ser explicado devido ao tratamento térmico realizado na liga, onde as partículas de Fe não entraram completamente em solução sólida e com o envelhecimento da liga esses precipitados existentes na matriz se juntaram tornando-se maiores. Outras imagens evidenciando precipitados ricos em Fe-Si encontram-se no Anexo I deste trabalho.

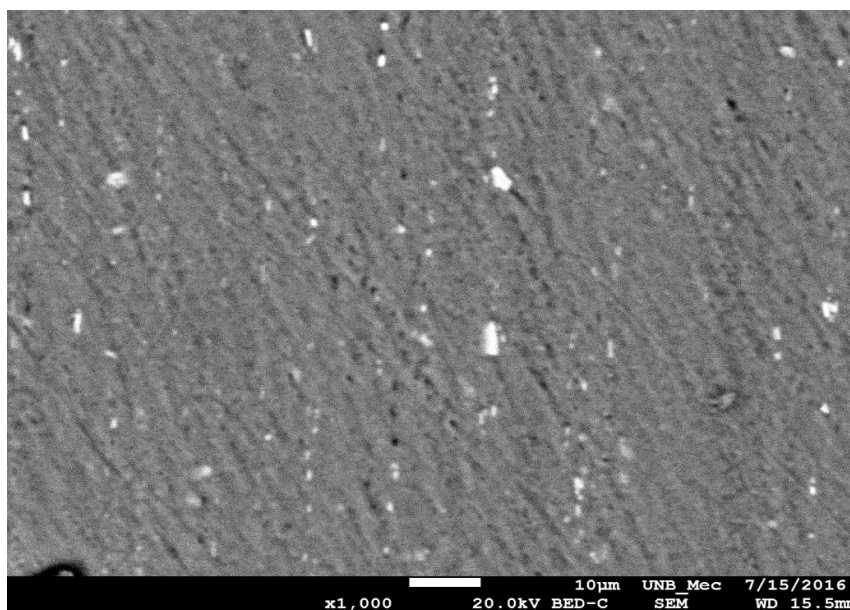


Figura 4.14: Amostra do fio do cabo “A” com a utilização de elétrons retroespalhados mostrando alguns precipitados (pontos claros).

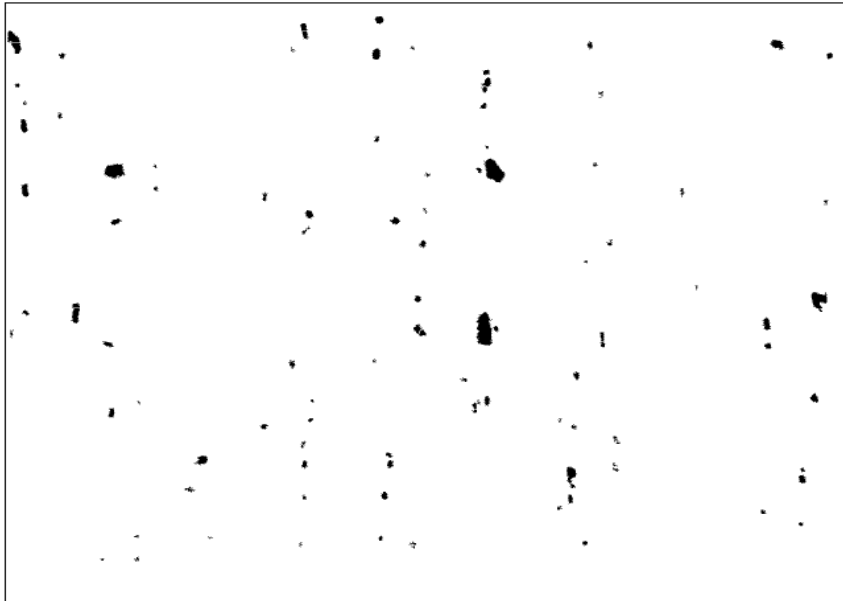


Figura 4.15: Amostra do fio do cabo “A”. Contagem dos precipitados escuros (ricos em Fe-Si). Tamanho mínimo considerado para as partículas 0,10 μm . MEV. 1000x.

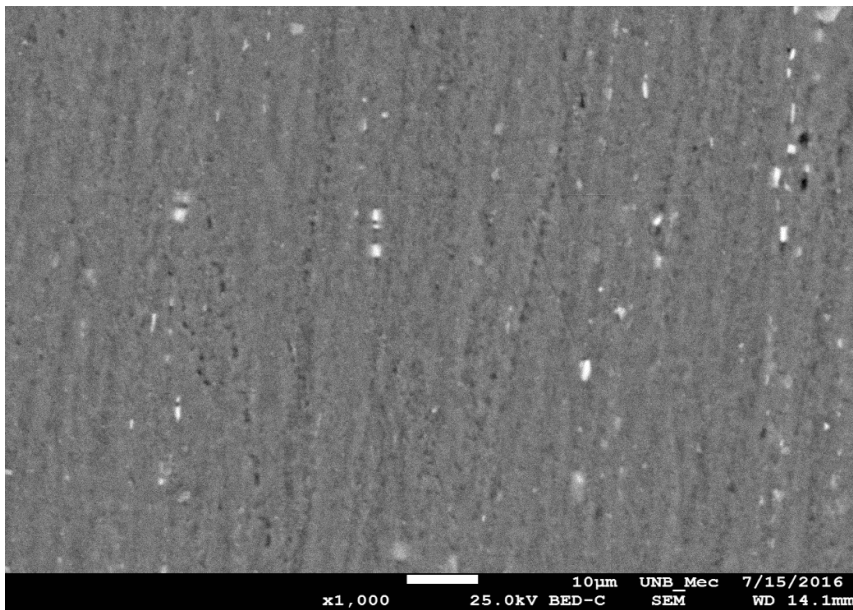


Figura 4.16: Amostra do fio do cabo “B” com a utilização de elétrons retroespalhados mostrando alguns precipitados (pontos claros).

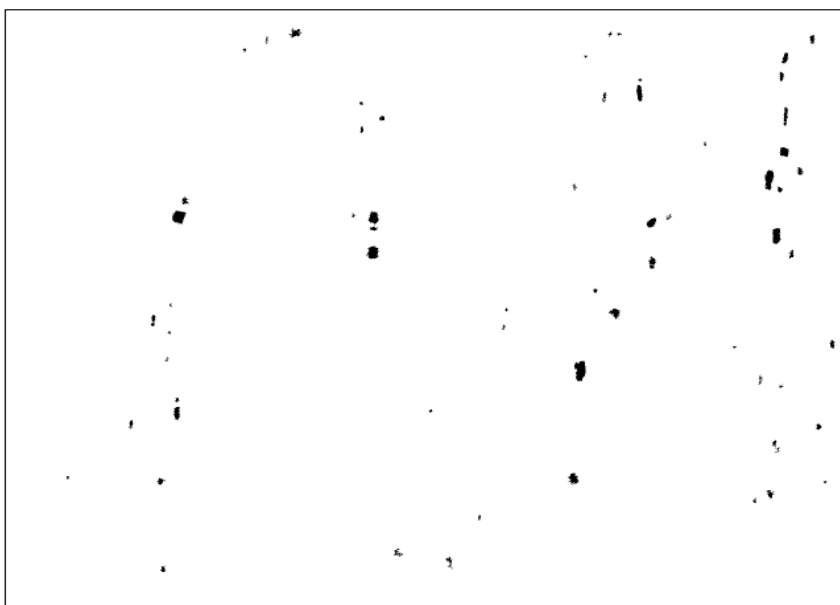


Figura 4.17: Amostra do fio do cabo “B”. Contagem dos precipitados escuros (ricos em Fe-Si). Tamanho mínimo considerado para as partículas 0,10 μm . MEV. 1000x.

Tabela 4.4: Comparação dos precipitados ricos em Fe-Si nas amostras dos fios dos dois tipos de cabo.

Fio	Área [%]	Média	Desvio Padrão	Tamanho Médio [μm]	Média	Desvio Padrão
Cabo “A”	0,594			0,677		
Cabo “A”	0,589	0,573	0,033	0,800	0,769	0,081
Cabo “A”	0,535			0,829		
Cabo “B”	0,498			0,574		
Cabo “B”	0,585	0,514	0,065	0,769	0,673	0,098
Cabo “B”	0,459			0,677		

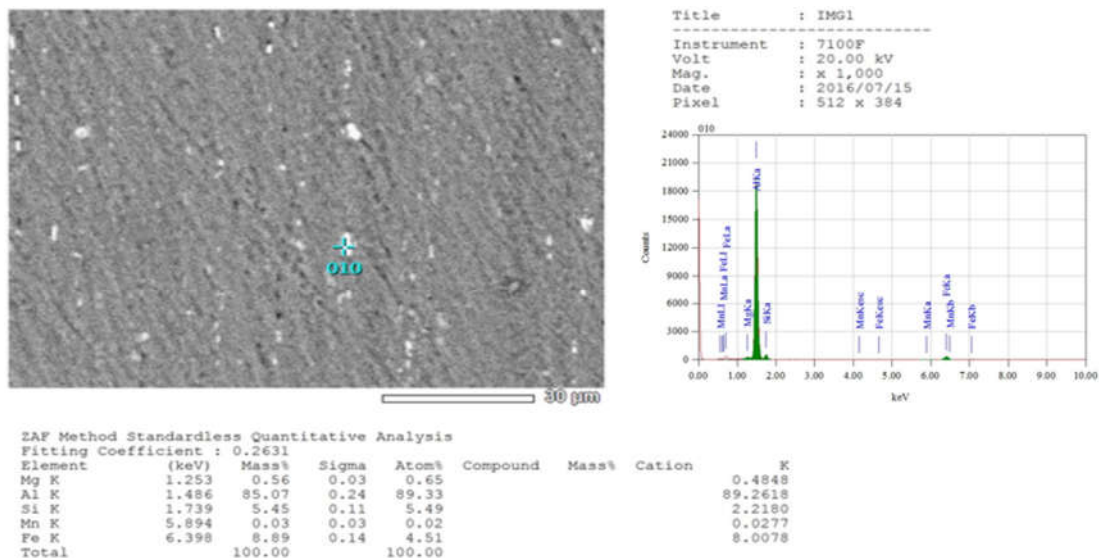


Figura 4.18: Imagem do fio utilizando o recurso retroespalhado e análise de composição química, utilizando o EDS, de um precipitado branco. MEV. 1000x.

Os principais responsáveis pelo endurecimento da liga 6xxx, as partículas de ricas em Mg-Si, não puderam ser observadas pela microscopia eletrônica de varredura devido ao seu tamanho manométrico, porém a partir da literatura é sabido que quando distribuídas de maneira homogênea na matriz e apresentando tamanho ideal, são capazes de travar o movimento das discordâncias, aumentando a resistência da liga. Sua observação é possível com a utilização de um microscópio eletrônico de transmissão. Estas partículas grosseiras ricas em Fe-Si encontradas nas análises do fio do cabo “A” pode ser uma justificativa para o pior comportamento em fadiga e maior dispersão dos resultados de vida em fadiga uma vez que tais partículas podem agir como concentradores de tensão e criar novos sítios de nucleação de trincas, conforme trabalho de (YI, GAO, LEE, 2004).

4.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS E TRATAMENTO TÉRMICO

Ensaio de tração uniaxial foram realizados em fios de alumínio dos cabos condutores A e B, visando avaliação comparativa das propriedades mecânicas a frio. Os resultados obtidos, mostrados nas Tabs. 4.5, 4.6 e 4.7, demonstram que o fio do cabo “A” possui propriedades mecânicas inferiores, apesar do processo de fabricação ter sido supostamente idêntico.

Os fios do cabo “B” superam os fios do cabo A em aproximadamente 7% no limite de escoamento, 10% no limite de resistência à tração e 23% no alongamento. Estes valores

discrepantes nas propriedades mecânicas estáticas podem ter correlação com as diferenças observadas nos resultados dos ensaios dinâmicos com os cabos condutores, onde o cabo A teve um desempenho inferior no ensaio de fadiga. Tendo em vista que ambos os condutores foram confeccionados com a liga 6201, conforme demonstrado por análises químicas efetuados em ambos os materiais, a diferença está associada ao tratamento térmico efetuado no processo de fabricação, principalmente na fase de envelhecimento. Os gráficos gerados dos ensaios com carregamento de tração uniaxial encontram-se no Anexo I deste trabalho.

Tabela 4.5: Resumo do limite de escoamento dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.

Resumo Limite de Escoamento				
Cabo	Amostra	Limite de Escoamento (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
"A"	Fio 1	295	299	7,8
	Fio 2	294		
	Fio 3	308		
"B"	Fio 1	303	320	23,9
	Fio 2	309		
	Fio 3	347		

Tabela 4.6: Resumo do limite de resistência dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.

Resumo Limite de Resistência				
Cabo	Amostra	Limite de Resistência (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
"A"	Fio 1	304	309	8,3
	Fio 2	304		
	Fio 3	318		
"B"	Fio 1	327	340	17,2
	Fio 2	333		
	Fio 3	360		

Tabela 4.7: Resumo do alongamento dos fios dos cabos condutores quando submetidos a ensaios com carregamento de tração uniaxial.

Resumo Alongamento				
Cabo	Amostra	Alongamento (%)	Média (%)	Desvio Padrão
"A"	Fio 1	7,2	7,5	0,89
	Fio 2	6,8		
	Fio 3	8,5		
"B"	Fio 1	10,6	9,2	1,23
	Fio 2	8,2		
	Fio 3	8,9		

Na Tab. 4.8 encontram-se os resultados dos ensaios de dureza Vickers, com a carga de 5 Kgf, feitos nos fios dos cabos antes dos tratamentos de solubilização e envelhecimento, na condição S0, ou seja, como recebidos

Tabela 4.8: Resultados dos ensaios de dureza Vickers feitos nos fios dos cabos antes da realização dos tratamentos térmicos.

Dureza Vickers – S0						
Cabo	Ensaio	d_h (μm)	d_v (μm)	Dureza	Média	Desvio Padrão
"B"	Ensaio 1	295,7	301,1	103,9	102,95	1,41
	Ensaio 2	308,8	294,4	101,9		
"A"	Ensaio 1	306,1	318,9	94,9	90	6,93
	Ensaio 2	334,1	325,9	85,1		

Dos resultados de dureza, tem-se que os fios do cabo "B" apresentaram uma dureza em torno de 13% superior à do cabo "A". Investigações de cunho teórico e empírico tem resultado em boas relações quantitativas entre dureza e outras propriedades mecânicas, como por exemplo, resistência a tração, limite de escoamento, resistência à fadiga e fluência (ASM Vol.8, 2000). Estas relações também já foram observadas em outro trabalho (MAY, et al. 2010), que

identificou um aumento da dureza e resistência à tração quando utilizado um tratamento térmico adequado.

Foram efetuados tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em algumas amostras de fios do cabo condutor “A”, visando avaliar a influência destes tratamentos na dureza das amostras em cada condição de tratamento selecionada.

A Tabela 4.9 apresenta os valores de dureza Vickers dos fios do condutor A após tratamentos térmicos. Foram efetuados dois ensaios de determinação da dureza para cada condição.

Tabela 4.9: Dureza Vickers média obtida após tratamentos térmicos realizados em fios do cabo condutor “A”.

Dureza Vickers – Após tratamentos térmicos				
Tratamento térmico	Ensaio	Dureza	Média	Desvio Padrão
S1E0	1	67,7	67,9	0,28
S1E0	2	68,1		
S1E1	1	90,7	90,0	0,99
S1E1	2	89,3		
S1E2	1	97,7	98,75	1,49
S1E2	2	99,8		
S2E0	1	56,3	54,9	1,98
S2E0	2	53,5		
S2E1	1	80	82,5	3,54
S2E1	2	85		
S2E2	1	90,8	87,5	4,67
S2E2	2	84,2		

A figura 4.19 apresenta os valores de dureza Vickers em função do tempo de envelhecimento, para duas condições de solubilização distintas.

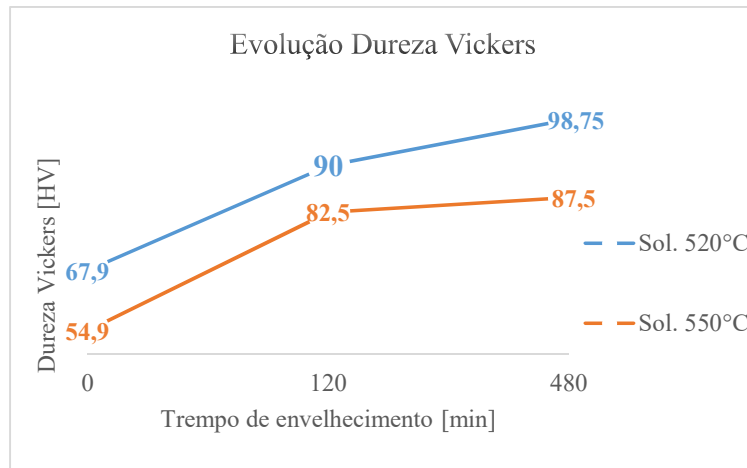


Figura 4.19: Evolução da dureza Vickers nas amostras dos fios do cabo “A” em função do tempo de envelhecimento.

Dos resultados obtidos de dureza, apresentados na Tab. 4.9, pode-se constatar que houve um aumento da dureza com o aumento do tempo de envelhecimento para ambas as temperaturas de solubilização. Porém melhores resultados foram obtidos quando utilizada a temperatura de solubilização de 520° C, indicando ser esta uma temperatura que somada com um envelhecimento a 170° C, produz os melhores resultados de dureza. Pode-se perceber que nas primeiras 02 horas – 120 minutos – de envelhecimento acontece um aumento da dureza de maneira mais rápida para as duas temperaturas de solubilização, conforme mostrado no gráfico da Fig. 4.19. Segundo investigações já feitas por (MURAYAMA e HONO, 1999), este evento é explicado pela mais rápida velocidade de precipitação, evoluindo rapidamente para precipitados do tipo β'' .

Foi possível perceber que após a solubilização a 520° C e envelhecimento de 08 horas – 480 minutos – houve um aumento na dureza dos fios de condutor A em cerca de 10%, quando comparado com a condição como S0 (como recebido), indicando que o material S0 possa estar apresentando super envelhecimento. Com o aumento do tempo de envelhecimento até certo ponto e o correspondente aumento da dureza, espera-se que ocorra aumento em algumas propriedades mecânicas tais como tensão de escoamento e da resistência à tração. Já para materiais super envelhecidos estas propriedades voltam a sofrer redução devido a formação de aglomerados de precipitados. A resistência à fadiga foi relacionada, em alguns trabalhos, à resistência à tração (IMAM *et al.*, 2014). O super envelhecimento produz precipitados metaestáveis que são incoerentes com a matriz de alumínio, pouco distribuídos e de maiores

tamanhos que não conseguem travar o movimento das discordâncias reduzindo a resistência mecânica do material.

Na temperatura de solubilização de 580° C foram medidas durezas menores que as encontradas para a temperatura de solubilização de 520° C. Uma explicação para tal fato pode estar no processo de difusão (MAY *et al.*, 2010).

A formação da solução sólida não foi efetiva para a temperatura de 580° C, resultando em menores valores de dureza.

Após análises dos resultados de dureza, foram realizados tratamentos de envelhecimento em fios do cabo “A”, da maneira entregue pelo fabricante (S0), e seus resultados encontram-se na Tab. 4.10.

Tabela 4.10: Dureza Vickers média obtida após tratamentos térmicos realizados em fios do cabo condutor “A” da maneira entregue pelo fabricante.

Dureza Vickers – Após tratamentos térmicos				
Tratamento térmico	Ensaio	Dureza	Média	Desvio Padrão
S0E1	1	79,1		
S0E1	2	79,0	78,60	0,78
S0E1	3	77,7		
S0E2	1	63,1		
S0E2	2	64,5	63,43	0,95
S0E2	3	62,7		

Os resultados apresentados das medições de dureza para o tratamento térmico nos fios S0 retrataram uma diminuição da dureza com o aumento do tempo de envelhecimento, cerca de 12% para o envelhecimento de 120 minutos e cerca de 29% para o envelhecimento de 480 minutos. O fato leva a crer que o material utilizado nos fios do cabo “A” possa já ter passado o pico de dureza e esteja em processo de declive de dureza, devendo este estar ligado ao super envelhecimento da liga, e conseqüentemente ao tratamento térmico sofrido pelo material. Este comportamento de decréscimo da dureza é esperado quando os precipitados responsáveis pelo endurecimento da liga já não estão em fase coerente com a matriz e não se encontram bem distribuídos dentro da matriz de alumínio, não conseguindo desta forma travar de maneira adequada o movimento das discordâncias. No trabalho realizado por (SCHWERDT *et al.*, 2014) em duas ligas de alumínio, da série 6xxx, sujeitas a ensaios de fadiga mostraram que a melhor

resistência à fadiga está relacionada com precipitados da zona GP-I, também conhecidos como a fase β'' . O autor (MAY *et al.*, 2010) relata em seu trabalho que a melhoria da vida em fadiga pode estar relacionada com o fato dos finos precipitados espalhados na matriz de alumínio, conseguido através do tratamento térmico, serem capazes de interromper a propagação das trincas formando barreiras microestruturais.

Trabalhos desenvolvidos referentes à influência dos tratamentos térmicos no comportamento da vida em fadiga e comportamento da fratura em ligas de alumínio, como os de (MAY *et al.*, 2014; IMAM *et al.* 2015), mostraram existir uma relação entre as temperaturas e tempo dos tratamentos térmicos em termos de vida em fadiga, conseguindo notáveis melhoras no desempenho em ensaios de fadiga. Segundo os autores, se o material ficar exposto ao tratamento térmico por muito tempo traz efeitos significantes, especialmente para a vida em fadiga do material, devido ao fato de que são gerados grandes precipitados, aumentando deste modo a interface entre a matriz e os precipitados, e essas interfaces são lugares de grande acúmulo de tensões e são favoráveis para o crescimento de uma trinca. Esses precipitados podem estar relacionados com o crescimento dos precipitados endurecedores da liga, ricos em Mg-Si, que ficam maiores e em menor quantidade com o avanço do processo de envelhecimento. Foi verificado que houve um aumento da vida em fadiga quando aplicado um tratamento térmico correto. Tal fato ocorrendo, segundo (SCHWERDT *et al.*, 2014), devido a mudança que ocorre na microestrutura que antecipa o início da trinca durante ensaios de fadiga.

Acredita-se que os piores resultados referentes a vida em fadiga do cabo “A”, quando comparados com o cabo “B”, estão relacionados com o tratamento térmico efetuado nos fios dos cabos. Os fios do cabo “A” podem ter sofrido um tratamento térmico não adequado e terem sido expostos ao processo de envelhecimento por um tempo maior que o necessário, trazendo malefícios para as propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas. As fases que possivelmente estariam presentes nas mostras dos fios do cabo “A” seriam, β' ou do tipo β que não são apreciadas através da microscopia eletrônica de varredura. Tais fases não são capazes de travar o movimento das discordâncias e, por este motivo, causam considerável redução na resistência mecânica do material, e possivelmente menor resistência à fadiga.

4.4. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO

Neste trabalho de mestrado, não foram realizados estudos de microscopia de transmissão, que demandam agendamento em outro centro de pesquisa e os prazos disponíveis superam o disponível para realização da dissertação de mestrado.

Tendo em vista o tema deverá ter continuidade em estudos subsequentes a nível de doutorado, será apresentada a seguir uma avaliação teórica dos resultados esperados nesta análise microestrutural futura, utilizando o microscópio de transmissão da Universidade de São Carlos.

Neste tópico dos resultados serão apresentados resultados esperados das análises dos fios dos cabos “A” e “B”, em seu estado S0, a serem realizadas em um microscópio eletrônico de transmissão. O objetivo da utilização deste equipamento é obter imagens com melhores níveis de resolução, buscando localizar e caracterizar possíveis precipitados ricos em Mg-Si, responsáveis pelo endurecimento da liga, sua distribuição na matriz de alumínio e seu tamanho. Buscar-se-á também precipitados intermetálicos ricos em Al-Fe-Si, seu formato, tamanho nas fases, tendo em vista sua possível influência no comportamento mecânico das ligas de alumínio.

A hipótese a ser demonstrada é a possível existência nas amostras de fios do cabo “A” de precipitados ricos em Mg-Si (β') no formato de varetas, com tamanho nanométrico, sendo os mesmos não muito dispersos na matriz. Pressupõe-se também a presença nestes fios de precipitados em forma de plaquetas, à nível micrométrico (μm), não coerentes com a matriz de alumínio, conhecidos precipitados β . É esperado encontrarem-se pequenas quantidades, ou quase nenhuma do precipitado β' . A visualização de precipitados do tipo β' e β comprovaria o fato de que a liga está em estágio de super envelhecimento, tendo em sua microestrutura precipitados que não mais contribuem para o endurecimento do material, não conseguindo travar a movimentação das discordâncias, devido ao seu maior tamanho e menor quantidade. Nas amostras dos fios do cabo “B” espera-se encontrar precipitados ricos em Mg-Si, mas em sua fase β' bem distribuídos na matriz e alguns da fase β .

Para fins de ilustração, alguns exemplos de imagens de microscopia disponíveis em referências bibliográficas estão apresentados a seguir Na Fig. 4.20a está mostrada uma imagem obtida em microscópio eletrônico de transmissão em uma liga 6xxx contendo a sequência dos precipitados endurecedores. Na continuidade do trabalho apresentado nesta dissertação, espera-se identificar precipitados similares aos tipos mostrados nas Fig. 4.20d, 4.20e e 4.20f, além de precipitados do tipo β .

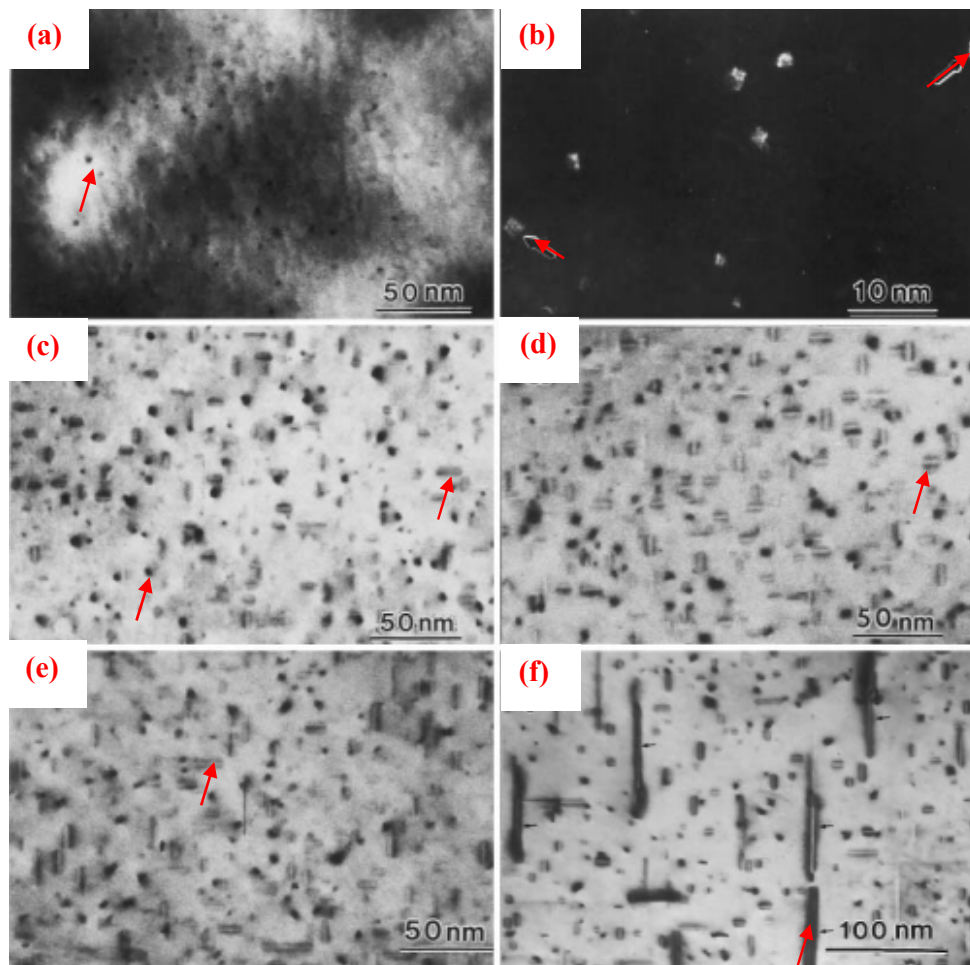


Figura 4.20: Imagens de uma amostra de Alumínio liga (série 6xxx) mostrando os diferentes estágios dos precipitados de Mg-Si durante processo de envelhecimento artificial. (a) aglomerados de Mg e Si bem finos e pequenos são visíveis na estrutura (setas vermelhas); (b) Aumento da figura (a) com fundo escuro evidenciando os aglomerados; (c) Pequenos precipitados de β'' se formando; (d) Precipitados do tipo β'' (formato de agulha) com tamanho de 10-15 nm; (e) Precipitados mais grosseiros que em (d); (f) Precipitados grosseiros, mostrando a fase β' (formato de vareta) (EDWARDS et al., 1998).

Com relação aos precipitados intermetálicos ricos em Al-Fe-Si, existe a possibilidade de se encontrarem nas amostras do fio do cabo “A”, precipitados duros e frágeis do tipo β - Al_3FeSi que aparecem em formas de agulha ou em placas na microestrutura. Esses precipitados possuem uma força de ligação relativamente baixa com a matriz e as regiões interfaciais entre esta fase e as matrizes tornam-se bastante propensas a nucleação de trincas. Além disso, as

arestas desta fase introduzem concentração de tensões na matriz da liga. Na Fig. 4.21 está mostrada uma fase intermetálica β -Al₅FeSi envolta na matriz de alumínio. Estas fases introduzem fortes tensões na matriz, o que é demonstrado pelos contornos de deformação presentes no alumínio próximo à interface, vistos na Fig. 4.22a (MULAZIMOGLU et al., 1996). Já no cabo “B” espera-se encontrar precipitados do tipo α -Al₈Fe₂Si, mostrado na Fig. 4.19b. A partir da Fig. 4.22b pode-se observar a diferença a interface entre o precipitado e a matriz, diferente da interface encontrada para o precipitado β -AlFeSi. Ao contrário da fase β , a fase α não apresenta interface áspera ou difusa no contato com a matriz (MULAZIMOGLU et al., 1996). Assim segundo o autor, é metalurgicamente preferível a fase α -AlFeSi, uma vez que a mesma exerce um efeito menos nocivo sobre as propriedades mecânicas de resistência que a fase β -AlFeSi. Estes efeitos são devido ao seu formato mais compacto e sua interface mais difusa na matriz de alumínio. As formas mais compactas apresentam menor concentração de tensão interna do que o formato de agulha afiada da fase β . Além disso, quanto mais difusa a fase α implica em uma ligação de interface mais forte, resultando em maior resistência.

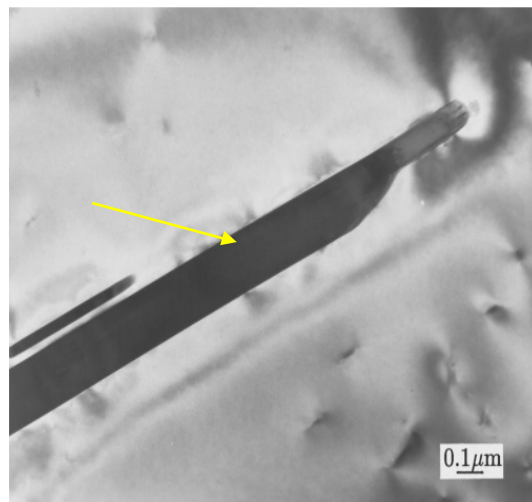


Figura 4.21: Imagem de uma amostra de alumínio 6201 mostrando uma fase intermetálica β -Al₅FeSi (seta) em formato de agulha e ao seu redor a matriz de alumínio (MULAZIMOGLU et al., 1997).

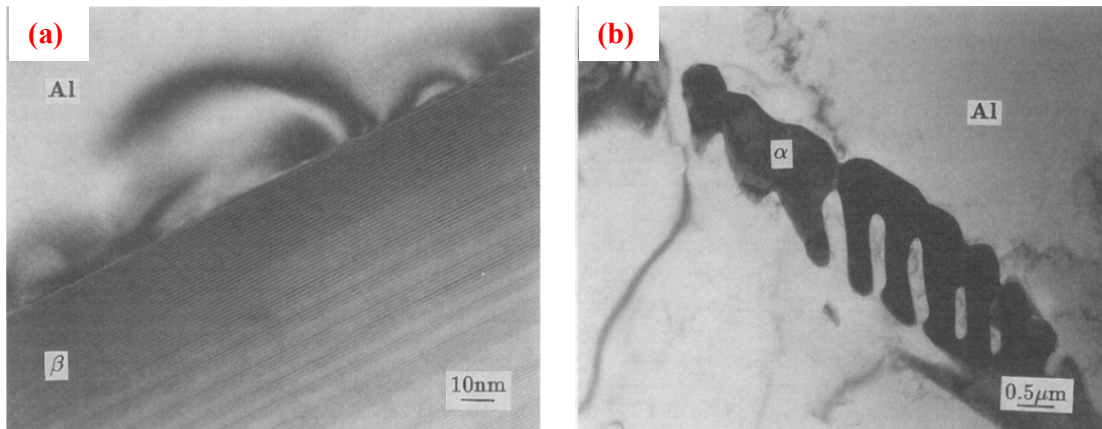


Figura 4.22: (a) Interface entre o precipitado β -AlFeSi e a matriz de alumínio mostrando evidências de tensão. (b) interface entre o precipitado α -AlFeSi e matriz mostrando que o mesmo não possui tensões na interface (MULAZIMOGLU *et al.*, 1996).

Visto que os fios do cabo “A” possuem uma menor resistência à tração, precipitados secundários de maior tamanho e em maior quantidade, quando comparadas com os fios do cabo “B”, uma análise mais detalhada sobre a influência desses precipitados na vida em fadiga do cabo deve ser realizada. Verificando se durante ensaios de fadiga em cabos, esses precipitados contribuem para uma mais rápida propagação da trinca e possíveis reduções na resistência à fadiga.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

O presente trabalho procurou estudar o comportamento à fadiga dos cabos condutores “A” e “B”, utilizados em linhas condutoras de energia elétrica e submetidos a condições de carregamentos dinâmicos similares as observadas em linhas de transmissão reais. Sendo os fios fabricados com fios do mesmo material – alumínio liga 6201 – e submetidos aos mesmos tratamentos térmicos. Nesse sentido foi desenvolvido um programa experimental para a geração das curvas de previsão de vida (S-N) dos cabos em várias amplitudes de deslocamento, e a partir dos resultados obtidos constatou-se:

- i. Vidas em fadiga inferiores para o cabo condutor “A”, ficando abaixo a curva de segurança proposta por CIGRÉ (CSBL), obtendo vidas bem menores – cerca de 3 vezes – quando comparado com o cabo condutor “B” e apresentando resultados muito dispersos.

Tendo em vista que os dois cabos condutores são, teoricamente, fabricados nas mesmas condições de processamento, efetuou-se uma análise detalhada de falha e caracterizações mecânicas e microestruturais dos fios de ambos os cabos, visando identificar as possíveis causas das diferenças observadas no ensaio de fadiga. Para esta finalidade, fez-se uso de análises fractográficas, determinação de composição química, avaliação de propriedades mecânicas dos fios antes e após os tratamentos térmicos, e análises microestruturais no intuito de explicar o pior desempenho do cabo “A”. Com base nos resultados obtidos nessas análises, concluiu-se que:

- ii. Das análises fractográficas realizadas nos fios dos cabos em microscópio eletrônico de varredura, verificou-se que os fios de ambos os cabos apresentaram características condizentes com processo de fadiga, ocorrendo a nucleação da trinca no ponto de restrição de movimento do cabo (marcas de *fretting*) e tipos de quebra “quasi-plana”, “em V” e “orelha-de-lobo”.
- iii. As amostras fraturadas apresentam *dimples* equiaxiais, resultado de fraturas dúcteis, na direção de maior carregamento, ou seja, o carregamento de tração. Devido à complexidade dos carregamentos não foi possível, baseando-se nas imagens fractográficas, estabelecer com precisão as causas do comportamento diferenciado dos fios em termos de vida em fadiga.
- iv. Pode-se verificar, através das imagens topográficas obtidas por elétrons retroespalhados do microscópio eletrônico de varredura, que as amostras do cabo “B” apresentavam precipitados de Al-Fe-Si com formato mais arredondado e eram menores dos que as encontradas nos fios do cabo “A”. Estas imagens são indicativas de que o tratamento térmico de solubilização realizado nos fios do cabo “A” não foi efetivo para que as partículas de Fe entrassem em solução sólida. Dependendo da fase desses precipitados, pode haver contribuição para o decréscimo da resistência à fadiga dos fios e conseqüentemente dos cabos, gerando locais propícios para a nucleação e propagação de uma trinca. Análises com microscópio de transmissão se fazem necessárias para a identificação mais precisa da fase dos precipitados, β ou α .
- v. Das análises das propriedades mecânicas, pode-se constatar que o cabo “A” apresenta pior desempenho nas propriedades mecânicas estáticas de dureza, resistência à tração, limite de escoamento e alongamento quando comparado com os fios do cabo “B”. Este desempenho tem forte correlação com possíveis diferenças nos tratamentos termomecânicos aplicados aos dois cabos condutores, tendo em vista a similaridade na composição química de ambos os fios.
- vi. Verificou-se que existe uma combinação temperatura de solubilização\tempo de envelhecimento onde a dureza do fio do cabo “A” se assemelha com a dureza do fio do cabo “B”. A solubilização a 520° C se mostrou mais efetiva que a solubilização de 580° C alcançado maiores valores na dureza. Esta melhora está correlacionada à solubilização mais efetiva nesta temperatura.
- vii. Pode-se concluir que o tratamento térmico bem feito é de extrema importância para que a liga possa alcançar as características desejadas, ou seja, precipitados finos, pequenos,

espalhados e coerentes com a matriz. Desta forma deve ser tomado grande precaução quanto à solubilidade das partículas endurecedoras e o tempo necessário para que essas partículas possam alcançar tamanho e quantidade ideais – precipitado do tipo β'' .

Em suma pode-se concluir que o comportamento anormal da vida em fadiga do cabo “A”, se dá devido à pior resistência à fadiga de seus fios, gerada a partir de um tratamento térmico conduzido de forma ineficiente no cabo “A”. Com este tratamento, as partículas endurecedoras da liga – partículas β'' – não se distribuíram de forma dispersa e homogênea na matriz de alumínio. Estas partículas formaram aglomerados heterogeneamente distribuídos e não contribuíram de forma efetiva no travamento das discordâncias e na manutenção das propriedades mecânicas.

Por fim, destaca-se que o desenvolvimento deste projeto de pesquisa permitiu aprimorar a compreensão quanto ao comportamento em fadiga dos cabos condutores, fabricados com alumínio liga 6201, e utilizados em linhas de transmissão aéreas no que diz respeito à qualidade do material envolvido. Projetos de pesquisa desta natureza possibilitam, tanto às concessionárias de distribuição de energia elétrica quanto aos fabricantes dos cabos, verificar a importância da investigação da qualidade dos materiais em todos os seus processos de fabricação. Essa apuração irá gerar mais confiabilidade e segurança aos usuários e aos fornecedores, evitando, assim, acidentes e melhorando previsões de manutenção.

PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- i. Realizar diferentes tratamentos térmicos nos fios dos cabos condutores, variando parâmetros de tratamentos térmicos a fim de caracterizar suas propriedades mecânicas através de ensaios de fadiga uniaxial nos fios e ensaios de tração, correlacionando as propriedades dos fios com o comportamento dos cabos em ensaios com carregamentos cíclicos.
- ii. Investigar as superfícies de fratura dos fios dos cabos ensaiados sob fadiga, no microscópio eletrônico de varredura, à procura de padrões sobre a contribuição de partículas secundárias para o avanço da trinca ou na criação de outros sítios de nucleação.

- iii. Verificar em amostras de fios de cabos condutores com e sem tratamento térmico, por meio da microscopia eletrônica de transmissão, precipitados ricos em Mg-Si relativos à dureza da liga 6201 e precipitados ricos em Al-Fe-Si e suas fases de forma a elucidar o seu comportamento na microestrutura quanto à resistência à fadiga dos cabos.

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABRAHÃO, R. R. R. et al. Fadiga de Materiais – Uma Revisão Bibliográfica. VIII Encontro Interno, XII Seminário de Iniciação Científica, Uberlândia, MG, 2008.

AGGARWAL R.K., JOHNS A.T., JASBEWSU, J.; “An Overview of the Condition Monitoring of Overhead Lines,” Electric Power Systems Research 2000; 53:15-22.

ALUMINUM ASSOCIATION, “International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys,” Registration Record Series, Teal Sheets, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing Definitions of Terms Relating to Fatigue. Philadelphia, PA: Annual Book of Standards, ASTM, 1996.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol.2. Ohio, USA: ASM International, 1990.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Heat Treating, Vol.4. Ohio, USA: ASM International, 1991.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Fractography, Vol.12. Ohio, USA: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Metallography and Microstructures, Vol.9. Ohio, USA: ASM International, 1992.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Fatigue and Fracture, Vol.19. Ohio, USA: ASM International, 1996.

AMERICAN SOCIETY OF MATERIALS. ASM Metals Handbook: Failure Analysis and Prevention, Vol.11. Ohio, USA: ASM International, 2002.

ANDERSEN, S. J. et al. The Crystal Structure of the β Phase in the Al-Mg-Si Alloys. Acta Materialia, v. 9, p. 3283–3298, 1998.

ANEEL, A. N. de E. E. BIG – Banco de Informações de Geração. Jan/2016. Disponível em: <<http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/capacidadebrasil.cfm>>.

AZEVEDO, C. R. F. et al., “Fretting Fatigue in Overhead Conductors: Rig Design and Failure Analysis of a Grosbeak Aluminium Cable Steel Reinforced Conductor,” Engineering Failure Analysis, v. 16, p. 136–151, 2009.

AZEVEDO, C.R.F., CESCÓN, T.; “Failure Analysis of Aluminum Cable Steel Reinforced (ACSR) Conductor of the Transmission Line Crossing the Paraná River,” Engineering Failure Analysis, v. 9, pp. 645-664. 2002.

BASQUIN, O. H., “The Exponential Law of Endurance Tests,” Proceedings of ASTM, v. 10(II), p. 625–630, 1910.

BEACHEM, C. D. The Effects of Crack Tip plastic Flow Directions Upon Microscopic Dimple Shapes. Metallurgical Transactions A, vol. 6A, p. 377–383, 1975.

BELLORIO, M. B. Revisão Sobre os Critérios de Fadiga para Cabos Condutores de Energia e Uso de Metodologia para Estimativa de Sua Vida Remanescente: Dissertação (Mestrado). Brasília, DF, 1991.

BIDMESHKI, C.; ABOUEI, V.; SAGHAFIAN, H.; SHABESTARI, S.G.; NOGHANI, M.T.; “Effect of Mn Addition on Fe-Rich Intermetallics Morphology and Dry Sliding Wear Investigation on Hypereutectic Al-17.5%Si Alloys,” *Journal of Materials Research and Technology*, v. 5(3), pp. 250-258. 2016

BRANCO, C. M.; FERNANDES, A. A.; CASTRO, M. S. T., “Fadigas de Estruturas Soldadas,” Lisboa, Portugal: Ed. Gulbenkian, 1986.

CIGRE SC22, WG04. Guide for Endurance Tests of Conductors Inside Clamps, *Electra*, 100, 1985.

CIGRE SC22, WG04 – 02. Guide for Endurance Tests of Conductors Inside Clamps, *Electra*, 63, 1979.

COUPER, M. J.; COOKSEY, M.; RINDERER, B. Effect of Homogenisation Temperature and Time on Billet Microstructure and Extruded Properties of Alloy 6061. In: . 7th Australian Asian Pacific Conference, Austrália, 2001.

DA SILVA, B.L.; FERREIRA, J.L.A.; OLIVEIRA, F.; ARAÚJO, J.A.; Influence of Mean Stress on the Fatigue Strength of A743 CA6NM Alloy Steel. *Frattura ed Integrità*, v. 14, pp. 17-26. 2010.

DEDAVID, B. A.; GOMES, C.; MACHADO, G. Microscopia Eletrônica de Varredura – Aplicações e Preparação de Amostras. Centro de Microscopia Eletrônica e Microanálise (CEMM), Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul (PUCRS), Porto Alegre, RS, 2007.

DOWLING, N. E. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue. 2nd SAE Brasil International Conference on Fatigue, São Paulo, SP, 2004.

DOWLING, N. E.; CALHOUN, C. A.; ARCARI, A. Mean Stress Effects in Stress-life Fatigue and the Walker Equation. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, v. 32, n. 3, p. 163–179, 2009.

DUMONT, D.; DESCHAMPS, A.; BRECHET, Y. On the Relationship Between Microstructure, Strength and Toughness in AA7050 Aluminum Alloy. v. 356, p. 326–336, 2003.

EDWARDS, G.A.; STILLER, K.; DUNLOP, G.L.; COUPER, M.J., “The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si Alloys,” *Acta Mater.*, v. 46, n° 11, pp. 3897-3904, 1998.

EGERTON, R. F. *Physical Principles of Electron Microscopy: An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Edmonton, Alberta, Canada, 2005.

EPRI - ELECTRIC POWER RESEARCH INSTITUTE. *The orange book*. Palo Alto, CA, 1979.

EUROPEAN ALUMINUM ASSOCIATION, “Aluminium in Cars: Unlocking the Light-Weighting Potencial,” 2015.

FADEL, A. A., *Avaliação do Efeito de Tracionamento em Elevados Níveis de EDS Sobre a Resistência em Fadiga do Condutor IBIS (CAA 397,5 MCM)*. Tese (Doutorado) — Universidade de Brasília, Brasília, DF, 2010.

FADEL, A.A.; ROSA, D.; MURÇA, L.B.; FERREIRA, J.L.A.; ARAÚJO, J.A., “Effect of High Mean Tensile Stress on the Fretting Fatigue Life of an IBIS Steel Reinforced Aluminium Conductor,” *International Journal of Fatigue*, v. 42, pp. 24-34. 2002.

FEDDERSEN C. E., "Fatigue Crack Propagation in D6AC Steel Plate for Several Flight Load Profiles in Dry Air and JP-4 Fuel Environments," AFML-TR-72-20, Battelle Memorial Institute, 1972.

FETT, G., *Testing for Fatigue*, *Adv. Mater. Process.*, p. 37, 1999.

FERREIRA, J. L. A. et al. *Determinação da Curva de Fadiga do Cabo ASCR 636 MCM Grosbeak*. IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Recife, PE, 2006.

FONSECA, B. Q. A.; CIMINI JR., C. A., Análise de Vida Útil de Cabos Condutores de Linhas Aéreas de Transmissão. Uberlândia, MG: [s.n.], 2003.

FRONTIN, S. O. et al. Prospecção e Hierarquização de Inovações Tecnológicas Aplicadas a Linhas de Transmissão. Teixeira Gráfica e Editora, 2010.

FUCHS, R. D. et al. Projetos Mecânicos de Linhas Aéreas de Transmissão. Brasil: Editora Edgard Blucher Ltda., 1992.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. LTC - Livros Técnicos e Científicos. Rio de Janeiro, RJ, 2000.

HORTÊNCIO, T. M. O. S. Ensaio de Fadiga sob Condições de Fretting com o cabo CAA 397,5 MCM – IBIS. Dissertação (Mestrado). Brasília, DF, 2009.

HENRIQUES, A. M., Bancada de Ensaio Mecânicos à Fadiga de Cabos Condutores de Energia. Tese (Doutorado). Brasília, DF, 2006.

IEEE, STANDARD 1368. Guide for Aeolian Vibration Field Measurement of Overhead Conductors Status: Active, 2006.

IEEE, STANDARD 563. Guide on Conductor Self-Damping Measurements, 1978.

IMAM, M.F.I.A.; RAHMAN, M.S.; KHAN, M.Z.H., “Influence of Heat Treatment on Fatigue and Fracture Behaviour of Aluminium Alloy,” Journal of Engineering Science and Technology, v. 10, n° 6, pp. 730-742, 2015.

JI, S.; YANG. W.; GAO, F.; WATSON D.; FAN, Z.; “Effect of Iron on the Microstructure and Mechanical Property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si Diecast Alloys,” Materials Science & Engineering A, v. 564, pp. 130-139. 2013.

KALOMBO, R.B.; MARTÍNEZ, J.M.G.; FERREIRA, J.L.A.; DA SILVA, C.R.M.; ARAÚJO, J.A.; “Comparative Resistance of Overhead Conductors Made of Aluminium and Aluminium Alloy: Test and Analysis,” 6th Fatigue Design Conference, Fatigue Design. 2015.

KALOMBO, R.B.; ARAÚJO, J.A.; FERREIRA, J.L.A.; DA SILVA, C.R.M.; ALENCAR, R.; CAPRA, A.R.; “Assessment of the Fatigue Failure of an All Aluminium Alloy Cable (AAAC) for 230 kV Transmission Line in the Center-West of Brazil,” Engineering Failure Analysis, v. 61, pp. 77-87. 2016.

KERENBAC, H. J.; BOTA FILHO, W. J. Microscopia Eletrônica de Transmissão e Varredura. Sao Paulo: ABM, 1994.

KRUEGER F.E., “In Failure Analysis and Prevention, Metals Handbook,” Vol.10, 8th Ed., ASM International, pp.154-160, 2001.

KUIJPERS, N. C. W. et al. Assessment of Different Techniques for Quantification of Al(FeMn)Si and AlFeSi Intermetallics in AA 6XXX Alloys. Materials Characterization, v. 49, p. 409–420, 2003.

LASSANCE, D. et al. Micromechanics of Room and High Temperature Fracture in 6XXX Al Alloys. Progress in Materials Science, v. 52, p. 62–129, 2007.

LE MAY, I., Metallography in Failure Analysis, J. McCall and P.M. French, Ed., American Society of Metals, 1977.

LINDLEY, T. C. Fretting Fatigue in Engineering Alloys. International Journal of Fatigue, vol. 19, Issue 9, p. S39–S49, 1997.

MADURO-ABREU, A. et al. Prospecção e Hierarquização de Inovações Tecnológicas Aplicadas a Linhas de Transmissão. Brasília, DF: Teixeira Gráfica e Editora, 2010.

MAIA, A.M.P.; “Efeitos dos Ciclos de Solubilização e Envelhecimento no Comportamento da Liga de Alumínio 6101,” Dissertação (Mestrado), Porto, PT, 2012.

MARIOARA, C. D. et al. The Influence of Temperature and Storage Time at RT on Nucleation of the β Phase in a 6082 Al-Mg-Si Alloy. *Acta Materialia*, p. 789–796, 2003.

MARTINS, M. M. M. Estudo do Comportamento das Ligas de Alumínio 6061 e 6082. Dissertação (Mestrado). Aveiro, Portugal, 2008.

MAY, A.; BELOUCHRANI, M.A.; TAHARBOUCHT, S.; BOUDRAS, A., “Influence of Heat Treatment on the Fatigue Behaviour of Two Aluminium Alloys 2024 and 2024 plated,” *Procedia Engineering*, v. 2, pp. 1795-1804, 2010.

MILITARY STANDARDIZATION HANDBOOK. Aluminum and Aluminum Alloys. Washington, USA: Department of Defense, 1966.

MINER, M. A. Cumulative Damage in Fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, p. 159–164, 1945.

MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA. Resenha Energética Brasileira – Exercício 2014, 2015.

MULAZIMOGLU, M.H.; ZALUSKA, A.; GRUZLESKI, J.E.; PARAY, F., “Electron Microscope Study of Al-Fe-Si Intermetallics in 6201 Aluminum Alloy,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, pp. 929-936, 1996.

MULAZIMOGLU, M.H.; ZALUSKA, A.; PARAY, F.; GRUZLESKI, J.E., “The Effect of Strontium on the Mg_2Si Precipitation Process in 6201 Aluminum Alloy,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28A, pp. 1289-1295, 1997.

MURAYAMA, M.; HONO, K., “Pre-Precipitate Clusters and precipitation Processes in Al-Mg-Si Alloys,” Elsevier. 1999.

MURÇA, L. B. Estudo Experimental do Efeito da Sequência de Carregamento Sobre a Resistência à Fadiga de Cabos Condutores: Dissertação (Mestrado). Brasília, DF, 2011.

- NOWELL, D. An Analysis of Fretting Fatigue. Tese (Doutorado), Oxford University, 1988.
- POLMEAR, I. J. Light Alloys: Metallurgy of the Lights Metals, 1995. London: Metallurgy and Materials Science Series.
- QUADRO, A. L. et al. Efeito da Temperatura de Solubilização nas Propriedades Mecânicas da Liga 6201. São Paulo, SP, 2012.
- RAWLINGS, C. B. Fatigue of Overhead Conductors: Transmission Line Reference Book, Electrical Power Research Institute. Palo Alto, CA, pp.51-81, 1979.
- RIVA, I. R. Análise de Fadiga de Estruturas Metálicas com Ênfase em Offshore. Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, 2004.
- SCHWERDT, D.; PYTTEL, B.; BERGER, C.; OECHSNER, M.; KUNZ, U., “Microstructure Investigations on Two Different Aluminum Wrought Alloys After Very High Cycle Fatigue,” International Journal of Fatigue, v. 60, pp. 28-33, 2014.
- SHEPPARD, T. Extrusion of Aluminum Alloys. Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 1999.
- SHIGLEY, J. E. Projeto de Engenharia Mecânica. Michigan: Ed. Bookman, 2005.
- SILVA, A. M. B. D. Estudo Sobre o Comportamento em Fadiga de Alto Ciclo das Ligas de Alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6. Dissertação (Mestrado). Lorena, SP, 2013.
- TORK CONTROLE TECNOLÓGICO DE MATERIAIS LTDA. Análise da composição química da Liga de Alumínio 6201. São Paulo, SP, 2015.
- UDOMPHOL, T., Mechanical Metallurgy Laboratory – Fatigue Testing, ed. 2012.

VAN VLACK, L. H. Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais, 4ª ed. Rio de Janeiro, RJ: Campus, 1984.

WATANABE, L. Análise da vida à fadiga de cabos condutores de energia submetidos a carregamentos alatórios. Tese (Doutorado) — Univervidade de Brasília, Brasília, DF, 2014.

WORLDWIDE, D. Ducker Worldwide Study: Aluminum Content in Cars (Public Summary). Set/2016. Disponível em: <<http://www.ducker.com/news-insights/ducker-worldwide-study-aluminum-content-cars-public-summary>>.

YI, J.Z.; GAO, Y.X.; LEE, P.D., “Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum–silicon alloy,” *Materials Science and Engineering: A*, v. 386, Issues 1-2, pp. 396-407, 2004.

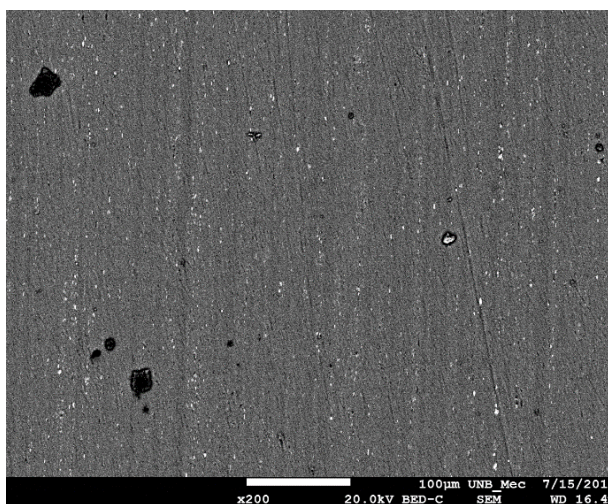
ZHAO, Q.; QIAN, Z.; CUI, X.; WU, Y.; LIU, X.; “Influence of Fe, Si and Homogenization on Electrical Conductivity and Mechanical Properties of Dilute Al-Mg-Si Alloy,” *Journal of Alloys and Compounds*, v. 666, pp. 50-57. 2016.

ZHOU, Z.R.; CARDOUT, A.; GOUDREAU, S.; Fiset, M., “TRIBOLOGY INTERNATIONAL,” Vol.29, nº 3, pp.221-232, 1996.

ZOLIN, I. Análise de Falhas. Colégio Técnico Industrial de Santa Maria, Universidade Fe-deral de Santa Maria, Santa Maria, RS, 2011.

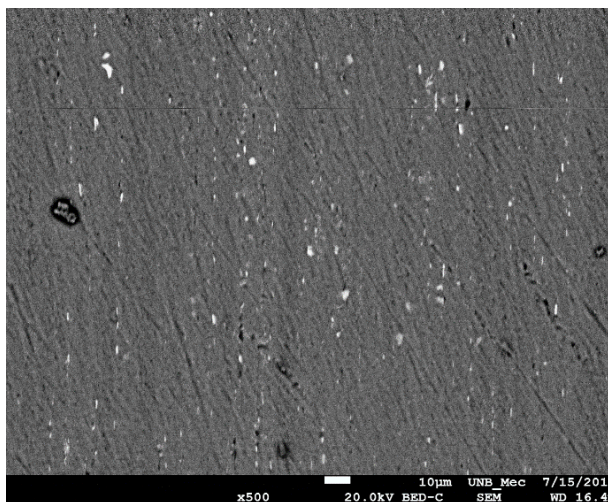
ANEXO I

Imagens de diferentes áreas evidenciando precipitados ricos em Al-Si-Fe.



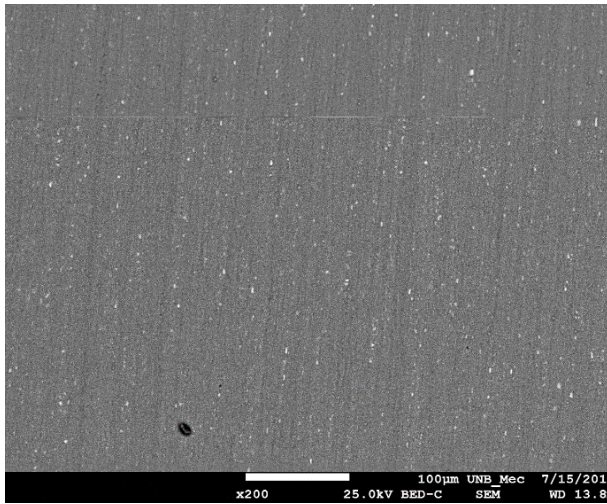
Precipitados	Tamanho Médio [µm]	Área [%]
2352	0,677	0,594

Cabo "A"



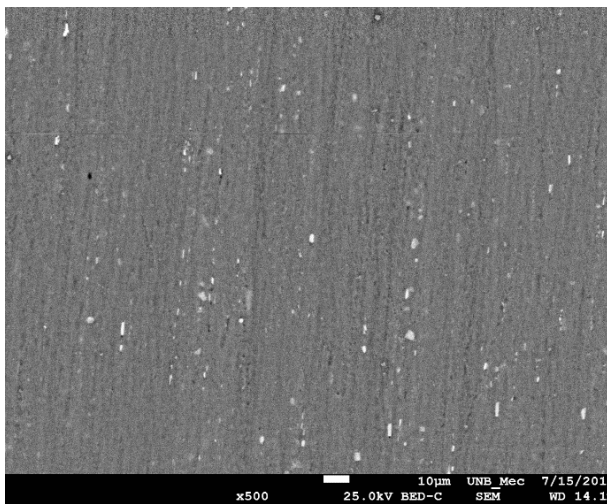
Precipitados	Tamanho Médio [µm]	Área [%]
312	0,800	0,590

Cabo "A"



Precipitados	Tamanho Médio [μm]	Área [%]
2328	0,574	0,499

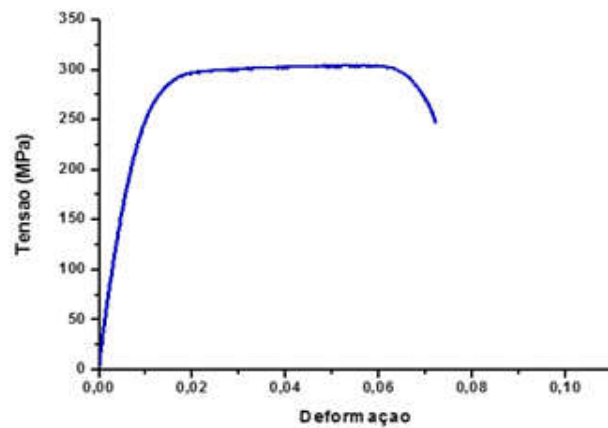
Cabo "B"



Precipitados	Tamanho Médio [μm]	Área [%]
322	0,769	0,586

Cabo "B"

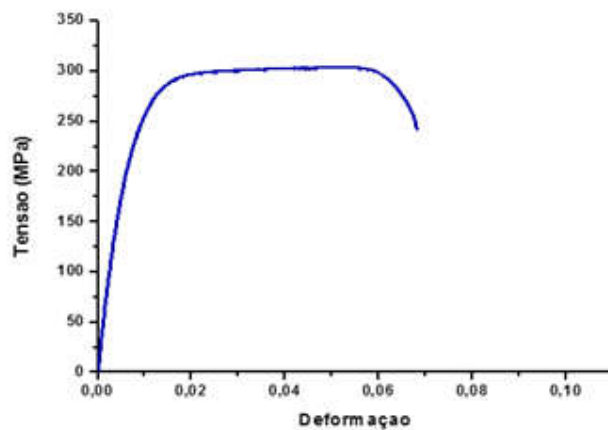
Ensaio das propriedades mecânicas dos fios do cabo “A”



Limite de Escoamento 295 MPa

Limite de Resistência à Tração 304 MPa

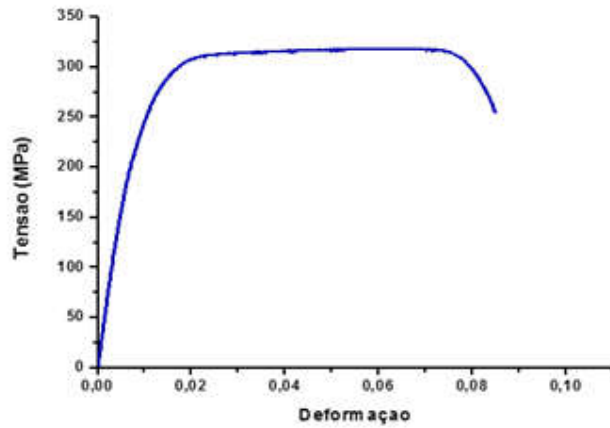
Alongamento 7,2%



Limite de Escoamento 294 MPa

Limite de Resistência à Tração 304 MPa

Alongamento 6,8%

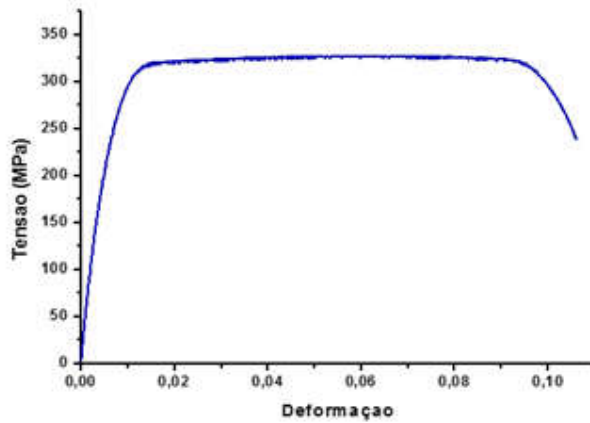


Limite de Escoamento 308 MPa

Limite de Resistência à Tração 318 MPa

Alongamento 8,5%

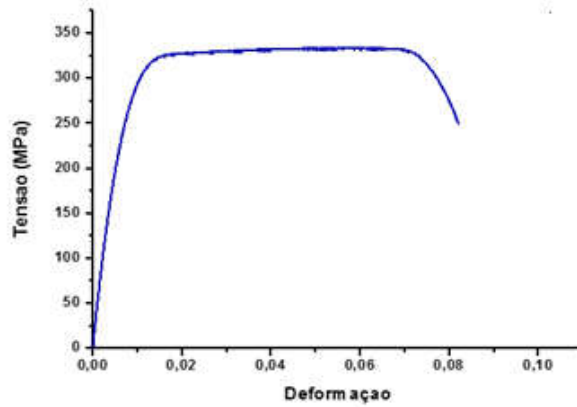
Ensaio das propriedades mecânicas dos fios do cabo “B”



Limite de Escoamento 303 MPa

Limite de Resistência à Tração 327 MPa

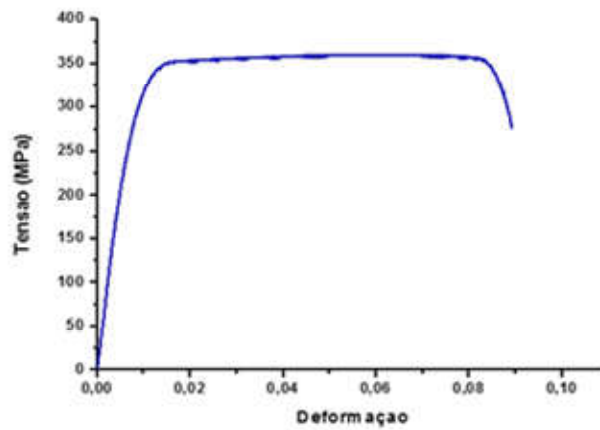
Alongamento 10,6%



Limite de Escoamento 309 MPa

Limite de Resistência à Tração 333 MPa

Alongamento 8,2%



Limite de Escoamento 347 MPa

Limite de Resistência à Tração 360 MPa

Alongamento 8,9%