

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS  
TÉRMICOS NA VIDA EM FADIGA  
E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA  
DE FIOS DE LIGA DE ALUMÍNIO  
6201

GUSTAVO REINKE

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS  
MECÂNICAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA  
MECÂNICA

FACULDADE DE TECNOLOGIA  
UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA VIDA EM  
FADIGA E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE FIOS DE  
LIGA DE ALUMÍNIO 6201

GUSTAVO REINKE

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

TESE DE DOUTORADO EM CIÊNCIAS MECÂNICAS

PUBLICAÇÃO PCMEC.DM - XXX/2021  
BRASÍLIA-DF, 03 DE JUNHO DE 2021.

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA VIDA  
EM FADIGA E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE FIOS  
DE LIGA DE ALUMÍNIO 6201

GUSTAVO REINKE

TESE DE DOUTORADO 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 DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA.

APROVADA POR:

---

Prof. Dr. Cosme Roberto Moreira da Silva (Orientador)

---

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira

---

Prof. Dr. Claudinei dos Santos

---

Prof. Dr. Rodrigo Arbey Muñoz Meneses

BRASÍLIA, 03 DE JUNHO DE 2021.

## FICHA CATALOGRÁFICA

GUSTAVO REINKE

INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA VIDA EM FADIGA E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE FIOS DE LIGA DE ALUMÍNIO 6201

2021, xxxp., 201x297 mm

(ENM/FT/UnB, Doutor, Engenharia Mecânica, 2021) Tese de Doutorado - Universidade de Brasília

Faculdade de Tecnologia - Departamento de Engenharia Mecânica

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

GUSTAVO REINKE (2021) INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA VIDA EM FADIGA E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE FIOS DE LIGA DE ALUMÍNIO 6201. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, Publicação xxx/2021, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, Brasília, DF.

## CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: GUSTAVO REINKE

TÍTULO: INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS NA VIDA EM FADIGA E NA SUPERFÍCIE DE FRATURA DE FIOS DE LIGA DE ALUMÍNIO 6201.

GRAU: Doutor ANO: 2021

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.

Aos meus pais, Dieter e Nara Reinke, a minha esposa Mariana, a minha filha Martina, meus irmãos Cecília, Guinther e Fábio, minha tia Edela, minha oma Elsa e ao meu sogro e sogra, Walter e Janice, por serem grandes apoiadores do meu doutorado. A minha prima Tânia e sua família por todo apoio prestado.

Aos amigos que fiz durante este período de mestrado e doutorado na Universidade de Brasília, o meu muito obrigado pelo companheirismo em todos os momentos.

Ao meu orientador, Dr. Cosme Roberto, e a todos os que de alguma forma contribuíram e apoiaram para o desenvolvimento e conclusão deste trabalho, como os técnicos-servidores e professores da Universidade de Brasília.

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

## RESUMO

Neste trabalho foram avaliados o comportamento à fadiga, a fratura e a superfície fractográfica dos corpos de prova fabricados a partir de fios da liga de alumínio 6201 (Al-Mg-Si), que são utilizados para a fabricação do cabo condutor CAL 900 MCM, com diferentes tratamentos térmicos - T4, T6 e T81 - que variaram diferentes temperaturas de solubilização (470 °C, 490 °C, 510 °C, 530 °C e 550 °C), tipos de envelhecimento (artificial e natural) e diferentes tempos de envelhecimento (4 h, 8 h, 12 h, 16 h, 20 h e 24 h para o envelhecimento artificial e 1500 h e 3000 h para o envelhecimento natural). Neste sentido foi desenvolvido um vasto programa experimental para a obtenção dos diagramas S-N (previsão de vida) dos corpos de prova comparando a vida em fadiga, os tipos de fratura e características das superfícies das quebras para os diferentes tratamentos térmicos. Os resultados mostraram que as temperaturas de solubilização de 510 °C, 530 °C e 550 °C apresentaram os melhores resultados de microdureza, e que aumentavam com o acréscimo do tempo de envelhecimento, levando ao aumento da resistência mecânica e da vida em fadiga dos corpos de prova. Com base nos resultados obtidos para os envelhecimentos natural e artificial, verificou-se que quanto maior o tempo de envelhecimento as propriedades mecânicas de dureza e limite de resistência à tração aumentavam, mostrando que os precipitados endurecedores da liga atuam de maneira eficiente para o travamento, ou dificultam, do movimento das discordâncias, inferindo que as partículas endurecedoras da liga têm papel fundamental no aumento da resistência a fadiga e das propriedades mecânicas estáticas do material. Por outro lado, as análises das fraturas não apresentaram grandes diferenças entre os corpos de prova analisados, onde todos apresentaram *dimples* (característica de uma fratura dúctil) equiaxiais, no sentido da maior tensão, região de propagação macroscópica da trinca e as trincas tendo seu início próximas a superfície. Apesar dos valores de dureza para os corpos de prova tratados com S550A20 e S550A24 (T6) serem semelhantes a dureza obtida nos corpos de prova dos fios como recebido – (tratamento T81), a vida em fadiga entre eles se mostrou bem diferente, inferindo que a etapa de conformação mecânica

(trefilação) sofrida por estes fios desempenha papel fundamental no aumento da vida à fadiga dos corpos de prova.

**Palavras-chave:** Liga de alumínio; Superfície de fratura; Tratamento térmico; Fadiga.



## ABSTRACT

In this research work, the fatigue behavior, fracture and fractography surface of specimens manufactured from aluminum alloy 6201 wires (Al-Mg-Si), taken from the conductor cable AAAC 900 MCM, with different heat treatments - T4, T6 e T81 - ranging from different solubilization temperatures (470 °C, 490 °C, 510 °C, 530 °C and 550 °C), sorts of aging (artificial and natural) and different aging times (4h, 8h, 12h, 16h 20h and 24h for the artificial aging and 1500h and 3000h for the natural aging). In this sense, an vaste experimental program was developed in order to generate the specimens's S-N diagrams (life prediction) comparing fatigue life, types of fracture and breaking characteristics of the different heat treatments. The results showed that at 510 °C, 530 °C and 550 °C solubilization temperatures better microhardness results were obtained, improving along with aging time increasing, leading to mechanical resistance improvement and fatigue life of specimens. Based on the results obtained from natural and artificial aging, it was found that the longer the aging time, the mechanical properties of microhardness and tensile strength limit increased, showing that the alloy's hardening precipitates act efficiently to lock, or hinder, the movement of dislocations, inferring that the alloy's hardening particles had a fundamental role in increasing the fatigue resistance and static mechanical properties of the material. On the other hand, the fracture analyzes did not show any great differences between the specimens, where all presented equiaxial dimples (ductile fracture characteristic), in the direction of the greatest tension, macroscopic crack propagation region and cracks having their beginning underneath the surface. Despite the microhardness values for the specimen S550A20 and S550A24 (T6) being practically similar to the hardness obtained in the specimens of the wires as received - T81 treatment - the fatigue life proved to be quite different, leading to the belief that the mechanical forming (drawing) undergone by these wires plays a fundamental role in increasing the specimens's fatigue life.

**Key-words:** Aluminum Alloy; Fracture surface; Heat treatment; Fatigue.

## LISTA DE FIGURAS

2.1	Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.	16
2.2	Séries das ligas de alumínio com seus principais elementos de liga mostrando as tratáveis e não tratáveis termicamente (da Silva, 2013).	17
2.3	Curvas de envelhecimento com várias temperaturas de envelhecimento para as ligas da série 6xxx (Martins, 2008).	19
2.4	Representação esquemática das etapas envolvidas no processo de endurecimento por precipitação.	19
2.5	(a) Diagrama ternário Al-Mg-Si (Jacobs, 1999 - adaptado) e (b) diagrama pseudo-binário Al-Mg <sub>2</sub> Si.	20
2.6	Linha do tempo mostrando a história do estudo relacionado ao endurecimento por precipitação.	22
2.7	Zonas de G-P resistindo ao movimento das discordâncias (Jacobs, 1999).	24
2.8	Esquema representativo da evolução de resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis (Maia, 2012).	25
2.9	Movimento da discordância em matrizes com diferentes densidades de precipitado (Brynjulfsen, 2015).	28
2.10	Desenho esquemático mostrando a sequência do deslocamento da discordância por dois precipitados fortes (Dieter, 1961 - adaptado).	29
2.11	Desenho esquemático mostrando o processo de corte dos precipitados mais fracos (Brynjulfsen, 2015 - adaptado).	29
2.12	(a) Precipitado coerente e (b) precipitado incoerente (Callister Jr., 2007)	30

- adaptado)	
2.13	Desenho esquemático do efeito do tamanho do grão e interação com as discordâncias (Brynjulfsen, 2015). 31
2.14	Exemplos de curvas S-N, ou Wöhler, para o Al 7075-T6 (Dowling, 1998 - adaptado). 32
2.15	Representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (Fadel, 2010). 33
2.16	Etapas da nucleação e crescimento de uma trinca até a ruptura final (Zolin, 2010). 33
2.17	Estágios de crescimento da trinca no processo de fadiga (Garcia, Alvares e Santos, 2000). 35
2.18	Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio (Branco, Fernandes e Castro, 1999). 36
2.19	Sinais emitidos pela amostra (esquerda) e a relação entre voltagens (direita) (Dedavid, Gomes e Machado, 2007). 37
2.20	Formação de <i>dimples</i> equiaxiais sob carregamento de tração (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado). 39
2.21	<i>Dimples</i> alongados resultado de uma sobrecarga de cisalhamento transversal (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado). 39
2.22	Fratura por clivagem verificada em microscópio eletrônico de varredura (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado). 40
2.23	Marcas de praia na superfície, indicadas pela seta vermelha. A origem da trinca está indicada pela seta preta (Zolin, 2010 – adaptada). 41
2.24	Exemplos de estrias de fadiga (a) frágil e (b) dúctil (Beachem, 1968). 42
2.26	(a) Precipitados bem finos e pequenos são visíveis na estrutura (setas vermelhas); (b) Aumento da figura (a) com fundo escuro evidenciando os precipitados; (c) Pequenos precipitados de $\beta''$ se formando; (d) Precipitados do tipo $\beta''$ (formato de agulha) com tamanho de 10-15 nm; (e) Precipitados mais grosseiros que em (d); (f) Precipitados 43

	grosseiros, mostrando a fase $\beta'$ (formato de vareta) (Edwards <i>et al.</i> , 1998).	
2.26	(a) Precipitados ricos em Mg-Si em uma matriz de alumínio (Edwards <i>et al.</i> , 1998) e (b) Amostra de uma liga de alumínio 6201 mostrando de fase $\alpha$ -AlFeSi e $\beta$ -AlFeSi envoltas da matriz de alumínio (Mulazimoglu <i>et al.</i> , 1996).	44
2.27	Propagação de trinca em uma liga de Al-Cu-Mg com dois tratamentos diferentes, mostrando os desvios do caminho da trinca (Qi Zhao <i>et al.</i> , 2016).	46
2.28	Superfície de uma aço 4330V que sofreu fratura devido ao processo de fadiga (Metals Handbook v.11, 2002).	48
2.29	Influência da direção de máxima tensão ( $\sigma_{\max}$ ) no formato dos <i>dimples</i> formados pela coalescência de microvazios (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado).	50
3.1	Fluxograma dos passos seguidos para o desenvolvimento deste trabalho.	52
3.2	(a) Desenho esquemático do corpo de prova usinado a partir de um fio e (b) dimensões do corpo de proa.	53
3.3	(a) Máquina MTS utilizada para o esticamento dos fios e ensaios de tração; (b) Detalhe das garras da máquina, onde os corpos de prova são colocados e as garras os predem para a realização dos ensaios.	55
3.4	(a) Peçaço do cabo retirado da bobina; (b) Fio retirado do conjunto (cabo) antes do processo de esticamento; (c) Fio, preso pelas garras da máquina MTS, no processo de esticamento; (d) Fio já esticado e pronto para o processo de usinagem.	56
3.5	Corpo de prova após processo de usinagem, com redução da seção de área transversal.	57
3.6	Forno Nabertherm com controlador P310, e câmara com dimensões de 150 mm x 150 mm x 150 mm, utilizado para os tratamentos térmicos	58

	dos fios do cabo condutor “A”.	
3.7	Desenho esquemático do dispositivo para o tratamento térmico dos fios. (a) Desenho feito em AutoCad e (b) Vista isométrica feita no SolidWorks.	59
3.8	Máquina de medição de microdureza Vickers, EmcoTest DuraScan 20, com indentador de diamante e lentes de aproximação de 10x e 40x.	61
3.9	Imagem do microscópio eletrônico de varredura, do Grupo de Fadiga Fratura e Materiais, da Universidade de Brasília, da marca JEOL JFM-7100F, utilizado para as análises dos fios fraturados.	62
3.10	Imagem do microscópio eletrônico de transmissão, FEI Tecnai G <sup>2</sup> F20, utilizado para as análises das amostras tratadas termicamente.	63
4.1	(a) Perfis de rugosidade em um corpo de prova; (b) Imagem com contraste de alturas da medição de rugosidade. Confocal. 50x; (c) Perfil de rugosidade da amostra para um intervalo de 24 mm.	68
4.2	Evolução da microdureza Vickers com o envelhecimento natural.	67
4.3	Evolução da dureza para várias temperaturas de solubilização e tempos de envelhecimento artificial.	68
4.4	Gráfico tensão ( $\sigma$ ) x deformação dos fios termicamente tratados com os seguintes tratamentos (a) S550E0; (b) S550A20; (c) S550N1500 e (d) S550N3000.	71
4.5	Gráfico S-N dos fios “A” e “B”, em log-log.	73
4.6	Gráfico S-N, em escala log-log, dos fios que sofreram os tratamentos térmicos S550A20, S550A8 e S550E0.	78
4.7	Razão entre as vidas a fadiga dos corpos de prova dos fios S550A20 e S550E0.	75
4.8	Gráfico S-N dos fios que sofreram envelhecimento natural com diferentes tempos	76
4.9	Gráfico S-N, em log-log, de fios que sofreram o envelhecimento	77

- artificial por 24 horas.
- 4.10 Gráfico S-N, em log-log, de fios como recebido (T81) e de fios com tratamento térmico S550A20. 78
- 4.11 Razão entre as vidas a fadiga dos corpos de prova dos fios S550A24 e T81. 78
- 4.12 Imagem em MET dos fios “A” e “B” mostrando a distribuição dos precipitados endurecedores. (1) Os precipitados estão mais espalhados no fio “A” e (2) melhor distribuídos no fio “B”. 79
- 4.13 Imagem tratada com o software ImageJ que possibilitou a contagem dos precipitados endurecedores da liga presentes em cada amostra. (1) Fio “B” e (2) fio “A”. 80
- 4.14 Mapa do fio “A”. (a) Imagem do precipitado; (b) Mapa de Si; (c) Mapa de Mg; e (d) Mapa de Al. 81
- 4.15 (a) Imagem da amostra do fio mostrando precipitados ricos em Al-Fe-Si (setas vermelhas) e as imagens do mapa de composição dos elementos (b) Fe e (c) Si. MET. 82
- 4.16 (a) Imagem mostrando precipitados ricos em Mg-Si e (b) Imagem aproximada da região destacada evidenciando a existência de precipitados ricos em Mg-Si. MET. 83
- 4.17 Fios fraturados mostrando as regiões características do processo de fadiga. As setas azuis indicam a região de propagação da trinca e as setas amarelas indicam o local da fratura. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 30-35x. 84
- 4.18 Imagens fractográficas dos corpos de prova fraturados. Os círculos amarelos evidenciam a presença de dimples. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 350-700x. 85
- 4.19 Amostras de fios evidenciando imagens compatíveis com as estrias oriundas do processo de fadiga. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 9.000-17.000x. 86

- 4.20 Amostras de fios mostrando possíveis locais para a nucleação da trinca. As setas evidenciam as bandas de deslizamento e trincas. (a) S550E0 e (b-c-d) S550A20. MEV. 150-1500x. 89
- 4.21 *Dimples* encontrados nas amostras envelhecidas naturalmente por 3000 horas. MEV. 200-850x. 90
- 4.22 Fios fraturados mostrando as regiões características do processo de fadiga. As setas azuis indicam a região de propagação de trinca e as setas amarelas indicam o local da fratura. MEV. 35-37x. 91
- 4.23 Amostras de fios, envelhecidos naturalmente com 3000 horas, evidenciando as estrias oriundas do processo de fadiga. MEV. 4500x-10000x 92

## LISTA DE TABELAS

2.1	Séries das ligas de alumínio, principais elementos de liga e indicação se são termicamente tratáveis (Martins, 2008).	17
2.2	Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si quanto a sequência de transformação, tamanho dos precipitados e composição (Andersen <i>et al.</i> , 1998; Marioara <i>et al.</i> , 2001).	23
3.1	Composição química da liga de alumínio 6201.	53
3.2	Parâmetros utilizados nos corpos de prova solubilizados juntamente com suas nomenclaturas.	59
3.3	Parâmetros utilizados para os corpos de prova que sofreram com o envelhecimento natural e artificial juntamente com suas nomenclaturas.	60
4.1	Valores da rugosidade encontrados para os perfis da Figura 4.1a.	65
4.2	Resumo das propriedades mecânicas.	73
4.3	Resumos das propriedades mecânicas estáticas para os corpos de prova tratados termicamente.	71
4.6	: Imagem das contagens de precipitados das imagens 1 (fio “B”) e 2 (fio “A”) da Figura 4.13. As imagens foram trabalhadas para contar precipitados de 0.5 nm até 50	80



## LISTA DE SÍMBOLOS

$K$	Constante de Poffemberger.
$E$	Módulo de elasticidade.
$\sigma_{eq}$	Tensão equivalente.
$S$	Amplitude de tensão alternada.
$N$	Quantidade de ciclos de fadiga.
$\sigma_a$	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.
$\sigma_{max}$	Tensão máxima.
$\sigma_{min}$	Tensão mínima.

$\sigma_{alt}$	Tensão alternada.
$\sigma_m$	Tensão média.
$R$	Razão de tensão
$\sigma_{ar}$	Limite de resistência à fadiga.
$\sigma_y$	Limite de escoamento.
$\sigma_{us}$	Limite de resistência à tração.
$\tilde{\sigma}_{fB}$	Tensão verdadeira da resistência a fratura à fadiga.
$\sigma'_f$	Coefficiente de resistência à fadiga do material.
$R_e$	Número de Reynolds.
$V$	Velocidade de escoamento.
$\nu$	Viscosidade cinética do fluido.
$Y_B$	Amplitude de deslocamento.
$\alpha$	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.
E0	Sem envelhecimento.
HV	Dureza Vickers.
$d_h$	Diagonal horizontal.
$d_m$	Diagonal média.
$d_v$	Diagonal vertical.

<i>F</i>	Carga do ensaio de dureza Vickers.
UFG	Grãos Ultra Finos (Ultra Fine Grains).
ECAP	Pressão angular de canal igual (Equal Channel Angular Pressing).

# SUMÁRIO

1. Introdução	1
1.1. Contexto E Motivação.....	1
1.2. Objetivo E Contribuição.....	2
1.3. Estado Da Arte .....	3
2. Revisão Bibliográfica	16
2.1. Alumínio E Suas Ligas.....	16
2.2. Tratamento Térmico.....	19
2.2.1. Processo De Solubilização E Têmpera	21
2.2.2. Envelhecimentos Natural E Artificial	22
2.2.3. Outros Fatores	27
2.2.4. Influência Do Envelhecimento Nas Propriedades Mecânicas	29
2.2.4.1. Efeito Da Densidade Do Precipitado	29
2.2.4.2. Influência Da Resistência Do Precipitado	30
2.2.4.3. Influência Da Coerência	31
2.2.4.4. Influência Do Tamanho Do Grão	32
2.3. Fadiga.....	33
2.3.1 Determinação Do Diagrama S-N	37
2.4. Microscopia.....	39
2.4.1. Análises Em Microscopia Eletrônica De Varredura	40
2.4.2. Análises Em Microscopia Eletrônica De Transmissão	44
2.4.3. Textura	46
2.5. Análise Fractográfica .....	48
2.5.1. Seleção, Identificação E Limpeza De Superfícies	49
2.5.2. Verificações Macroscópicas	49
2.5.3. Análises Microscópicas	50
3. Metodologia	54
	17

3.1. Material, Preparação Dos Corpos De Prova E Ensaio De Tração .....	55
3.2. Tratamento Térmico .....	59
3.3. Microdureza Vickers .....	62
3.4. Ensaio De Fadiga .....	63
3.5. Microscopia E Fractografia .....	63
4. Resultados E Discussões .....	67
4.1. Rugosidade Superficial .....	67
4.2. Resultado Das Propriedades Mecânicas .....	68
4.2.1. Microdureza Vickers .....	68
4.2.2. Ensaio De Tração .....	71
4.2.3. Ensaio De Fadiga .....	74
5. Conclusões .....	95
6. Propostas De Trabalhos Futuros .....	97
Referências Bibliográficas .....	98

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. CONTEXTO E MOTIVAÇÃO

O objeto de estudo deste trabalho surgiu a partir de um projeto de pesquisa que tem por objetivo a investigação do efeito de tratamentos térmicos diferenciados na resistência à fadiga e na fratura de cabos condutores de energia elétrica, confeccionados com fios de alumínio liga da série 6xxx e 1xxx. Cabos de alumínio liga tem sido muito utilizado em novos projetos de linhas de transmissão em todo território nacional. Essas ligas, em princípio, oferecem características benéficas tais como a melhora da relação resistência *versus* peso, maior resistência à tração e à corrosão e baixas perdas elétricas quando comparados com o alumínio puro. Visto que os cabos condutores devem ser capazes de conduzir energia elétrica de maneira eficiente, ter boa resistência mecânica é apropriado para suportar fatores ambientais. De acordo com Maduro-Abreu *et al.* (2010), essas características, próprias dos cabos condutores, são essenciais para os projetos de linhas de transmissão, e visam primordialmente sua viabilidade econômica, uma vez que os cabos condutores podem representar até 40% do custo, em investimento, da linha de transmissão. Uma vez que conhecer as propriedades mecânicas e o desempenho do cabo são de extrema importância para a elaboração de projeto eficientes, se faz necessário a elaboração de projetos com base em análises de múltiplas variáveis, sempre tendo como objetivo a otimização dos projetos (Corrente Contínua - A Revista da Eletronorte, 2009).

O presente trabalho visou identificar o porquê, e propor soluções, das discrepâncias encontradas nos ensaios de fadiga de cabos condutores, fabricados com a mesma liga de alumínio e sujeitos a tratamentos térmicos iguais, submetidos a ensaios de fadiga, em condições equivalentes, e que apresentaram resultados e comportamentos bem diferentes, um deles se colocando abaixo a curva de segurança de Cigrè, conforme relatado nos trabalhos de Reinke, (2017) e Kalombo *et al.*, (2015). Análises preliminares das propriedades mecânicas dos fios do cabo, como microdureza, limite de escoamento e limite de resistência à tração, indicam que o problema esteja relacionado

com o tratamento térmico realizado, de maneira ineficiente, nos mesmos, conforme mostrado no trabalho de Reinke, (2017). Desta forma buscou-se entender a relevância que diferentes tratamentos térmicos têm no comportamento das vidas em fadiga dos fios dos cabos. A realização da pesquisa se faz necessária devido ao fato de que quebras, ou comportamentos inesperados dos fios do cabo podem acarretar no rompimento total do condutor, gerando, desta forma, acidentes e prejuízos consideráveis para a empresa transmissora como para os usuários.

## **1.2. OBJETIVO E CONTRIBUIÇÃO**

Baseado nos trabalhos que a literatura tem disponível sobre o assunto de tratamentos térmicos, fadiga, liga de alumínio, propriedades mecânicas e mudanças microestruturais este trabalho se propõe a investigar o comportamento da vida em fadiga, propriedades mecânicas estáticas e a análise da falha de corpos de prova fabricados a partir de fios do cabo da liga de alumínio 6201, que foram submetidos a diferentes condições de tratamentos térmicos.

O trabalho tem por objetivo principal avaliar os efeitos de alguns tratamentos térmicos em corpos de prova fabricados a partir de fios da liga de alumínio 6201 quanto ao comportamento na vida em fadiga. Os fios para a fabricação dos corpos de prova foram retirados, e foram preparados, de um cabo condutor utilizado em linhas de transmissão, o CAL 900 MCM. Dentro deste contexto foram avaliados o comportamento para alguns tipos de tratamentos com diferentes tempos de envelhecimento e temperatura de solubilização, visto que diferentes tratamentos podem alterar as propriedades do material em questão. Os tratamentos térmicos avaliados nos corpos de prova foram o apenas solubilizado, o solubilizado e envelhecido naturalmente (T4), o solubilizado e envelhecido artificialmente (T6) e o tratamento de fábrica (T81). A investigação da vida em fadiga de cabos condutores é relativamente escassa, devido ao fato de existirem poucos laboratórios com espaço físico e maquinário necessário para realizá-la, e com o intuito de somar a estas pesquisas o presente trabalho se propõem a realizar várias séries de ensaios de fadiga em fios, retirados dos cabos condutores, e verificar seu comportamento, tipos de quebras e microestrutura. Como objetivos secundários encontra-se análises de microscopia eletrônica de transmissão para visualização dos precipitados endurecedores da liga.

### 1.3. ESTADO DA ARTE

O estudo sobre tratamentos térmicos em alumínio e suas ligas e como, os mesmos, irão influenciar suas propriedades mecânicas é de grande importância para a engenharia. Trabalhos que abordam o estudo e análises de materiais antes e após um tratamento térmico já existem na literatura, como por exemplo a verificação das propriedades mecânicas estáticas (dureza, resistência à tração, limite de escoamento, etc.). Neste subcapítulo encontram-se alguns estudos que utilizaram o material da série 6XXX, ou séries que são termicamente tratáveis, onde foram avaliadas as propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas e mudanças microestruturais oriundas de processos de tratamento térmico e mecânico.

No trabalho de Abreu *et al.* (2011) o objetivo foi verificar o comportamento mecânico de uma liga de alumínio da série 6xxx variando a temperatura de solubilização e com posterior envelhecimento natural. Evidenciou-se que solubilizações efetuadas abaixo da linha *solvus* trazem prejuízos para as propriedades mecânicas, não conseguindo a total dissolução das fases secundárias e prejudique a posterior formação dos precipitados endurecedores. Foi possível perceber que com o aumento da temperatura de solubilização a vida em fadiga também aumentava, e esta melhora foi atribuída a barreiras microestruturais, criadas pelo tratamento térmico, que conseguiam atrasar o crescimento da trinca. Quando comparados os corpos de prova envelhecidos artificialmente a relação, aumento da temperatura de solubilização e comportamento à fadiga, se mantém as mesmas das obtidas anteriormente.

Na pesquisa desenvolvida por Liu *et al.* (2017) os focos foram nos efeitos da variação do tempo durante o tratamento de solubilização na vida em fadiga de alto ciclo, evolução da microestrutura e morfologia da fratura por fadiga em um alumínio liga da série 7xxx. Os autores reportaram que com a variação do tempo de solubilização foi possível perceber diferenças na microestrutura do material, nas partículas de segunda fase, nas fases dos precipitados, na vida em fadiga de alto ciclo e na morfologia da fratura para vida em altos ciclos. Dos resultados apresentados para a vida em fadiga foi possível perceber que conforme o tempo de solubilização aumentava a vida aumentava, principalmente quando a vida ultrapassa o valor de  $10^5$  ciclos. Quando analisadas as partículas de segunda fase foi constatado que com o aumento do tempo de solubilização a fração do volume das partículas de segunda fase diminuía, levando a uma melhor dissolução dessas partículas na matriz.



No estudo realizado por Moy *et al.* (2012) foi tratado sobre o efeito do tratamento térmico, variando o tempo de tratamento, visando investigar como o processo de endurecimento iria afetar a microestrutura, textura e a capacidade de conformação de um alumínio liga da série 2xxx. Os autores concluíram que o tratamento térmico de envelhecimento artificial alterou a microestrutura do alumínio liga através da precipitação, que só foi possível detectar a partir de análises feitas no microscópio eletrônico de transmissão. Foi possível detectar que certos tempos de envelhecimento apresentavam melhoras na ductilidade do material com certa perda de resistência mecânica, quando comparados com o material como recebido.

Nos estudos apresentados por May *et al.* (2010) foram discutidos tratamentos térmicos de recozimento de corpos de prova fabricados de alumínio liga da série 2xxx, tentando verificar a influência dos mesmos na evolução da vida em fadiga. Foram realizadas investigações microestruturais sempre observando a evolução microestrutural dos elementos endurecedores da liga. Para um dos casos estudados, os resultados para a vida em fadiga foram catastróficos, reduzindo cerca de 98% o número de ciclos quando comparado com a vida antes do tratamento. Para outro caso, um aumento na vida de fadiga foi encontrado com a aplicação de um tratamento térmico específico em termos de manutenção da temperatura e do tempo no forno. Isto foi atribuído às mudanças microestruturais que antecipam o início da fissura durante o teste de fadiga. Além disso, um precipitado muito fino obtido no alumínio liga 2024 melhora a vida em fadiga, por outro lado, a difusão do cobre do meio da liga 2024 para a superfície, afeta o material e o torna mais fraco em termos de fadiga vida.

Em estudo realizado por Iman *et al.* (2015) seu trabalho buscava variar temperaturas no processo de solubilização do alumínio liga, da série 6xxx, com o intuito de verificar seus efeitos na vida em fadiga e na microestrutura, foi evidenciado que a resistência mecânica da liga foi melhorada com a temperatura correta do tratamento de solubilização, onde o cobre conseguiu máxima solubilidade na temperatura mais alta de tratamento, 500 °C.

Em 2016 foi elaborado um estudo, por Aboulkhair *et al.* (2016), sobre o efeito do comportamento à fadiga de corpos de prova de alumínio liga fabricados a partir do processo SLM, manufatura aditiva, quando foram submetidos a tratamentos térmicos e a processos de qualidade superficial. Em seu trabalho foi constatado a grande influência que uma boa qualidade superficial exerce sobre a vida em fadiga dos cps, favorecendo a

nucleação de uma trinca, e que com um tratamento térmico adequado, pode-se melhorar de maneira considerável a vida em fadiga dos cps. Os resultados mostraram que a combinação tratamento térmico e usinagem dos corpos de prova levou a uma melhora, de maneira geral, no comportamento à fadiga. A melhora do comportamento à fadiga verificado foi atribuída a ductilidade induzida, transformação microestrutural e redução das tensões residuais.

O autor Brynjulfson (2015) desenvolveu um trabalho em duas ligas, termicamente tratáveis, de alumínio, que foram extrudadas, das séries 6xxx e 7xxx. O objetivo do trabalho foi a comparação dos tratamentos T1, T4, T5 e T6 nas duas ligas, no que diz respeito a textura do material, comportamento à fadiga, dureza – antes de depois dos ensaios e a fractografia das amostras. De maneira geral o trabalho mostrou que o trabalho mostrou que o envelhecimento natural se mostrou melhor que o envelhecimento artificial. Para a liga 6xxx o tratamento T4 obteve os melhores resultados referentes a vida em fadiga, realizado com  $R = 0,1$ , e o segundo melhor resultado para a resistência à tração, já o tratamento T6 obteve os melhores resultados de resistência à tração o que não se repetiu na vida em fadiga. Com relação a liga 7xxx o tratamento T1 obteve os melhores resultados com relação a vida em fadiga, realizado com  $R = 0,1$ , e os melhores resultados de resistência à tração, já para o tratamento T6 o comportamento à fadiga obteve o pior comportamento à fadiga e um dos piores resultados para a resistência à tração. Com relação a fractografia todos os corpos de prova apresentaram, de maneira geral, as mesmas características para todos os tratamentos efetuados.

No ano de 2013 foi estudado por da Silva (2013) o comportamento em fadiga e a sensibilidade ao entalhe de três ligas de alumínio da série 6xxx. Para tal foram realizados a caracterização e comparação da microestrutura, propriedades de tração e fadiga, análises microestruturais e fractográficas das três ligas. Os ensaios de tração mostraram que a liga 6351 apresentou o maior limite de escoamento, resistência à tração, maior módulo de Young, maior tenacidade e menor alongamento, seguidas pelas ligas 6005 e 6063. Quando comparadas em relação a resistência à fadiga a liga 6351 apresentou os melhores resultados para fadiga à baixo ciclo, e com relação a fadiga de alto ciclo a liga 6005 apresentou os melhores resultados. Com relação a análise da falha, foi possível concluir que os corpos de prova sem entalhe tiveram suas trincas nucleadas próximas à superfície e/ou próximas a partículas de segunda fase.

Trabalhos como o de Murashkin *et al.* (2015) estudaram os efeitos da conformação ECAP com posterior tratamento térmico na microestrutura, propriedades mecânicas e elétricas em uma liga de alumínio da série 6xxx. Os resultados mostraram que a realização do processo contínuo do ECAP foi benéfica para a formação de uma microestrutura com grãos ultrafinos, e que o processo ECAP com seis ciclos a 130 °C resultou na formação de uma microestrutura ultrafina homogênea. O refinamento dos grãos foi acompanhado de um envelhecimento dinâmico que levou a formação de precipitados de segunda fase metaestáveis  $\beta'$  e estáveis  $\beta$ . Foi constatado que os fios de maior comprimento, compostos de grãos ultrafinos, possuem uma resistência mecânica muito maior quando comparados com os seus correspondentes processados através de técnicas de tratamento convencionais. O posterior envelhecimento artificial, a 170 °C, de tarugos de UFG processados via ECAP-C não mostrou ter efeito sobre a resistência mecânica, porém quando realizado a 190 °C leva a alguma degradação de resistência.

A comparação de duas ligas de alumínio da série 6xxx com tratamentos térmicos diferentes, T5 e T6, quanto a vida em fadiga de alto ciclo e suas propriedades mecânicas foi abordado no trabalho de Schwerdt *et al.* (2014). Foi constatado, a partir dos resultados alcançados nesta pesquisa, que apesar da amostra que obteve melhores resultados para os ensaios de resistência à tração, T6, apresentou piores resultados na resistência à fadiga. Outra diferença constatada pelos autores foi quanto a fractografia dos corpos de prova, para os que foram tratados com o procedimento T5 obtiveram, nas regiões de iniciação das trincas, regiões planas contrárias as encontradas para as amostras tratadas com o procedimento T6, que mostraram apresentar múltiplas regiões de clivagem.

No trabalho de Andreatta, Terry e de Wit (2003) foi investigado como diferenças de potencial Volta entre intermetálicos e a matriz ao redor são afetadas pelo tratamento térmico de solubilização em uma liga da série 7xxx através de microscopia de varredura e microscopia de potencial de superfície. Como resultado obtiveram que o potencial Volta entre a matriz e os intermetálicos aumenta devido ao tratamento de solubilização. Como a composição dos intermetálicos não muda devido ao tratamento de solubilização, o incremento da diferença de potencial Volta é explicado pelo enriquecimento de Mg e Zn na matriz devido a dissolução das partículas endurecedoras  $MgZn_2$  ocorrida durante a solubilização. Como resultado deste incremento da diferença de potencial Volta entre os intermetálicos e a matriz, o acoplamento galvânico entre os

mesmos é mais forte para a amostra solubilizada que para a amostra tratada termicamente. O precipitado  $Mg_2Si$  mudou a comportamento eletromecânico do anódico para o catódico devido ao tratamento térmico.

Investigações sobre o efeito dos tratamentos de solubilização e envelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga Al- 9 wt.%Si- 3,5 wt.%Cu contendo 0,1-1,0 wt.%Fe foi feito por Yang, Ji e Fan (2015). Os resultados mostraram que a fase  $\alpha$ -Al dendrítica primária variou de 20-100  $\mu m$  de tamanho e os grãos de  $\alpha$ -Al globulares foram menores que 10  $\mu m$  de tamanho. Os intermetálicos ricos em Fe exibiram formas grosseiras compactas ou semelhantes a estrelas com tamanho de 10-20  $\mu m$  e partículas finas compactas em um tamanho médio de 0,75  $\mu m$ . O tratamento de solubilização pode ser alcançado em um curto período de tempo, cerca de 30 min a 510 °C, que dissolveu os intermetálicos ricos em Cu na fase  $\alpha$ -Al primária e tornou em esfera a fase eutética de Si. Durante o envelhecimento subsequente, numerosos precipitados finos das fases  $\theta'$  e  $Q'$  foram formados para fornecer um fortalecimento efetivo à fase  $\alpha$ -Al, melhorando significativamente as propriedades mecânicas. Portanto, o teor de Fe nas ligas de Al-Si-Cu fundido precisa ser controlado em um nível baixo, a fim de obter a melhor ductilidade e resistência sob condições de solubilização e envelhecimento.

Os autores Chen *et al.* (2003) investigaram os efeitos de tratamentos térmicos escalonados na dissolução de constituintes solúveis remanescentes e nas propriedades mecânicas de um alumínio liga 7055. Dos resultados foi observado que usando uma temperatura baixa no pré-aquecimento, as fases constitutivas individuais nos eutéticos multifásicos cresceram em partículas constituintes separadas e a fase se dissolveu completamente. Consequentemente, a temperatura inicial de fusão de 7055 lingotes de liga foi aumentada. Foi observado que um pré-tratamento adequado poderia permitir o tratamento subsequente da solução a alta temperatura e a dissolução completa das partículas constituintes em ligas 7055 sem sobreaquecimento. Isso, por sua vez, aumentou a resistência à tração e a tenacidade à fratura da liga 7055, respectivamente, com aproximadamente 9% de alongamento de tração. As melhorias foram atribuídas a uma combinação de redução do início da fratura por fratura de partículas constituintes próximas às pontas de trincas e uma melhora na resposta de endurecimento por idade resultante do aumento da concentração de elementos dissolvidos na matriz.

No ano de 2017 foi verificada a influência do tempo no tratamento da solubilização na microestrutura de três ligas fundidas de Al-Cu em termos do efeito sobre a acumulação de danos durante a deformação à temperatura ambiente (Fernández Gutiérrez *et al.*, 2017). A microestrutura das ligas é formada por uma matriz  $\alpha$ -Al endurecível através do envelhecimento e intermetálicos interdendríticos cuja fração volumétrica e interconectividade dependem da composição química e do tempo de tratamento de solubilização, conforme revelado pelas investigações 2D e 3D. O processo de acumulação de danos durante a deformação sob ensaio de tração é investigado in situ por micro tomografia síncrotron. Dos resultados das propriedades mecânicas foi constatado que para que a ductilidade aumente é necessário a realização de um tratamento térmico de 4 horas a uma temperatura de 530 °C e que a quantidade de Cu seja menor que 5 wt%.

Os autores Senkov *et al.* (2008) estudaram o efeito do tratamento térmico na precipitação de crescimento de um precipitado coerente, de tamanho nanométrico,  $Al_3(Sc,Zr)$  e seus efeitos nas propriedades de tração durante resfriamento direto de uma liga fundida Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr. Foi constatado que o tamanho médio, distribuição, densidade e fração de volume do precipitado era determinado em função da temperatura do tratamento de solubilização e o tempo. Foi observado que um incremento na temperatura de solubilização resultava em precipitados com maiores diâmetros, maiores frações de volume e menor densidade. Foi verificado que partículas coerentes, de tamanho nanométrico, de  $Al_3(Sc, Zr)$  proporcionaram fortalecimento adicional de Orowan, que aumentou com o aumento da fração de volume de partículas e diminuição do tamanho das partículas, variando de 75 MPa – 118 MPa após diferentes tratamentos térmicos.

No trabalho de He *et al.* (2019) foi estudado um alumínio liga pertencente a série 6xxx, que foi extrudada, tentando verificar o efeito do envelhecimento artificial, envelhecido após algum tempo estocado e um pré-envelhecimento, nas propriedades mecânicas e microestruturais. As propriedades mecânicas testadas pelos autores foram dureza, tensão de ruptura e evolução microestrutural. Foi relatado que o fato de se estocar o material antes do envelhecimento trouxe um efeito negativo nas propriedades mecânicas estudadas. O pré-envelhecimento acarretou em efeitos positivos nas propriedades mecânicas em comparação com o estocado, pois eliminou o efeito de atraso da precipitação. Com relação ao envelhecimento artificial, foram encontradas as melhores

propriedades mecânicas após algumas horas de envelhecimento. Foi relatado pelos autores que aspectos relacionados a análise de falha também sofreram alterações com relação a morfologia dos *dimples*, sendo eles mais alongados e rasos para algumas situações.

Os autores Mrówka-Nowotnik e Sieniawski (2005) conduziram um estudo onde o objetivo principal foi estudar a influência das condições de resfriamento após o tratamento de solubilização de dois materiais de uma liga de alumínio da série 6xxx. Também foi analisado o efeito da solubilização em relação ao mecanismo e a cinética de envelhecimento. Foram realizados ensaios de dureza Brinell para verificação do tempo de envelhecimento no comportamento de endurecimento por precipitação. Mudanças microestruturais causados pelo envelhecimento foram conduzidas através de microscopia eletrônica de transmissão. Os autores apresentam um objetivo menor que foi de verificar como o processo de extrusão afeta a microestrutura e as propriedades mecânicas dos dois materiais. Foi concluído que a dureza de uma das ligas foi mais sensível as condições de resfriamento do que para as condições de solubilização, e que as maiores durezas foram encontradas para as amostras resfriadas em água. Amostras extrudadas apresentaram maior resistência mecânica dos que as amostras fundidas. Outra conclusão apresentada pelo trabalho foi que a quantidade de precipitados endurecedores é dependente da forma de resfriamento, foram observados precipitados mais finos e dispersos na microestrutura em amostras resfriadas ao ar. Para uma das ligas foi concluído que a dureza e cinética do envelhecimento não são, geralmente, dependentes do tratamento de solubilização.

Marioara *et al.* (2003) realizaram um estudo com relação a influência da temperatura e tempo de estocagem a temperatura ambiente no que tange a nucleação da fase endurecedora  $\beta''$  em uma liga de alumínio Al-Mg-Si, série 6xxx. Foram testadas três temperaturas (100, 125 e 150 °C) por um período de 0 a 40 dias e o processo de endurecimento foi investigado em microscópio eletrônico de transmissão. Os autores concluíram que o tempo de armazenamento reduz o número de partículas pré-  $\beta''$  em um fator de 5, também foi revelado que a estocagem cria clusters atômicos, também foi visto que envelhecer a uma temperatura de 125 a 150 °C causa a transformação do pré-  $\beta''$  em  $\beta''$  e por fim foi constatado que a uma temperatura de envelhecimento de 100 °C o processo de transformação da fase pré-  $\beta''$  para  $\beta''$  é mais lenta.

Liu *et al.* (2005) pesquisaram sobre três tipos de solubilização com têmpera aplicadas a dois tipos de alumínio liga, Al-Cu-Mg e Al-Mg-Si. A amostra tratada com uma solução escalonada apresentou um aumento significativo na resistência ao escoamento, ductilidade e tenacidade à fratura. Os autores concluíram que a aplicação de um tratamento de solução melhorado se mostrou positivo em diminuir a fração volumétrica dos constituintes grosseiros e, portanto, melhorar as propriedades mecânicas de ligas de alumínio termicamente tratáveis.

No ano de 2013, Siegfanz *et al.* (2013) estudaram a influência da variação do tratamento térmico na microestrutura e propriedades mecânicas da liga de alumínio AlSi7Mg0.3, em particular o mecanismo de fadiga. Neste estudo os tempos e temperaturas de solubilização foram selecionados para que a resistência da solução  $\alpha$ -sólida pudesse variar ainda mantendo o formato e tamanho dos precipitados de silício dentro da região eutética constantes. Foi observado que existia uma relação entre as partículas de silício e a propagação da trinca, como por exemplo, regiões eutéticas causam deflexão no caminho da trinca e diminuem a taxa de propagação. Concluiu-se que corpos de prova que sofreram recozimento nas maiores temperaturas do tratamento de solubilização mostraram maiores vidas em fadiga.

Os autores Bayarassou, Zidani e Farh (2018) pesquisaram sobre mudanças microestruturais e das propriedades mecânicas durante o envelhecimento artificial de um fio da liga de alumínio Al-Mg-Si (6xxx) trefilado a frio com diferentes deformações buscando um melhor entendimento sobre o envelhecimento combinado com o nível de deformação plástica. Os métodos de caracterização utilizados foram. Foi observado que a redução de seção mostrou mudanças na microestrutura e na textura e a combinação entre envelhecimento e precipitação de segundas fases, tem bons impactos nas propriedades mecânicas do material.

Belghit *et al.* (2018) investigaram precipitações, causadas pelo envelhecimento artificial (T6), de duas ligas Al-Mg-Si com, e sem a adição de Cu e excesso de Si utilizando DSC, microscopia eletrônica de transmissão, medições de dureza Vickers e DRX. Foi observado, através de análises DSC, que o excesso de Si acelera o processo de precipitação e que a liga que possui Si em excesso e pequena quantidade de Cu possui maior dureza com o envelhecimento. A pequenas quantidades de Cu na liga leva a formação de finos e dispersos precipitados ricos em Mg-Si, que são os que conferem dureza a liga.

No ano de 2018 os autores Kumar *et al.* (2018) estudaram os efeitos de fatores metalúrgicos (grãos ultrafinos, precipitados e partículas de segunda fase) em um ciclo de baixa fadiga para a liga de alumínio 6082. As amostras foram produzidas por processo de laminação criogênica, laminação a temperatura ambiente, laminação criogênica seguida de recozimento a 200 °C e laminação a temperatura ambiente seguida de recozimento a 200 °C. Várias técnicas de caracterização foram utilizadas, como microscopia eletrônica de varredura e transmissão e EBSD e varredura diferencial de calorimetria. Foi observado que as amostras produzidas por laminação criogênica seguida de recozimento a 200 °C mostraram maior vida em fadiga quando comparada com as outras amostras. Os autores conseguiram concluir que a melhora da vida em fadiga de baixo ciclo da liga de alumínio 6082 foi atribuída a presença de pequenos precipitados ricos em Si, partículas de segunda fase, formação de subgrãos (200-400 nm) e alta energia acumulada ( $32.16 \times 10^{-4}$  J/mol).

Chung *et al.* (2002), avaliaram uma liga de alumínio 6061, tratada a partir de uma solução sólida, quanto as suas propriedades mecânicas e comportamento a fadiga, fabricada pelo processo de ECAP. Foi verificado que o limite de escoamento e a resistência a tração foram aumentados de maneira significativa após o processo de ECAP. Para os resultados da vida em fadiga foi constatado que houve uma melhora de cerca de 10 vezes, quando comparado com o tratamento comercial da liga de alumínio 6061, T6, para os primeiros passes das deformações ECAP. Novas deformações pelo processo ECAP, no entanto, eliminaram essa melhora, especialmente no regime de alto ciclo de fadiga. A microestrutura de finos grãos com baixos ângulos de desorientação no contorno foi proposta para produzir os melhores resultados no desempenho de fadiga em uma liga de alumínio 6061. Os resultados sugerem que um único passe, ao invés de vários, se melhora a vida em fadiga.

Algumas propriedades do material podem ser melhoradas quando se aplicado algum processo, como por exemplo, a resistência à corrosão pode ser melhorada adicionando elementos de liga, ou através de um processo de tratamento térmico superficial. Os autores Lee, Murakami e Suh (2010) obtiveram as características de fadiga de uma liga de alumínio 6061-T6 e as compararam com as características do material tratado com o processo UNSM (*Ultrasonic Nano-Crystal Surface Modification*) e material não tratado utilizando uma máquina de teste de fadiga multi-axial. Foi constatado que, para as amostras que sofreram o processo de UNSM, a iniciação da trinca foi atrasada, maiores



vidas em fadiga foram obtidas, houve aumento da dureza superficial e redução da rugosidade superficial.

No ano de 2018 foi estudado os efeitos de um processo de laminação e tratamento térmico sobre as propriedades mecânicas e térmicas de uma liga Al-Si-Fe pelos autores Guo *et al.* (2018). Os resultados revelaram que a menor quantidade de fases precipitadas de  $Al_8FA_8Si$  e  $Mg_2Si$  não tiveram efeito sobre as propriedades térmicas do material, devido ao fato de que as interfaces entre as fases precipitadas foram maiores que o caminho livre médio dos elétrons. No entanto, as segundas fases precipitadas influenciaram no alongamento do material. As melhores propriedades mecânicas da liga Al-Si-Fe foram obtidas por laminação e tratamento T6. A melhor resistência à tração, resistência à tração e alongamento correspondentes foram 244 MPa, 295 MPa e 9,56%, respectivamente, que são atribuídos à forma quase esférica, tamanho pequeno, distribuição homogênea das partículas de Si e ao fortalecimento da precipitação de  $Mg_2Si$ .

No estudo realizado por Polat, Avsar e Ozturk (2015) foram avaliados os efeitos da temperatura e do tempo de envelhecimento artificial nas propriedades mecânicas e comportamento de mola do AA6061 são investigados. Os resultados revelam que o limite de escoamento, a resistência à tração e os alongamentos diminuíram com o aumento da temperatura de envelhecimento artificial, mas aumentaram com o aumento do tempo de envelhecimento artificial até a idade, ou tempo, de pico. O retorno da liga aumentou significativamente com o aumento do tempo de envelhecimento artificial na temperatura de envelhecimento artificial variando de 160 °C a 180 °C e diminuiu com o tempo de envelhecimento artificial a 200 °C.

No trabalho de Wang *et al.* (2015) foi reportado que diferentes taxas de aquecimento durante o processo de solubilização resultam na formação de diferentes texturas, e que afetam as propriedades mecânicas e microestruturais de uma liga Al-0.8Mg-0.9Si-0.5Cu-0.2Fe-0.1Mn. Foi verificado que tratamentos de solubilização com taxa de aquecimento mais rápidas apresentavam forte anisotropia e textura do tipo cube, obtendo, desta forma, propriedades mecânicas mais fracas. Enquanto que a liga que teve uma taxa de aquecimento mais lenta apresentou anisotropia mais fraca, combinada com as texturas do tipo Cube, P, R, Goss e Brass, combinando para melhores propriedades mecânicas. Os grãos, para a taxa de aquecimento mais rápida, tiveram sua maioria

equiaxiais, já para a taxa de aquecimento mais lenta os grãos foram de maioria alongados.

Sabendo que o adequado projeto do tratamento térmico em materiais metálicos é crucial para a criação de uma microestrutura adequada, resultando nas propriedades desejadas. Österreicher *et al.* (2017) apresentaram um procedimento de simulação de múltiplos componentes para a previsão quantitativa do limite de resistência à tração, tensão de fratura e tenacidade à fratura de ligas endurecidas por precipitação, com ênfase especial em ligas de Al-Mg-Si (6XXX). O procedimento combina modelos termocinéticos e micromecânicos, levando em conta as informações microestruturais em termos de diferentes populações de várias partículas de segunda fase. As previsões são comparadas com os resultados de experimentos realizados em amostras AA6082 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento artificial, e boa concordância quantitativa é demonstrada.

O estudo apresentado por Beroual *et al.* (2019) investiga os efeitos do tratamento térmico sobre as microestruturas e propriedades mecânicas de ligas Al-Si-Cu e Al-Si-Mg contendo pequenas quantidades de cobre e magnésio adicionados, com o objetivo de obter a máxima dureza da liga através do ajuste da solubilização e envelhecimento. A solubilização foi realizada a 500 °C e 525 °C para a liga Al-Si-Cu e a 525 °C para a liga Al-Si-Mg. As amostras de ambas as ligas foram solubilizadas por vários tempos entre 5 min e 16 h, seguida de têmpera e, finalmente, um envelhecimento artificial foi realizado a 210 °C por um período de tempo de 10 min a 50 h. As microestruturas das ligas fundidas e amostras tratadas termicamente foram estudadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia de raios X por dispersão de energia, difração de raios-X e ensaios de dureza. Os resultados mostraram que o tempo de tratamento da solução afeta significativamente a aspereza da microestrutura, provoca a dissolução das fases intermetálicas e deixa homogênea a distribuição de cobre e magnésio na matriz. A liga de Al-Si-Cu com idade de pico foi obtida após tratamento térmico a 525°C por 15 min seguido por 2 h de envelhecimento. A liga Al-Si-Mg com idade de pico foi obtida após 8 h de solubilização a 525 °C seguido por 40 min de envelhecimento artificial. A liga Al-Si-Mg com a adição de 0,6% em peso de Mg apresentou uma resposta de endurecimento por envelhecimento que foi aproximadamente 34% maior que a da liga Al-Si-Cu com uma adição de 0,3% em peso de Cu.

Em tarugos de alumínio fundidos da família 6xxx, a fase intermetálica  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi e as partículas grosseiras de Mg<sub>2</sub>Si têm efeito negativo nos processos subsequentes, como a extrusão. Para obter produtos extrudados com alta qualidade de superfície, os tarugos são tratados termicamente por uma chamada homogeneização antes da extrusão. Durante o tratamento térmico, partículas metálicas indesejadas, isto é, plaquetas de  $\beta$ -AlFeSi, são transformadas em partículas intermetálicas  $\alpha$ -Al (FeMn) Si arredondadas. As transformações que ocorreram durante a homogeneização foram até agora estudadas apenas por experiências interrompidas, dando alguma ideia do processo, mas um quadro completo de como essas transformações de fase se aproximaram das mudanças geométricas não evoluiu. Em estudo realizado por Bayat, Carlberg e Cieslar (2019), transformações nas ligas de alumínio 6060 e 6063 foram observadas por MET, e vários modos de nucleação e crescimento foram identificados. A difusão da camada de base foi importante para a compreensão de como as transformações prosseguem, e também como a difusão na superfície livre contribuiu para maiores taxas de transformação em comparação com processos industriais devido as características finas das amostras do MET.

Os nano-aglomerados formados durante o envelhecimento natural causam o efeito negativo do envelhecimento em duas etapas nas ligas de Al-Mg-Si, endurecíveis por envelhecimento. A relação entre o comportamento de agrupamento durante o envelhecimento natural e o comportamento do envelhecimento em duas etapas foi estudada usando a dureza, calorimetria exploratória diferencial (DSC), medições de resistividade elétrica, observação de microscopia eletrônica de transmissão (TEM) em ligas com e sem a adição de Cu e ligas Al-Mg-Si. Três estágios durante o envelhecimento em duas etapas são claramente revelados com base nos resultados de dureza. A dureza do envelhecimento em duas etapas com o tempo natural de envelhecimento é diminuída, aumentada e diminuída nos estágios inicial, intermediário e final, respectivamente. Os aglomerados ricos em Si inicialmente formados durante o envelhecimento natural não se transformam na fase  $\beta''$  e são termicamente estáveis durante o envelhecimento em duas etapas a 170 °C. Por outro lado, os aglomerados de Mg-Si formados no estágio intermediário durante o envelhecimento natural se transformam na fase de  $\beta''$  e são termicamente instáveis durante o envelhecimento de dois passos a 170 °C. Uma dureza muito maior é obtida na liga com adição de Cu do que a da liga livre de Cu, durante o envelhecimento em duas etapas. A maior dureza

também é encontrada durante o envelhecimento excessivo, independentemente do tempo de envelhecimento natural na liga de Cu-adicionado do que o da liga livre de Cu. A relação entre o comportamento de agrupamento durante o envelhecimento natural e o comportamento do envelhecimento em duas etapas é discutida com base nos fenômenos de endurecimento da idade observados (Kim, Kobayashi and Sato, 2015).

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Neste capítulo serão apresentados conceitos sobre o material estudado, fadiga, estimativa de vida, microestrutura e análise de falha, que serviram como base para a avaliação, construção das discussões e conclusões encontradas neste trabalho.

Dentre os tópicos abordados encontra-se um resumo sobre o alumínio e suas ligas, curvas de previsão de vida, ou S-N, alterações microestruturais e de propriedades mecânicas causadas devido ao tratamento térmico, processo de análise de falha via microscopia eletrônica permitindo correlação entre as partes teóricas e experimentais.

### **2.1. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS**

O elemento alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante na crosta terrestre, e em meados do século XIX se tornou grande competidor econômico nas aplicações voltadas a área de engenharia, principalmente devido as vantagens observadas, no alumínio e suas ligas, em relação a baixa relação peso/resistência, propriedades físicas, fácil conformabilidade e resistência à corrosão (Engler and Hirsch, 2002; Ding *et al.*, 2015; Murashkin *et al.*, 2015). Existe uma grande e vasta gama para a utilização do alumínio e suas ligas, na Figura 2.1 estão ilustradas algumas destas aplicações juntamente com alguns exemplos visuais destas aplicações. Como por exemplo, a utilização na indústria aeronáutica, em edificações, aplicações elétricas, etc.

O alumínio, como todos os metais puros, apresenta pouca resistência, sendo assim não são utilizados em aplicações onde a resistência a deformação e fratura é essencial (Totten and Scott Mackenzie, 2003). Desta forma, outros elementos devem ser adicionados ao alumínio puro, primeiramente para melhorar a resistência.

As ligas de alumínio são divididas em duas grandes categorias: fundidos e conformados, sendo ainda subdivididas em classes de acordo com sua composição química. Muitas dessas subdivisões apresentam a característica de mudanças nas suas

propriedades mecânicas devido a tratamento térmico (Metals Handbook v.2, 1992). Dentre esses tratamentos pode-se destacar o tratamento de envelhecimento, podendo ser de maneira artificial ou natural. As séries não tratáveis, ou seja, que não possuem a capacidade de endurecer por precipitação de intermetálicos característicos de cada liga. Dentro desta liga encontram-se as ligas das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx. Já as ligas termicamente tratáveis são endurecíveis pelo processo de precipitação, que consta com as etapas de solubilização completa, seguindo de rápido resfriamento e subsequente endurecimento por precipitação (natural ou artificial) e podem sofrer ou não um processo de conformação mecânica. As ligas de alumínio que são termicamente tratáveis são 2xxx, 6xxx e 7xxx (Sheppard, 1999; Martins, 2008).



Figura 2.1: Exemplos de aplicações das ligas de alumínio.

Ligas de alumínio são classificadas de acordo com os elementos químicos presentes na liga, e são designados por quatro dígitos. O primeiro dígito indica o grupo da liga

(1xxx), o segundo dígito (x2xx) indica modificações ou impurezas na liga original. Os dois últimos dígitos (xx34) são atribuídos de forma aleatória e indicam uma liga específica da série (Tabela 2.1. e Figura 2.2). Os elementos de liga acrescentados têm a função de melhorar alguma, ou algumas, propriedades mecânica do material, podendo ser a ductilidade, dureza, resistência à tração, dentre outras (Sheppard, 1999; Martins, 2008).

Tabela 2.1: Séries das ligas de alumínio, principais elementos de liga e indicação se são termicamente tratáveis (Martins, 2008).

Série	Principal(is) elemento(s) de liga	Termicamente tratáveis
1xxx	Alumínio puro	-
2xxx	Cu	X
3xxx	Mn	-
4xxx	Si	-
5xxx	Mg	-
<b>6xxx</b>	<b>Mg, Si</b>	<b>X</b>
7xxx	Zn	X
8xxx	Sn, Li, Fe, Cu, Mg	X
9xxx	Série Livre	-

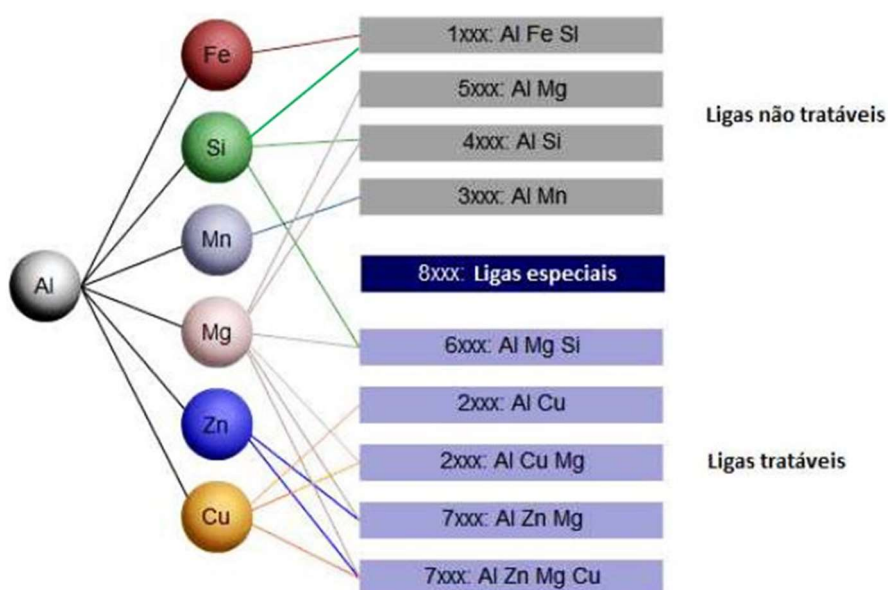


Figura 2.2: Séries das ligas alumínio com seus principais elementos de liga mostrando as tratáveis e as não tratáveis termicamente (da Silva, 2013).

Visto que as propriedades mecânicas das ligas de alumínio têm forte ligação com a composição química, trabalhos de conformação e tratamentos térmicos, a liga 6xxx, por exemplo, tem em sua composição os elementos Mg e Si e o endurecimento se dá a partir de pequenos e finos precipitados ricos em Mg e Si.

## 2.2. TRATAMENTO TÉRMICO

O método mais comum de alteração microestrutural e das propriedades mecânicas é através do processo de tratamento térmico, podendo ser um tratamento de alívio de tensões residuais, endurecimento por precipitação, recozimento, etc. O processo de tratamento térmico pode ser definido como sendo qualquer operação de aquecimento ou resfriamento que tem o propósito de alterar as propriedades mecânicas, estrutura metalúrgica e/ou o estado de tensão residual (Metals Handbook v.4, 1991). As designações dos tratamentos térmicos realizados nas ligas de alumínio são indicadas logo após a designação da liga, separadas por um traço. As subdivisões de um tratamento térmico aparecem por meio de um ou mais dígitos que vem logo após a letra que indica o tipo de tratamento utilizado, como por exemplo, 6201-T81. Existem, basicamente, cinco designações para tratamentos térmicos em ligas de alumínio, que são representadas pelas letras: F – bruto de fabricação; O – recozido; H – encruado; W – solubilizado e T – tratado termicamente (Van Vlack, 1984).

Os processos de tratamento térmico, como dito anteriormente, têm forte correlação com as propriedades mecânicas da liga. Dentro os vários tipos de tratamentos térmicos existentes, um utilizado de maneira mais corriqueira em ligas de alumínio é o de endurecimento por precipitação, ou comumente referido como envelhecimento, podendo ser deixada a temperatura ambiente (natural) ou reaquecida a uma certa temperatura (artificial), objetivando maior cinética do envelhecimento. O processo de envelhecimento produz efeitos nas ligas de alumínio, e o mesmo é dependente do tempo de envelhecimento e da temperatura utilizada. Na Figura 2.3 está demonstrado o efeito do envelhecimento artificial, com relação ao tempo de envelhecimento e a temperatura, na resistência mecânica de ligas de alumínio da série 6xxx. Observando os gráficos fica claro como a temperatura de trabalho atrelada com o tempo envelhecimento influenciam



na resistência mecânica do material. Amostras que fizeram uso de temperaturas mais elevadas atingiram seu pico resistência mecânica de maneira mais rápida, todavia este ponto de máxima resistência mecânica é menor do que as obtidas em menores temperaturas de trabalho.

A presença de partículas precipitadas fornece uma maior resistência devido ao fato de impedir ou dificultar a movimentação das discordâncias. O endurecimento por precipitação da liga envolve algumas etapas, como a solubilização acima da linha *solvus*, resfriamento abrupto e envelhecimento, podendo ser natural ou artificial. (Figura 2.4)

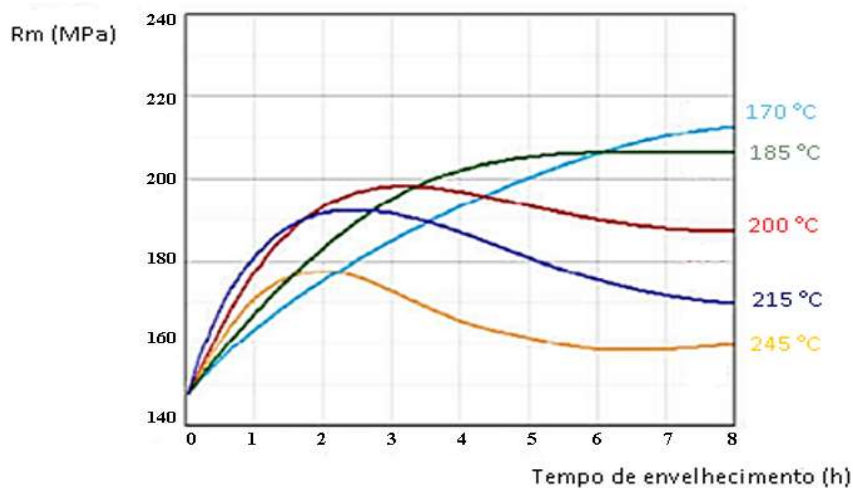


Figura 2.3: Curvas de envelhecimento com várias temperaturas de envelhecimento para as ligas da série 6xxx (Martins, 2008).

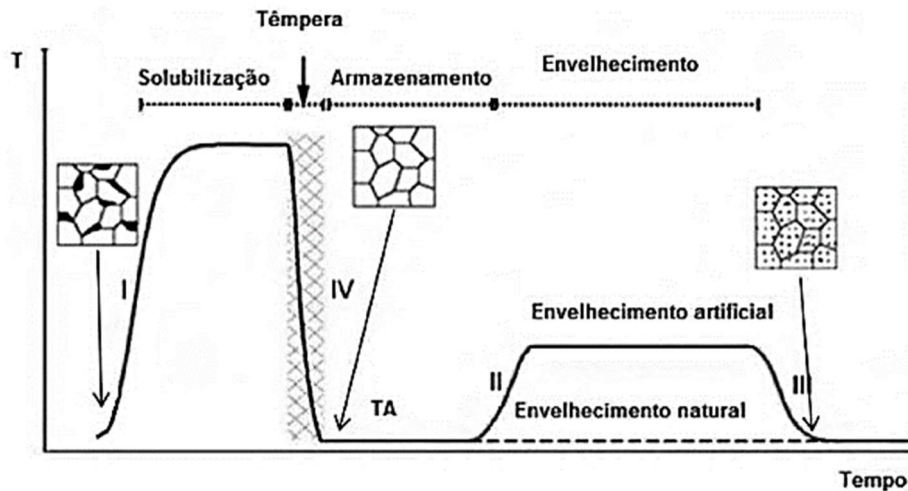


Figura 2.4: Representação esquemática das etapas envolvidas no processo de endurecimento por precipitação.

### 2.2.1. PROCESSO DE SOLUBILIZAÇÃO E TÊMPERA

O processo de solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura elevada, acima da linha *solvus* (verificar Fig. 2.5), de tal modo que, com o aumento dos coeficientes de difusão, devido à elevação da temperatura, as fases secundárias sejam dissolvidas, possibilitando assim, total dissolução dos elementos de liga na matriz. Após a solubilização, o material é resfriado de maneira rápida, fazendo com que os elementos dissolvidos continuem em solução mesmo a temperatura ambiente.

A taxa de resfriamento após o processo de solubilização é de extrema importância para o material estudado, liga de alumínio da série 6xxx, pois um resfriamento realizado de maneira lenta dará início a nucleação e crescimento de precipitados ricos em Mg-Si nos contornos de grão e em partículas ricas em Fe. Uma taxa de resfriamento efetuada rapidamente após o processo de solubilização, irá reter os elementos em solução sólida supersaturada e com o subseqüente processo irá produzir precipitados finos e uniformemente distribuídos, para que boas propriedades mecânicas sejam alcançadas (resistência mecânica, tenacidade, dureza, etc.).

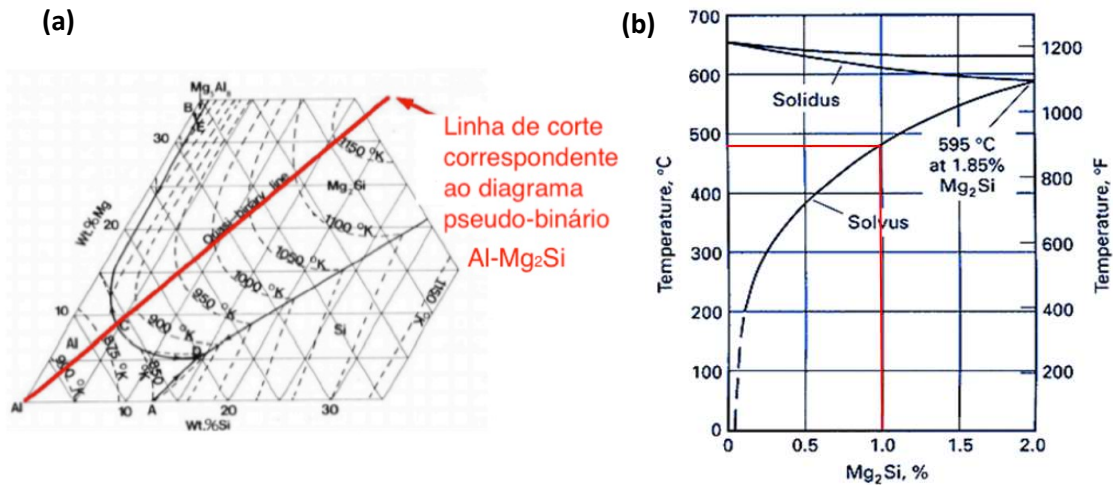


Figura 2.5: (a) Diagrama ternário Al-Mg-Si (Jacobs, 1999 - adaptado) e (b) diagrama pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si.

Na Figura 2.5a, está apresentado o diagrama ternário Al-Mg-Si, bem como a secção que corresponde ao sistema pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si. A correta análise deste diagrama é fundamental para as escolhas da faixa de temperatura a serem utilizadas no processo de solubilização. Na Figura 2.5b, encontra-se o diagrama pseudo-binário Al-Mg<sub>2</sub>Si, a faixa de temperatura a ser utilizada é calculada mediante o teor de Mg<sub>2</sub>Si que irá ser formado. A fórmula para este cálculo encontra-se abaixo, Eq. (2.1) (Austen and Williamson, 1975).

$$\%Mg_2Si = 1.578 \cdot \%Mg \tag{2.1}$$

### 2.2.2. ENVELHECIMENTOS NATURAL E ARTIFICIAL

O processo de envelhecimento pode ser definido como sendo o processo onde os elementos de soluto precipitam na matriz, devido a temperatura e tempo. Com o tratamento térmico adequado os átomos de soluto se agrupam progressivamente para formar partículas muito pequenas que se separam nos grãos da matriz da liga; esse processo é chamado de precipitação. Após o resfriamento rápido e sob condições específicas de tratamento térmico, a precipitação que se segue cria partículas precipitadas que geralmente fornecem um apreciável impedimento à deformação plástica por escorregamento; assim, a precipitação prossegue e o tamanho e número de precipitados aumentam, a liga endurece e fortalece com o tempo (nesta situação, a

dureza é uma medida da resistência à deformação plástica e está relacionada ao rendimento ou à resistência à tração). Por isso, uma alternativa frequentemente usada para o processo de endurecimento por precipitação é o envelhecimento (Jacobs, 1999).

A história do endurecimento por precipitação em ligas de alumínio vem desde o começo do século XX quando A. Wilm (Wilm, 1911) descobriu que o rápido arrefecimento (tempera a partir de altas temperaturas  $\approx 550$  °C em água gelada) a liga Al-Cu-Mg inicialmente tinha sua dureza aumentada quando deixado a temperatura ambiente; a liga endurecia com o tempo, que levou ao fenômeno chamado de endurecimento por envelhecimento. Wilm examinou as amostras em microscópio ótico, porém não conseguiu detectar mudanças estruturais com o endurecimento. No ano de 1919 que os autores Mercia, Walternberg e Scott começaram a propor explicações; em seu estudo sobre a liga Al-Cu, foi observado que a dureza era aumentada após o processo de têmpera. Os autores demonstraram que a solubilidade sólida do Cu no Al decresce com a diminuição da temperatura e isso os levou a propor que o endurecimento oriundo do tempo, após o processo de têmpera, é devido a precipitação dos átomos de cobre a partir de uma solução sólida supersaturada. No ano de 1932, Mercia sugeriu que o endurecimento da liga Al-Cu é resultado de um conjunto de átomos de Cu em uma matriz aleatória de pequenos aglomerados, ou como chamado por ele, nós, que interferem no deslizamento quando os grãos são deformados. A primeira evidência direta dos nós propostos por Mercia, foi encontrado nos trabalhos de Guinie e Preston no ano de 1938, que interpretaram características na dispersão difusas de raios-x de ligas de alumínio envelhecidas como evidência de aglomeração de átomos em zonas muito pequenas, que hoje são referidas como Zonas de Guinier-Preston (Jacobs, 1999). Na Figura 2.6 está representado, em um fluxograma, esta linha do tempo para que se atribuisse o termo endurecimento por precipitação.

**1906**

Wilm descobre que o arrefecimento de maneira rápida de uma liga Al-Cu-Mg aumentava sua dureza quando deixadas em temperatura ambiente.



**1919**

Mercia et al. observaram que o endurecimento com o tempo na liga A-Cu; Seus experimentos demonstraram decréscimo da solubilidade sólida do Cu no Al com a diminuição da temperatura. Eles propuseram que os átomos se juntavam em amontoados ou “nós”.



**1938**

Guinier e Preston, em pesquisas pioneiras e independentes usando espalhamento de raio-x, encontraram a evidência para o aglomerado de átomos em o que hoje é conhecido como zonas de Guinier-Preston.



**Década de 1950**

Primeira observação microscópica direta das zonas de GP em um microscópio eletrônico de transmissão; Pequenas partículas de precipitados foram observadas.

Figura 2.6: Linha do tempo mostrando a história do estudo relacionado ao endurecimento por precipitação.

Observações diretas de precipitados nas zonas de Guinier-Preston não ocorreram até o desenvolvimento da microscopia eletrônica de transmissão após a Segunda Guerra Mundial. Pela primeira vez, o microscópio eletrônico de transmissão foi capaz de revelar os pequenos e finos precipitados (zonas de GP) responsáveis pelo endurecimento com o tempo. Com o tempo os termos endurecimento por envelhecimento e endurecimento por precipitação se tornaram sinônimos.

As ligas de alumínio da série 6xxx são ligas endurecidas por precipitação a partir dos elementos Mg e Si presentes na liga. A sequência de precipitação deste processo é descrito por (Marioara *et al.*, 2001, 2003; Andersen *et al.*, 2005):

SSSS → Aglomerados → Zona G-P I → β'' (G-P II) → β' → β (Mg<sub>2</sub>Si)

Zonas de Guinier-Preston são zonas onde finos e pequenos precipitados ricos em Mg-Si, para o caso da série 6xxx, podem ser encontrados distribuídos dentro da matriz de

alumínio. Na Tabela 2.2 é mostrado de maneira mais detalhada a sequência e transformações envolvidas no processo de envelhecimento.

Tabela 2.2: Evolução das fases dos precipitados de Mg-Si quanto a sequência de transformação, tamanho dos precipitados e composição (Andersen *et al.*, 1998, 2005; Marioara *et al.*, 2001).

<b>Transformação\Sequência de precipitação</b>	<b>Tamanho (nm)</b>	<b>Composição</b>
Aglomerados de Si e alguns de Mg	Desconhecido	Si (Mg)
Aglomerados contendo Si e Mg	Desconhecido	Mg/Si < 1
Zonas Esféricas Coerentes GP-I	~ 1-3	Mg/Si ~ 1
Zonas Semi Coerentes GP-II (agulhas β'')	~ 4 x 4 x 50	Mg/Si ≤ ≥ 1
Varetas β'	~ 20 x 20 x 500	Mg/Si ~ 1,7
β – Mg <sub>2</sub> Si (plaqueta)	Microns	Mg/Si = 2

O aumento da resistência mecânica tem relação direta com a coerência dos precipitados com a matriz. As zonas G-P, com seus campos de deformação circunvizinhos associados, apresentam impedimentos para o movimento das discordâncias, Figura 2.7a. Quando as zonas são pequenas e em pequeno número elas conseguem barrar e/ou retardar o caminho das discordâncias. O fato de terem uma relação de coerência significa que, com a tensão adequada aplicada, as discordâncias podem passar por zonas, deixando um *loop* (laço) de discordâncias (os chamados *loops* Orowan) em seu rastro (Figura 2.7b). À medida que o tempo de envelhecimento aumenta, as zonas aumentam de tamanho e o escorregamento torna-se progressivamente mais difícil – a liga endurece com o tempo. Para tempos ainda maiores, aglomerados mais grosseiros ocorrem e o deslizamento se torna mais fácil, a liga “amolece”. Esses conceitos do aumento da resistência serão melhor explicados em tópicos à frente.

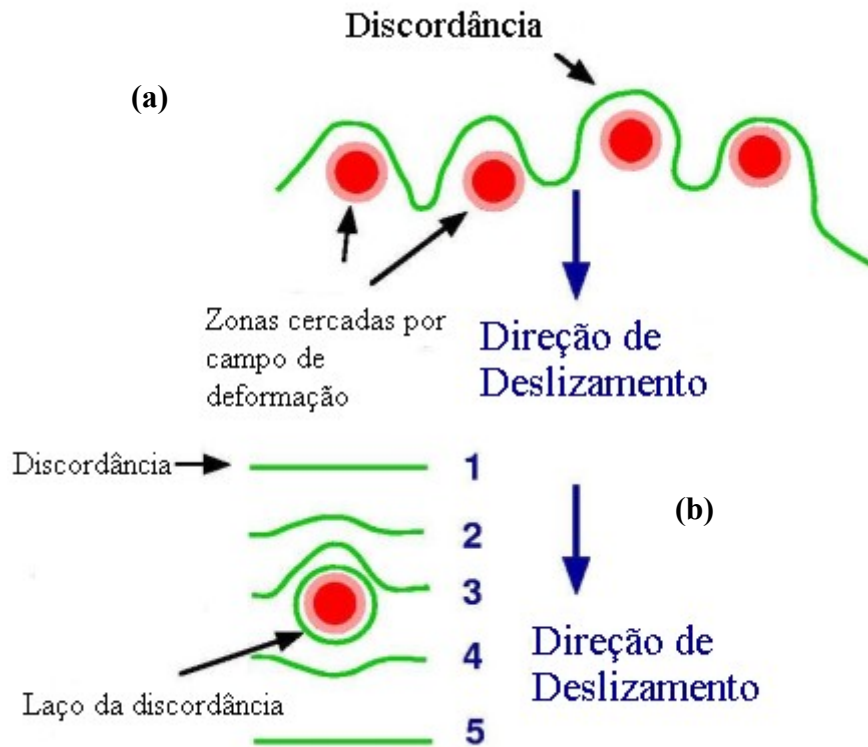


Figura 2.7: Zonas de G-P resistindo ao movimento das discordâncias (Jacobs, 1999).

A fase do precipitado que concede a liga Al-Mg-Si máxima resistência mecânica é a  $\beta''$ , usualmente chamada de zona de Guinier-Preston II (G-P II), que são precipitados ricos em Mg-Si. Esta fase é monoclinica com composição  $Mg_5Si_6$ , tamanho nanométrico e formato de finas agulhas. Esses precipitados desempenham papel fundamental no mecanismo de endurecimento, pois os mesmos bem distribuídos e com tamanho ideal travam o movimento das discordâncias de maneira mais eficiente. Com o passar do tempo os átomos tendem a se acumular ao longo de planos cristalinos específicos. A concentração dos átomos do soluto nesses pontos diminui a concentração em outros locais, resultando em menor saturação 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.

Com o passar do tempo esses precipitados começam a se agrupar e a formar grande precipitados e pouco distribuídos (grosseiros), não conseguido desta maneira travar, ou

dificultar, o movimento das discordâncias, promovendo a redução da resistência mecânica do material. A Figura 2.8 esquematiza essa sequência da evolução da resistência mecânica e os precipitados na matriz.

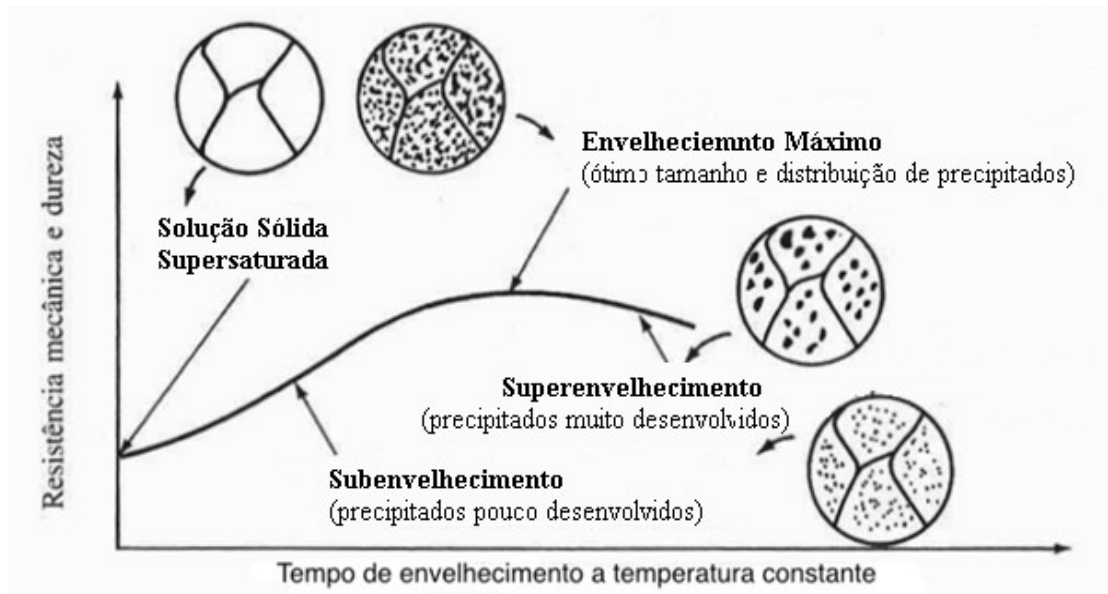


Figura 2.8: Esquema representativo da evolução da resistência mecânica, dureza e microestrutura em ligas de alumínio termicamente tratáveis (Maia, 2012).

### 2.2.3. OUTROS FATORES

Outro fator que pode afetar as propriedades mecânicas e microestruturas dos materiais são os intermetálicos ricos em Fe. Autores como (Ji *et al.*, 2013; Bidmeshki, Abouei e Saghafian, 2015; Qingru Zhao *et al.*, 2016) trazem em seus trabalhos como a quantidade de intermetálicos ricos em Fe-Si podem afetar as propriedades mecânicas e microestruturais do material. Intermetálicos ricos em Fe afetam de maneira significativa as propriedades mecânicas de ligas conformadas mecanicamente. Quanto maior a concentração de Fe na liga, mais significante é a redução da ductilidade. Este efeito é acompanhado do 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 conformadas.



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  $Mg_2Si$ , 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.

Polmear (2005) traz em seu livro que as propriedades das ligas de alumínio são controladas principalmente por:

- Partículas grosseiras de compostos intermetálicos (geralmente entre 0,5 a 10  $\mu m$ ). 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  $\mu m$ ), que consistem em compostos intermetálicos contendo elementos de transição como Cr, Mn, Zr ou outros elementos de alto ponto de fusão, como  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ ,  $Al_{12}Mg_2Cr$  e  $ZrAl_3$ ;
- Precipitados finos de 0,01  $\mu m$  formados durante o processo de envelhecimento e que promovem o endurecimento da liga;
- Forma e tamanho de grão;
- Estrutura de discordâncias;

E os efeitos podem ser vistos em várias propriedades como na tração, dureza e fadiga. Para o caso das 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. Já as partículas intermetálicas mais grosseiras têm pouca influência sobre as propriedades citadas, todavia diminuem a ductilidade do material. Tais intermetálicos geralmente se alinham na mesma direção de deformação do material, o que resulta em anisotropia nas propriedades mecânicas em tração (Polmear, 2005).

Segundo Metals Handbook v.12 (1987) o efeito destes intermetálicos no comportamento à fadiga é dependente dos parâmetros utilizados. Com relação a taxa de

crescimento da trinca, quando submetidas a altas tensões, onde o valor do crescimento da trinca por ciclo ( $\frac{da}{dN}$ ) é grande, a fratura e nucleação de cavidades em partículas integrantes torna-se o mecanismo de taxa de crescimento de trinca por fadiga dominante, ou seja, eles se tornam grandes concentradores de tensão. 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.

Os autores Quadro *et al.* (2016) abordam a influência da temperatura no tratamento de solubilização em um vergalhão de uma liga de alumínio 6201 quanto a dureza Vickers, resistência à tração, limite de escoamento e alongamento. Para estas propriedades foi possível verificar que para diferentes temperaturas de solubilização e consecutivo envelhecimento elas apresentaram diferenças. Para temperaturas mais baixas (450 °C e 480 °C) foram alcançados valores menores para as propriedades mecânicas testadas, antes do procedimento de envelhecimento artificial.

#### **2.2.4. INFLUÊNCIA DO ENVELHECIMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS**

Os efeitos do envelhecimento nas ligas de alumínio da série 6xxx são alcançadas quando as discordâncias são privadas, ou dificultadas, de movimento dentro da rede atômica. As partículas formadas durante processo de envelhecimento artificial podem agir como barreiras e assim endurecendo a liga.

O efeito do endurecimento a partir destes precipitados é devido uma combinação da densidade da partícula, coerência da partícula e resistência, tudo isso faz com que as discordâncias se movam com dificuldade através da matriz.

##### **2.2.4.1. EFEITO DA DENSIDADE DO PRECIPITADO**

Como mencionado, a interação entre as discordâncias e os precipitados são a principal razão para o aumento da resistência mecânica do material. A densidade do precipitado indicada a quantidade de possíveis interações, e isso é de extrema importância para o aumento da resistência mecânica. Um precipitado com pequena densidade irá acarretar em grande distância entre precipitados e menor interação entre os mesmos –

precipitados e discordâncias – fazendo com que o movimento das discordâncias se torne mais fácil e, desta forma, enfraquecendo o material (Dieter, 1961). O efeito da densidade do precipitado está ilustrado na Figura 2.9.

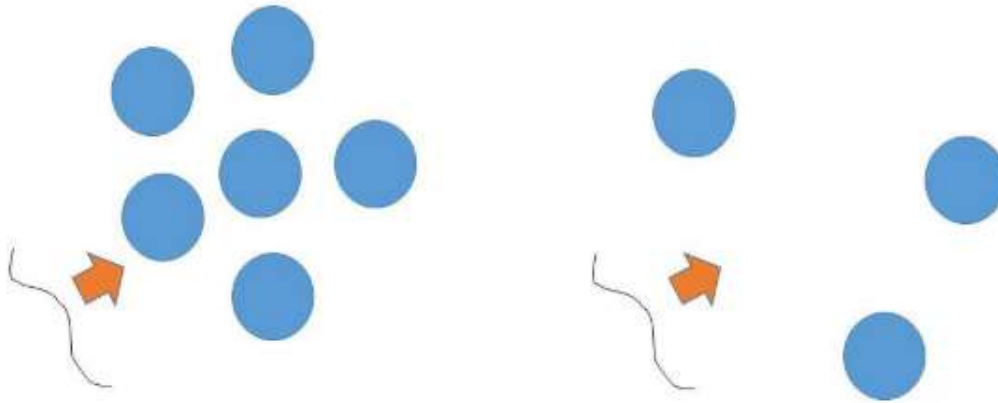


Figura 2.9: Movimento da discordância em matrizes com diferentes densidades de precipitado (Brynjulfsen, 2015).

#### 2.2.4.2. INFLUÊNCIA DA RESISTÊNCIA DO PRECIPITADO

Os precipitados podem ser divididos em fracos e fortes, onde os dois contribuem para o endurecimento do material.

Quando a linha de discordância se move contra dois precipitados fortes, separados por uma distância  $\lambda$ , a discordância irá se curvar entre as partículas ao invés de cortá-las, como pode ser visto na Figura 2.10.

De acordo com (Dieter, 1961) quando uma discordância alcança uma curvatura crítica ao redor de um precipitado deixando um *loop* (laço) de discordância. Esse *loop* exerce uma tensão na rede cristalina criando dificuldades para o movimento das discordâncias. O resultado disso é que precipitados com *loops* ao seu redor endurecem o material. No entanto, quando partículas fracas são encontradas pela discordância, elas são cortadas (Figura 2.11). Esse processo de corte restringe o movimento da mesma pela matriz do material, e assim o corte promove o aumento da resistência.

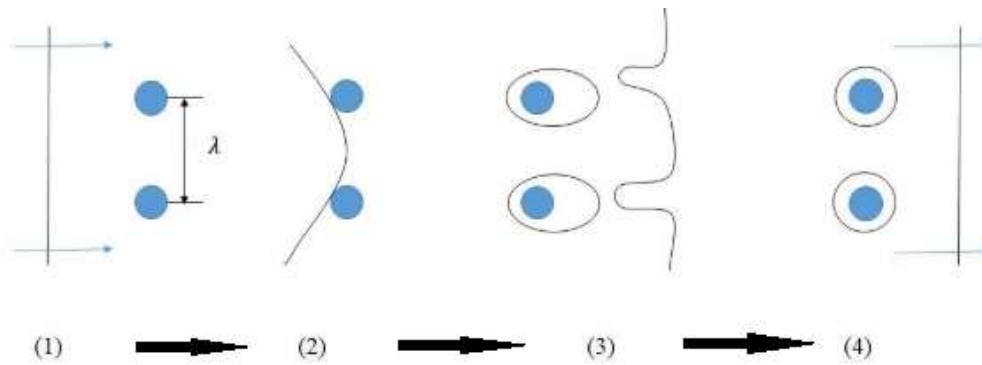


Figura 2.10: Desenho esquemático mostrando a sequência do deslocamento da discordância por dois precipitados fortes (Dieter, 1961 - adaptado).



Figura 2.11: Desenho esquemático mostrando o processo de corte dos precipitados mais fracos (Brynjulfsen, 2015 - adaptado).

### 2.2.4.3. INFLUÊNCIA DA COERÊNCIA

Tensão de coerência é causada pela incompatibilidade entre a rede cristalina e o precipitado. A Figura 2.12 ilustra o fenômeno da coerência. Na Figura 2.12a observa-se um precipitado coerente com a rede cristalina, onde é possível seguir as linhas da rede cristalina de um átomo dentro do precipitado para um átomo da matriz indicando um precipitado coerente. Na Figura 2.12b, não é possível seguir a linha de um átomo do precipitado para a matriz, ou vice-versa, mostrando incoerência do precipitado com rede cristalina da matriz. Devido à tensão interna de um precipitado coerente, um campo de deformação surgirá na matriz ao redor do precipitado. Tal campo de tensão – tensão de coerência – dificulta a movimentação das discordâncias e, portanto apresenta um efeito de resistência (Dieter, 1961).

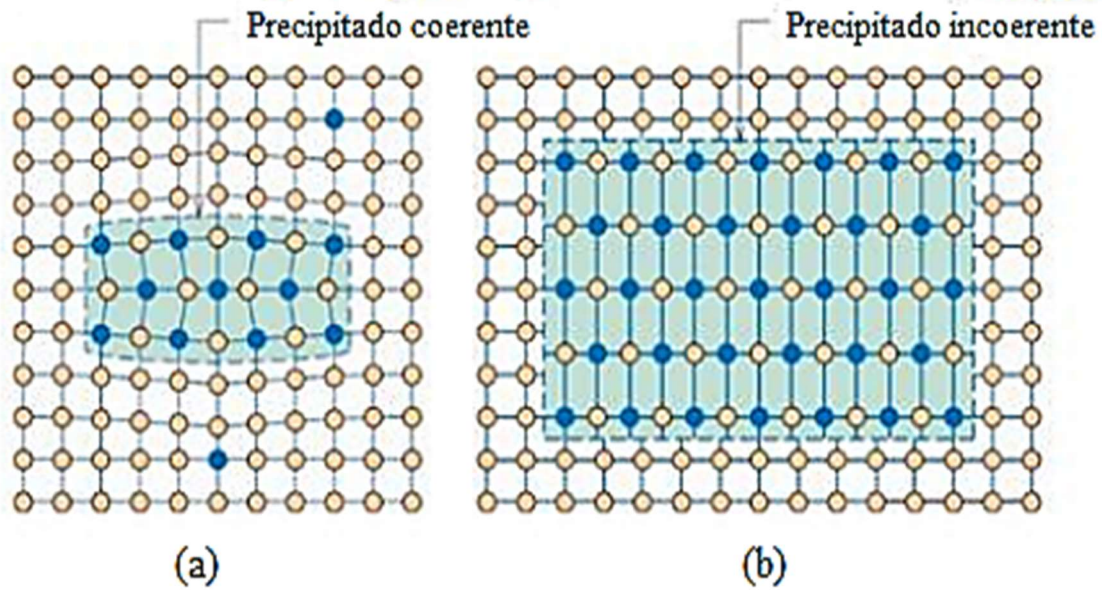


Figura 2.12: (a) Precipitado coerente e (b) precipitado incoerente (Callister Jr., 2007 - adaptado).

#### 2.2.4.4. INFLUÊNCIA DO TAMANHO DO GRÃO

Existe uma relação entre o limite de resistência e o tamanho grão, dada pela equação de Hall-Petch (Dieter, 1961), indicando que ocorre uma diminuição do limite de resistência quando o grão aumenta de tamanho. Quando uma tensão é aplicada, as discordâncias irão se movimentar contra os contornos de grão. Tomando uma microestrutura com grãos grosseiros sugere-se que ela terá mais discordâncias em um único grão que uma microestrutura com grãos menores. Desta forma, a microestrutura com grãos grosseiros terá a atuação de um maior número de discordâncias em uma fronteira de grão (Figura 2.13).

Pode-se dizer que quanto mais discordâncias atuando em um único contorno de grão a possibilidade do local ser a fonte de uma nucleação de trinca é grande, isso devido ao fato de que a tensão de cisalhamento irá se acumular diante da discordância, espremendo, ou apertando, as discordâncias e nucleando uma microtrinca, e que pode vir a se tornar uma trinca macro (Brynjulfsen, 2015).

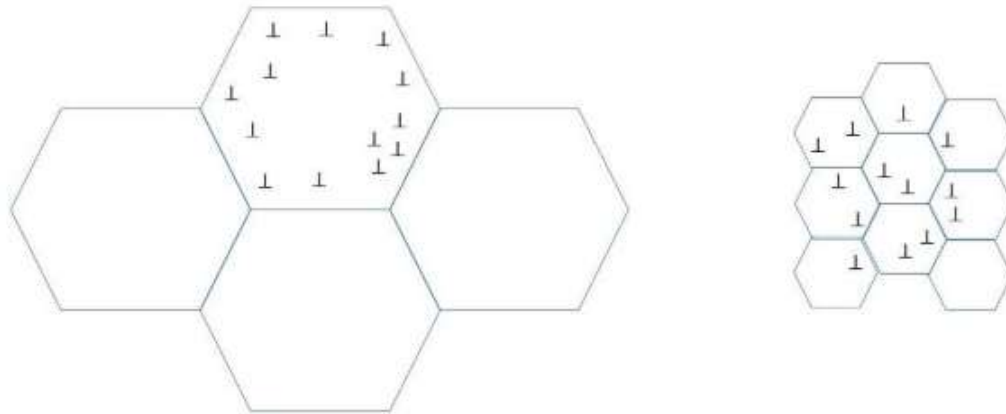


Figura 2.13: Desenho esquemático do efeito do tamanho do grão e a interação com as discordâncias (Brynjulfson, 2015).

### 2.3. FADIGA

O fenômeno chamado fadiga pode ser definido como sendo um tipo de falha mecânica, oriunda primeiramente pela aplicação de carregamentos variáveis repetidamente, sendo caracterizada pela geração e propagação lenta e gradual de trincas que levam à ruptura e consequentemente a ruptura do componente. Fadiga é um fenômeno complexo, que depende de várias variáveis, tais com o nível de carregamento, a geometria, a microestrutura, os fatores ambientais (temperatura, umidade, etc.) e processos referentes à fabricação (tensões residuais, acabamento superficial, defeitos, poros, etc.). De acordo com *American Society for Testing and Materials* fadiga é definida como sendo um processo de mudança estrutural progressiva localizada e permanente que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em alguns pontos ou pontos e que podem culminar em rachaduras ou fraturas completas após número suficiente de flutuações ou, variações de carga (ASTM A4823-13, 2013).

O fenômeno de fadiga foi observado inicialmente por volta de 1860 em aços dúcteis de eixos de vagões ferroviários que apresentavam falhas após um pequeno período em serviço, com fraturas frágeis e repentinas. Foi verificado que elementos de máquinas podem, desta forma, falhar sob a ação de tensões repentinas mesmo com valores menores que o limite de resistência à tração ou limite de escoamento.

No início do século XIX, o engenheiro alemão August Wöhler deu início aos primeiros estudos a respeito do fenômeno denominado de falha por fadiga, testando em

laboratório, em eixos ferroviários até sua falha sob carregamento alternado. Os eixos foram ensaiados variando os níveis de tensão com o tempo e traçando um gráfico da amplitude de tensão versus o número de ciclos até a falha. Foi identificado que nestes ensaios uma tensão de limite de resistência à fadiga para aços, que representa um nível de tensão mínima abaixo da qual não ocorrerá a ruptura por fadiga (Van Vlack, 1984). O gráfico obtido denomina-se curva de Wöhler, ou curva S-N, e um exemplo, para o Al7075-T6, de sua representação gráfica está representada na Figura 2.14.

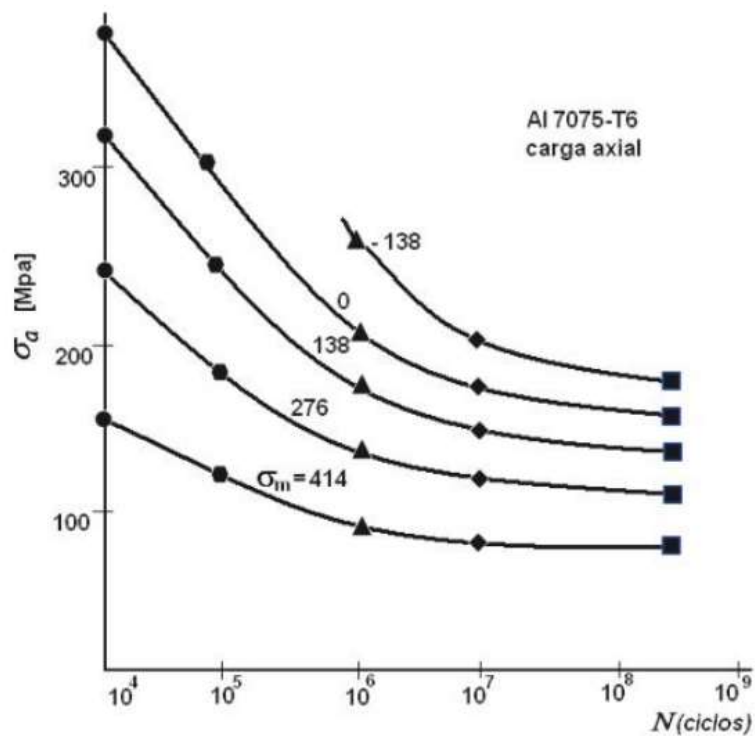


Figura 2.14: Exemplos de curvas S-N ou Wöhler para o Al7075-T6 (Dowling, 1998 - adaptado).

Com o passar do tempo e acontecimentos mundiais que alavancaram a área industrial e tecnológica, como a revolução industrial e a construção das primeiras máquinas, o fenômeno fadiga se tornou mais significativo e seu estudo passou a ser estudado de maneira mais detalhada.

Dentro do processo de falha por fadiga existem a ocorrência de três estágios, sendo elas: (i) nucleação da trinca, (ii) propagação da trinca e crescimento macroscópico e (iii)

ruptura. A Figura 2.15 mostra uma representação da vida em fadiga e seus estágios. Na Figura 2.16 encontra-se as etapas do processo de fadiga em um eixo.

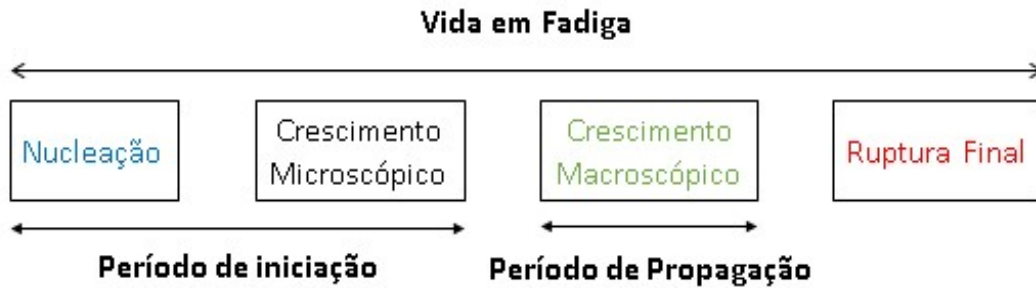


Figura 2.15: Representação gráfica dos estágios do processo de fadiga (Fadel, 2010 - adaptado).

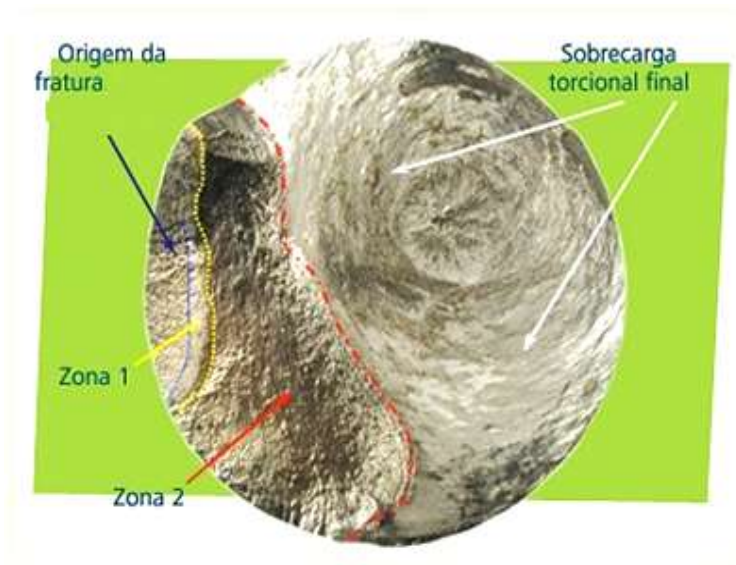


Figura 2.16: Etapas da nucleação e crescimento de uma trinca até a ruptura final (Zolin, 2010).

Dentro deste primeiro estágio, referente ao período de iniciação da trinca e seu crescimento microscópico, ocorrem zonas de alta concentração de tensão ou regiões de baixa resistência local. Tais discontinuidades podem surgir devido a alguns fatores, tais como (Budynas e Nisbett, 2011):

- 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 descontinuidades 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;

No segundo estágio do processo a trinca evolui e passa a se desenvolver de maneira macroscópica, formando superfícies de fraturas 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. Como o autor (Hortêncio, 2009) coloca em seu trabalho 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 Figura 2.17 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 ponta de flecha. A cada ciclo de tensão repetido há um avanço relativo do comprimento da trinca de  $\Delta a$ .

O terceiro estágio ocorre no ciclo de carga final, quando o material remanescente não consegue mais suportar as cargas acarretando em uma fratura rápida e repentina. A falha dentro deste último estágio pode ser de natureza frágil, dúctil ou uma combinação delas. Características acerca de cada estágio serão detalhados na seção de microscopia, como marcas de praia, estrias, marcas de rio, etc.

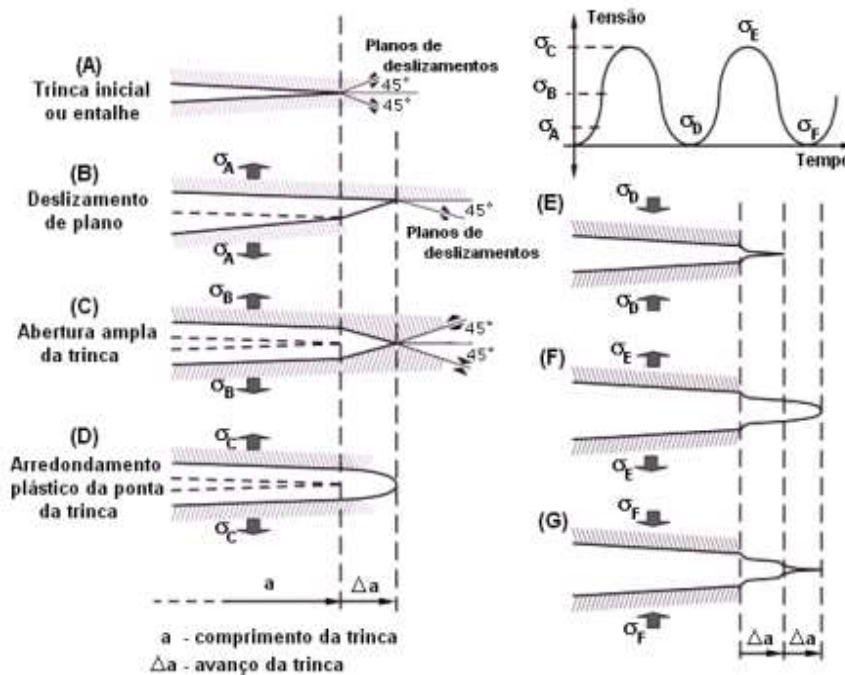


Figura 2.17: Estágios de crescimento da trinca no processo de fadiga (Garcia, Alvares e Santos, 2000).

### 2.3.1 DETERMINAÇÃO DO DIAGRAMA S-N

Os pontos necessários para a geração da curva S-N são obtidos a partir de corpos de prova que 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 representado 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. Na Figura 2.18 estão representadas curvas S-N para dois tipos de material, aço de baixo teor de carbono e uma liga de alumínio, sob ciclo de carregamento sem a presença de tensão média, completamente reversível.

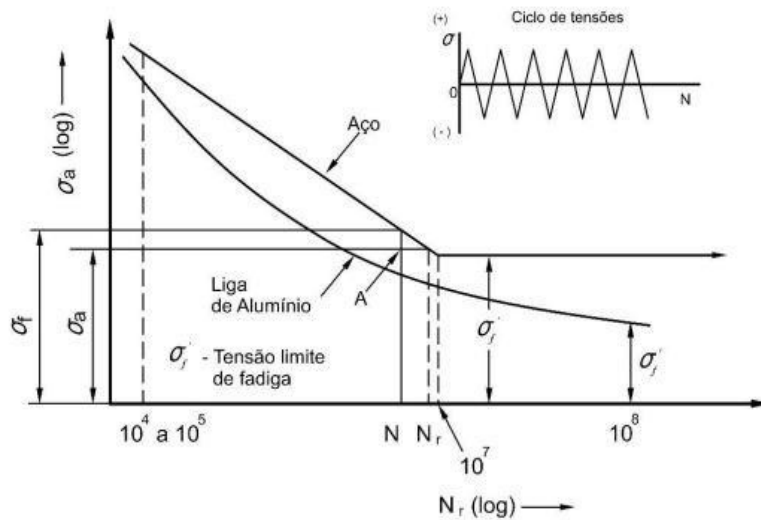


Figura 2.18: Curvas S-N para um aço maciço e uma liga de alumínio (Branco, Fernandes and Castro, 1999).

Das curvas mostradas na Figura 2.18 é possível perceber que existe distinção quanto ao comportamento dos dois materiais. Para o caso do aço, percebe-se uma linha horizontal, que representa um valor para a amplitude de tensão em que a vida será infinita, ou seja, qualquer valor de tensão aplicado que esteja abaixo desta linha não falhará pelo processo de fadiga. Já para o caso do alumínio o mesmo não ocorre devido ao fato de que o mesmo não possui um limite de resistência à fadiga bem definido, assim como outros não ferrosos. Nestes casos a falha irá ocorrer, independentemente dos valores da amplitude de tensão aplicados durante o ensaio.

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:

$$\sigma_a = A \cdot (N_f)^B \quad (2.3)$$

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

## 2.4. MICROSCOPIA

Este subcapítulo apresentará conceitos básicos sobre a microscopia eletrônica, seus equipamentos e análises relevantes ao trabalho.

O microscópio eletrônico de varredura, MEV, possui a capacidade de analisar superfícies através da condutividade do material graças ao seu feixe de elétrons que libera vários sinais de dados contendo informações estruturais e de composição (Figura 2.19). A resolução das imagens é melhorada, em comparação com imagens adquiridas em microscópio ótico devido ao fato de elétrons serem utilizadas como fonte de radiação ao invés de fótons de luz (Dedavid, Gomes and Machado, 2007).

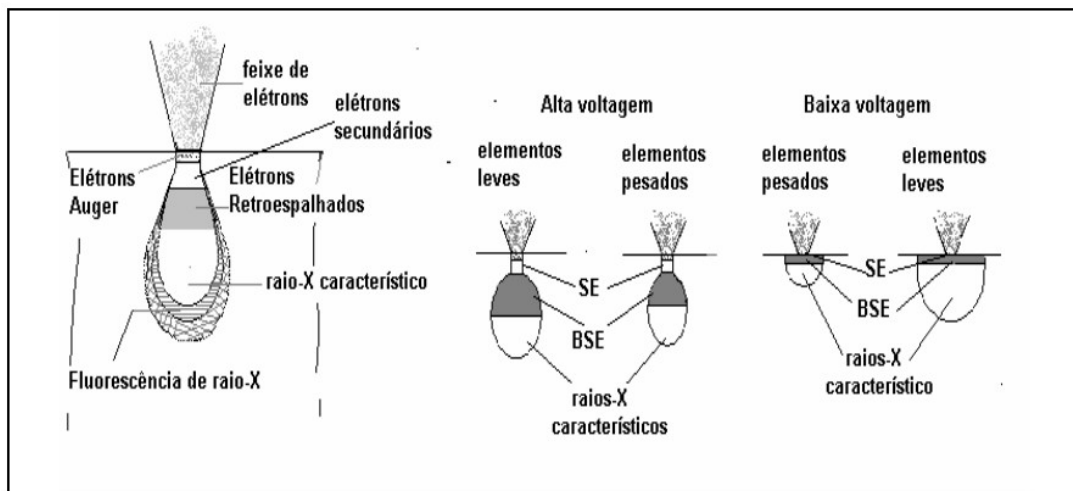


Figura 2.19: Sinais emitidos pela amostra (esquerda) e relação entre voltagens (direita) (Dedavid, Gomes and Machado, 2007).

O microscópio eletrônico de transmissão, MET, é um equipamento, da mesma maneira que o MEV, consegue produzir maiores ampliações e com grande nitidez, sendo utilizado, principalmente, quando grandes resoluções e aumentos são requeridos (menores que 1nm) (Metals Handbook v.12, 1987). Tais características fazem com que a microscopia eletrônica, seja ela de varredura ou transmissão, se tornem excelentes ferramentas para o estudo fractográfico e análises estruturais.

#### 2.4.1. ANÁLISES EM MICROSCÓPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As nomenclaturas dúcteis e frágeis são usadas para descrever o comportamento de um material quando submetido a esforços, principalmente quando relacionado a fratura, ou seja, a quantidade de deformação plástica o material é capaz de aguentar até o rompimento.

Fraturas dúcteis são caracterizadas por apresentarem grande deformação plástica (empescoçamento) e gasto de energia considerável durante o processo de ruptura. Uma fratura dúctil apresenta uma superfície, na maioria dos casos, irregular ou, rugosa.

Fraturas frágeis, por outro lado, apresentam propagação rápida da trinca com um gasto de energia menor que as fraturas de natureza dúctil e não apresentam deformação plástica apreciável. Fraturas com características frágeis tem aspecto brilhante, granular e exibem nenhum, ou pouco, empescoçamento. 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 trinca.

Análises realizadas com o microscópio eletrônico de varredura podem revelar informações acerca do tipo de carregamento, direções (caminho) da trinca e relativa ductilidade do material (Beachem, 1975). Como retratado anteriormente, o formato do *dimples* é regido pelo tipo de carregamento, e nas próximas figuras serão mostrados exemplos de verificações de *dimples* feitos com o auxílio de um microscópio eletrônico de varredura.

*Dimples* equiaxiais apresentam forma de taça e se forma e se formam sob condições de sobrecarga de tração. *Dimples* alongados são resultado de condições não uniformes de deformação plástica, tais como esforços de cisalhamento e flexão, Figura 2.20-2.21 (Metals Handbook v. 12, 1987).

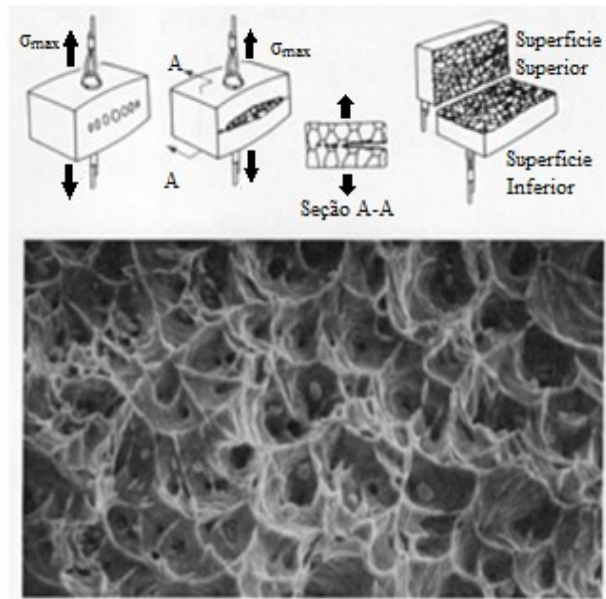


Figura 2.20: Formação de *dimples* equiaxiais sob carregamento de tração (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado).

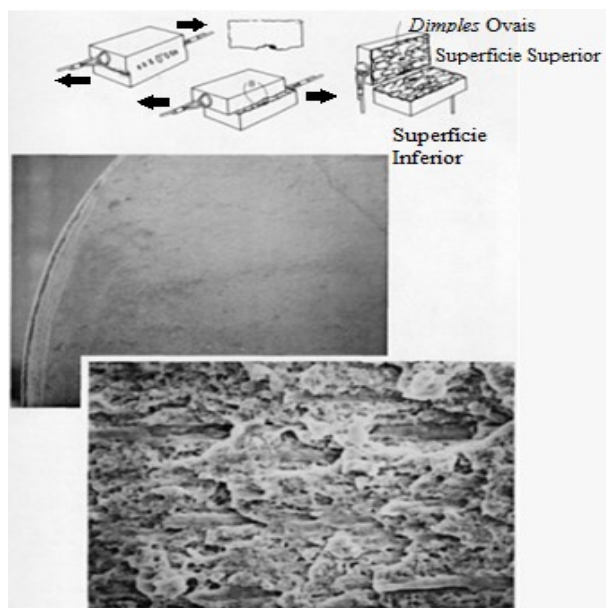


Figura 2.21: *Dimples* alongados resultado de uma sobrecarga de cisalhamento transversal (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado).

Verificações visuais de uma superfície de fratura que revela facetas brilhantes e reflexivas, indicam uma fratura por clivagem, que no microscópio eletrônico de varredura são vistas como superfícies planas, que podem conter características que

remetem a direção que se propagou a trinca, e assim, direcionar ao local de sua iniciação. Na Figura 2.22 é mostrada uma fratura com características de clivagem, que nada mais é que a separação dos grãos cristalinos, da imagem podemos perceber algumas marcas de rio na superfície da fratura, e as mesmas nos levam ao local de iniciação da trinca.

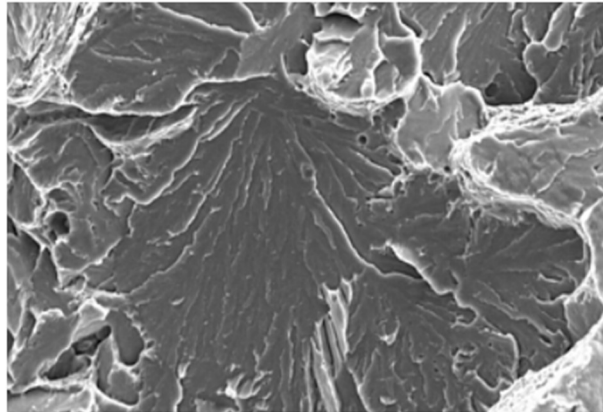


Figura 2.22: Fratura por clivagem verificada em Microscópio eletrônico de varredura (Metals Handbook v.12, 1987).

Quando superfícies de fratura apresentam marcas de praia (macroscópico) e estrias (microscópico) pode-se concluir que o material foi submetido a carregamentos cíclicos e o processo de fratura se iniciou devido a fadiga. Tal conclusão pode ser feita devido ao fato de que estas são os sinais mais característicos de um processo de fadiga.

Marcas de praia podem ser consideradas o aspecto mais característico encontrados em superfícies que sofreram com o processo de fratura por fadiga, que são centradas em torno de um ponto comum que corresponde ao local de iniciação da trinca (Figura 2.23). As marcas de praia são geradas a partir de mudanças de carregamento, alterações de frequência ou por oxidação da superfície durante períodos de parada, em serviço, do componente. De acordo com (Voort, 1987) marcas de praia são geradas devido a mudanças nas taxas de crescimento da trinca a partir da constante alteração da intensidade de tensão da ponta da trinca. Porém, algumas vezes as superfícies de fratura geradas pelo processo de fadiga, sem variação de frequência, carregamento ou parada de máquina não apresentam marcas de praia.



Figura 2.23: Marcas de praia na superfície, indicadas pela seta vermelha. A origem da trinca está indicada pela seta preta (Zolin, 2010 - adaptada).

Outra característica muito característica do processo de fadiga são as estrias de fadiga, que são marcas paralelamente espaçadas. A orientação das estrias de fadiga é perpendicular a direção macroscópica da propagação da trinca, e encontradas no interior das marcas de praia, sendo possível encontrar milhares de estrias dentro de apenas uma marca de praia. Os autores de (Metals Handboo v.11, 2002) trazem em seu livro dois tipos de estrias que são geralmente reconhecidas: dúcteis e frágeis (Figura 2.24). Se tratando de ligas de alumínio as estrias dúcteis são as mais comuns de serem encontradas e as frágeis, geralmente, indicam a presença de ambiente corrosivo. Cada estria gerada é resultado de um único ciclo de tensão, mas cada ciclo de tensão não necessariamente produz uma estria. O espaço encontra entre as estrias é dependente do nível de carga aplicada. A nitidez e clareza das estrias é dependente da ductilidade do material. Então, as estrias de fadiga são visualizadas com mais facilidade em materiais dúcteis e com carregamentos superiores ao limite de fadiga.



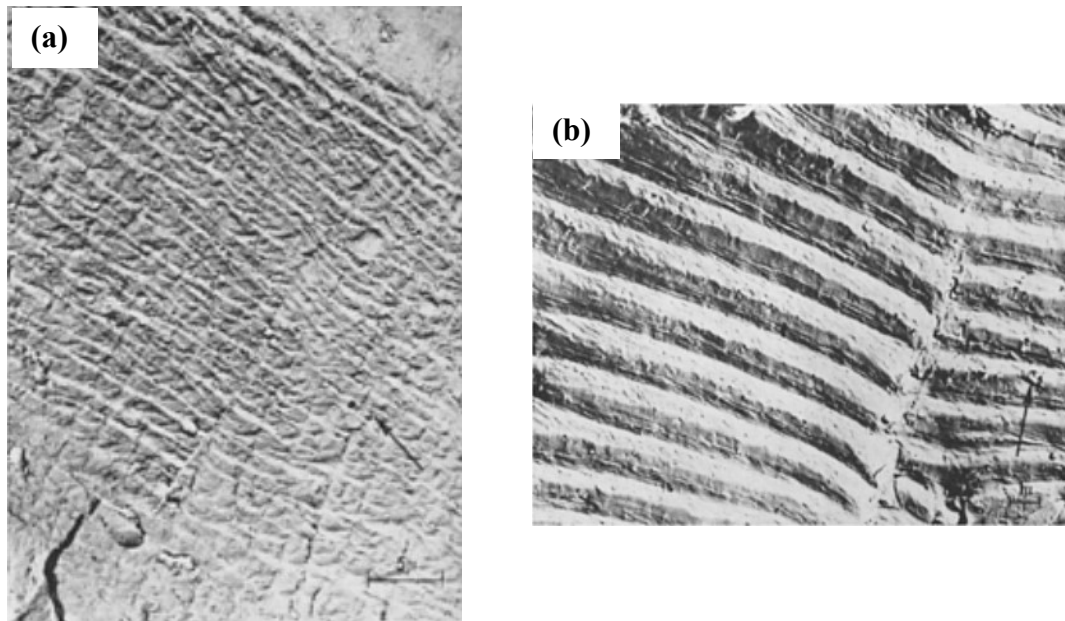


Figura 2.24: Exemplos de estrias de fadiga (a) frágil, e (b) dúctil (Beachem, 1968).

#### 2.4.2. ANÁLISES EM MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE TRANSMISSÃO

Análises feitas através da microscopia eletrônica de transmissão em superfícies fraturadas podem gerar imagens com grandes aumentos e boa profundidade de campo quando comparadas com as feitas com microscopia óptica. Contudo, devido a necessidade de uma preparação da amostra de maneira mais cuidadosa e devido aos grandes avanços realizados na microscopia de varredura, no quesito análise fractográfica, a microscopia de transmissão é usada, geralmente, para os seguintes casos (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;

Segundo os autores de (Metals Handbook v.9, 2004) a precipitação de uma segunda fase pode ser estudada com a utilização de um microscópio eletrônico de transmissão. Dependendo 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. Estruturas diferentes dos precipitados e matriz podem causar esta incoerência, ou ainda, um grande deslocamento ao longo da interface.

Na Figura 2.25 encontra-se uma sequência de imagens realizadas com um microscópio eletrônico de transmissão, de uma amostra de liga de alumínio pertencente a série 6xxx, mostrando os diferentes estágios dos precipitados ricos em Mg-Si durante processo de envelhecimento artificial. As imagens mostram a dispersão nos diferentes estágios do processo, sendo as Figuras 2.25a e 2.25b com até 10 minutos a 175 °C, 2.25c 30 minutos a 175 °C, 2.25d 240 minutos a 175 °C, 2.25e 4320 minutos a 175 °C e 2.25f 1200 minutos a 200 °C.

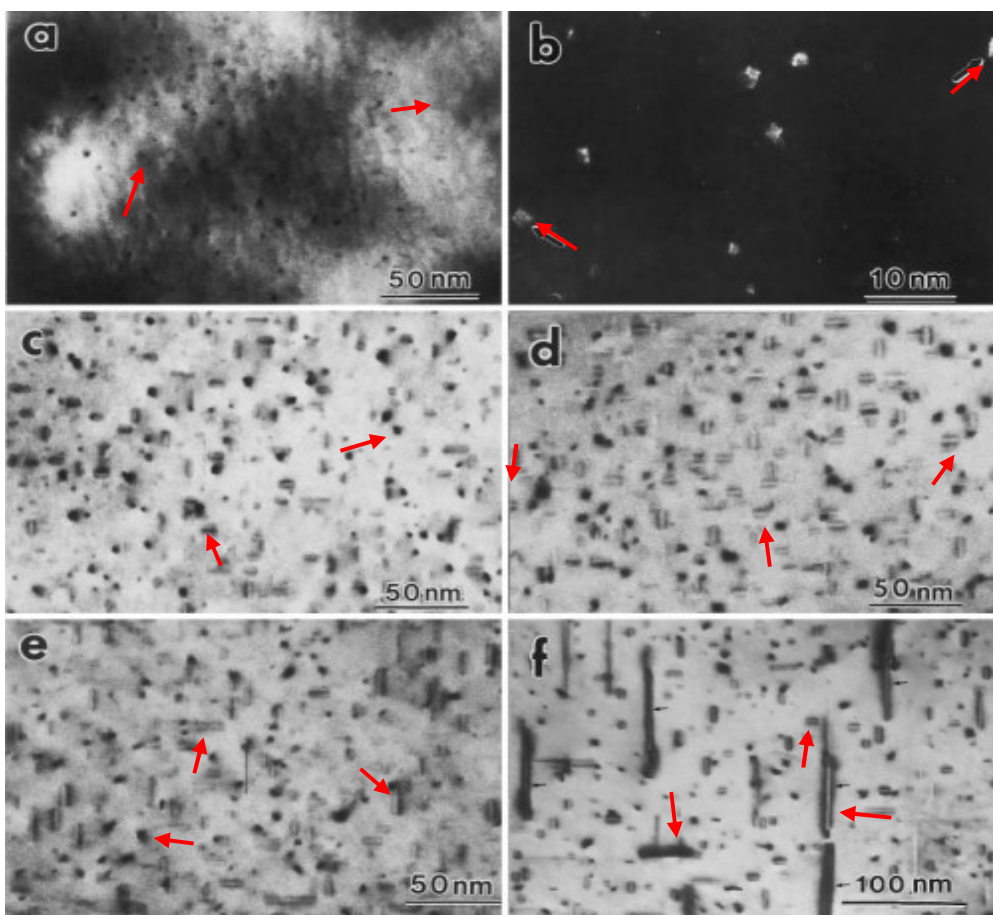


Figura 2.25: (a) Precipitados bem finos e pequenos são visíveis na estrutura (setas vermelhas); (b) Aumento da figura (a) com fundo escuro evidenciando os precipitados; (c) Pequenos precipitados de  $\beta''$  se formando; (d) Precipitados do tipo  $\beta''$  (formato de

agulha) com tamanho de 10-15 nm; (e) Precipitados mais grosseiros que em (d); (f) Precipitados grosseiros, mostrando a fase  $\beta'$  (formato de vareta) (Edwards *et al.*, 1998).

Análises das zonas de Guinier-Preston são observadas através da microscopia eletrônica de transmissão, isso devido ao fato de que os precipitados formados necessitam de grandes aumentos para que possam ser observados. Na Figura 2.26a é possível observar precipitados ricos em Mg-Si em uma amostra de alumínio. As setas vermelhas apontam para os precipitados que estão em várias direções. Já na Figura 2.26b uma imagem de uma amostra de uma liga de alumínio 6201, analisada em microscópio eletrônico de transmissão, evidenciando duas fases de intermetálicos, ricos em Al-Fe-Si, comumente encontradas em uma matriz de alumínio –  $\alpha$ -AlFeSi e  $\beta$ -AlFeSi .

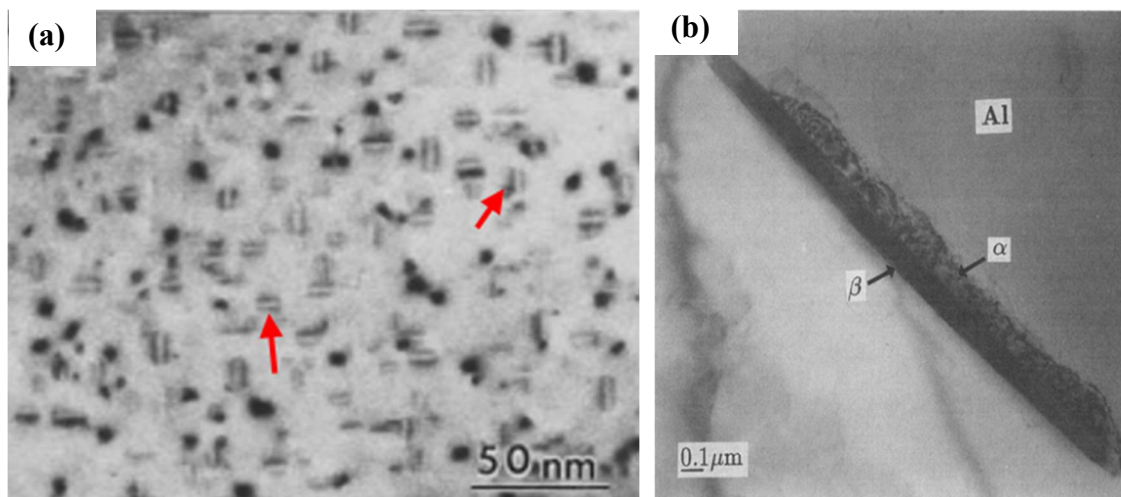


Figura 2.26: (a) Precipitados ricos em Mg-Si em uma matriz de alumínio (Edwards *et al.*, 1998) e (b) Amostra de uma liga de alumínio 6201 mostrando a fase  $\alpha$ -AlFeSi e  $\beta$ -AlFeSi envoltas da matriz de alumínio (Mulazimoglu *et al.*, 1996).

### 2.4.3. TEXTURA

Primeiramente é necessário o entendimento do que são materiais cristalinos e o conceito da microestrutura. Em materiais cristalinos, os átomos que formam o material estão arranjados de modo a se repetir periodicamente no espaço. A grade tridimensional imaginária de pontos nos quais os átomos se encontram é chamada de rede cristalina. Usualmente a estrutura cristalina é uniforme apenas por curtas distâncias. O material é

comumente formado por um aglomerado de grãos de cristal único. Esse material é denominado policristalino e o tamanho do grão pode variar de nanômetros a tamanhos que podem ser visualizados a olho nu. Mesmo dentro de grãos de cristal único a rede não é perfeita e pode conter defeitos que têm grande influência no comportamento do material. A microestrutura de um material se refere ao agrupamento de grãos juntamente com outros constituintes, como poros e inclusões.

Materiais que são muito usados na engenharia, como aço e alumínio, são policristalinos. Por isso, é de extrema importância ter técnicas que permitam visualizar e analisar a estrutura em detalhes. O entendimento da microestrutura é de suma importância pois é através de sua análise que se torna possível determinar muitas propriedades físicas do material. Por exemplo, o tamanho dos grãos pode influenciar a resistência à tração e as propriedades dos contornos de grão podem determinar a maneira com que o material irá falhar. Procedimentos como o polimento e ataque químico podem revelar as posições dos grãos e de seus contornos.

Orientações preferenciais dos cristais, ou textura, é uma característica intrínseca dos metais, cerâmicos, polímeros e rochas e exercem influências em suas propriedades, como resistência, dureza, condutividade elétrica, piezoelectricidade, etc. principalmente na anisotropia destes materiais (Wenk and Van Houtte, 2004). Quando um metal passa por grande quantidade de deformação, como processos de extrusão, trefilação, etc. ou recristalização durante um tratamento térmico, os grãos irão desenvolver uma orientação preferencial, denominada textura (Dieter, 1961). Quando uma grande quantidade de grãos tem a tendência de desenvolver a mesma orientação, isso acarretará em um grande impacto nas propriedades mecânicas nas diferentes direções de teste.

Diferentes parâmetros de processo podem gerar texturas distintas em ligas, variando, por exemplo, as propriedades mecânicas e microestruturais. As texturas dos materiais podem exercer grandes influências na performance mecânica. Por exemplo, (Qi Zhao *et al.*, 2016) reportou em seu trabalho que a presença do grãos tipo Goss apresentavam um efeito significativo de deflexão da trinca durante testes de resistência, enquanto que os grãos tipo Brass e Copper tinham pouca influência na propagação da trinca durante os testes de resistência, fazendo com que uma maior energia fosse gasta na deflexão da trinca, aumentando assim a vida em fadiga. De acordo com os autores, a fração de volume Goss/Brass tem grande influência na resistência à fratura da liga, e que quanto maior a fração de volume, maior é a resistência à fratura dos materiais (Figura 2.27).

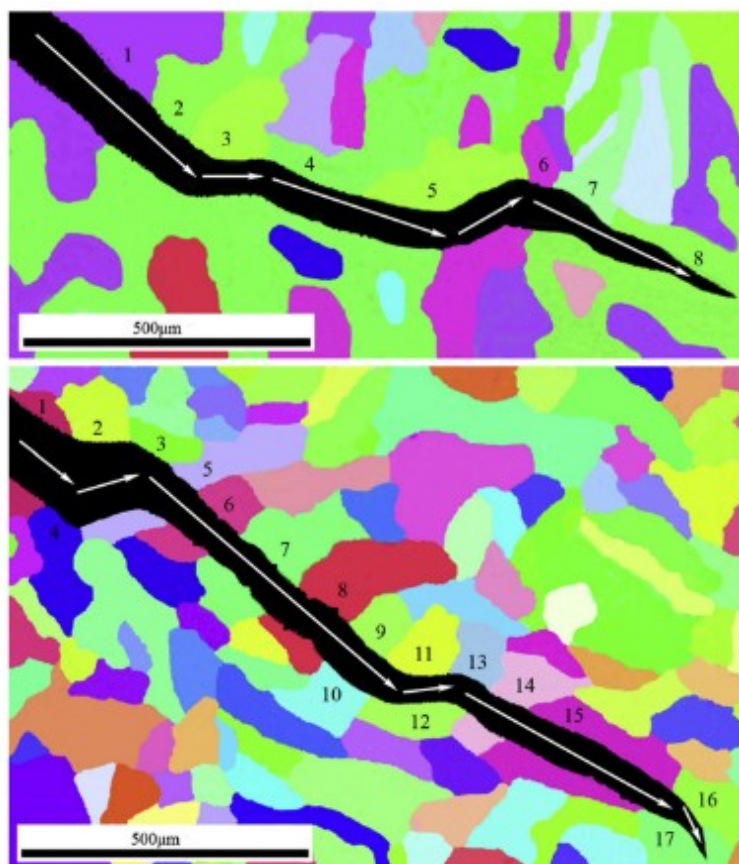


Figura 2.27: Propagação de trinca em uma liga de Al-Cu-Mg com dois tratamentos diferentes, mostrando os desvios do caminho da trinca (Qi Zhao *et al.*, 2016).

## 2.5. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

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 (Metals Handbook v.12, 1987; Metals Handbook v.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 (Metals Handbook v.11, 2002):

- Seleção, identificação, preservação e/ou limpeza de espécimes críticos;
- Verificação e análises macroscópicas (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;

### **2.5.1. 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.

### **2.5.2. 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; de maneira alternativa, uma lupa pode ser usada para ampliar uma área específica, 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 Figura 2.28. Estes tipos de visualização das superfícies de fratura revelam frequentemente regiões com uma textura diferente da região de fratura final.

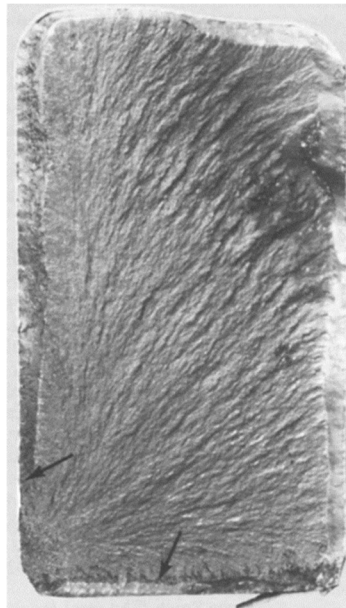


Figura 2.28: Superfície de um aço 4330V que sofreu fratura devido ao processo de fadiga, as setas indicam os locais de iniciação de trinca (Metals Handbook v. 11, 2002).

### **2.5.3. ANÁLISES MICROSCÓPICAS**

Após verificações macroscópicas da fratura, uma investigação microscópica se faz necessária, e usualmente são realizadas com equipamentos mais avançados, como microscópios eletrônicos de varredura (MEV) e 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 and Machado, 2007).

São encontrados vantagens do microscópio eletrônico de varredura sobre os microscópios ópticos, como a possibilidade de grandes ampliações e grande profundidade de campo. Além disso, o equipamento pode ser equipamento com acessórios adicionais 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.

Mesmo que seja bastante evidente que uma carga excessiva ou nível de tensão foi a causa direta ou contribuiu de maneira significativa para a falha. Mesmo assim, uma análise com maior precisão da tensão aplicada, da magnitude e do tipo (axial, torção, flexão) do carregamento se faz necessário para que se possa demonstrar sua importância na falha. Em outras análises de falhas pode-se ter fortes evidências de que a causa de uma falha está relacionada a tensões estáticas excessivamente elevadas (para o caso de fadiga, tensões cíclicas).

Verificações na região de fratura, em materiais de natureza, geralmente revelam a presença de *dimples*. O formato dos *dimples* tem relação com tipo de carregamento submetido o material, como exemplificado na Figura 2.29. O modo I é caracterizado pelo carregamento de tração onde os *dimples* tem formato equiaxial, para os modos II e III o formato dos *dimples* podem ser alongados e com formato elíptico, indicando que o principal carregamento atuante foi o cisalhamento, para o modo II, e de rasgamento para o modo III.



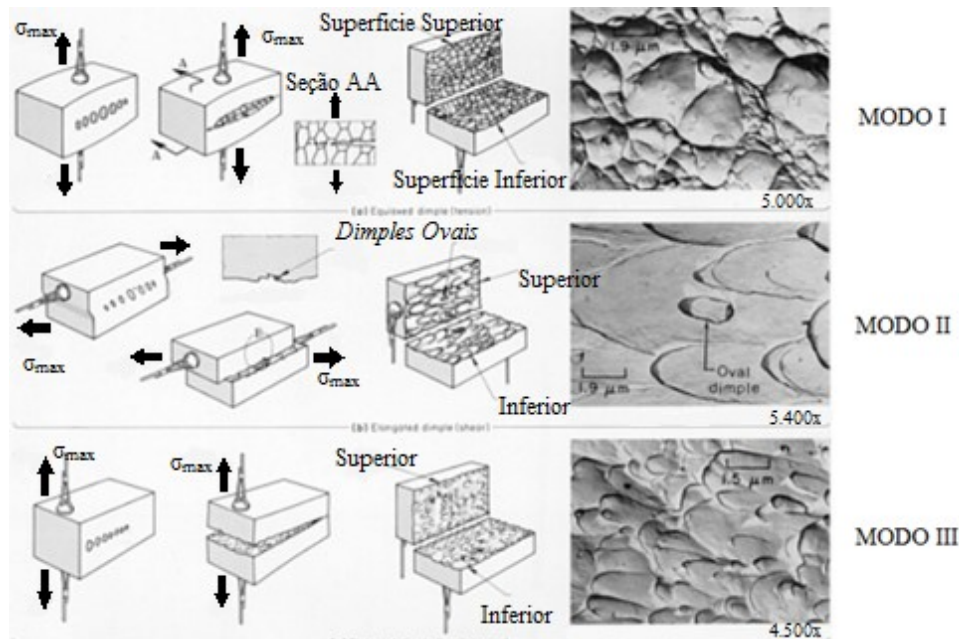


Figura 2.29: Influência da direção de máxima tensão ( $\sigma_{max}$ ) no formato dos dimples formados pela coalescência de microvazios (Metals Handbook v.12, 1987 - adaptado).

O tamanho do *dimple* é atribuído pelo número de microvazios que foram nucleados. Quando locais de nucleação são poucos e distantes um dos outros, os microvazios tendem a crescer bastante antes de se coalescer, resultando em uma superfície de fratura que contém *dimples* grandes. Já a superfície que contém pequenos e numerosos *dimples* são formados quando são ativados vários locais de nucleação e microvazios se coalescem (juntam) antes que eles atinjam um maior tamanho. Os *dimples* que são muito pequenos são encontrados, frequentemente, em materiais reforçados com dispersão de óxido. Com as combinações dos modos I, II e III podem existir cerca de 14 variações de formato dos *dimples* e orientações na superfície de fratura (Beachem, 1975).

Os autores de (Metals Handbook v.11, 2002) reportam que fraturas de natureza frágil causadas devido a sobretensão, em contraste com fraturas dúcteis, apresentam pouco ou nenhuma deformação plástica macroscópica. Os mecanismos e características da fratura a uma escala microscópica podem ter componentes de propagação dúctil ou frágil da trinca, porém, o processo macroscópico da fratura é qualificado por pouco, ou nenhum, trabalho sendo dispensado na forma de deformação permanente (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.

### 3. 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 preparação das amostras e corpos de prova e a realização dos ensaios. Foram ensaiados, para esta tese, contando com testes de dureza, ensaios de propriedades mecânicas e ensaios de fadiga e ensaios exploratórios cerca de 140 corpos de prova.

Os ensaios de fadiga, de dureza, os tratamentos térmicos e as análises da falha foram realizadas com equipamentos do Grupo de Fadiga, Fratura e Materiais (GFFM) da Universidade de Brasília. O fluxograma apresentado na Figura 3.1 mostra os passos seguidos para o desenvolvimento deste trabalho.

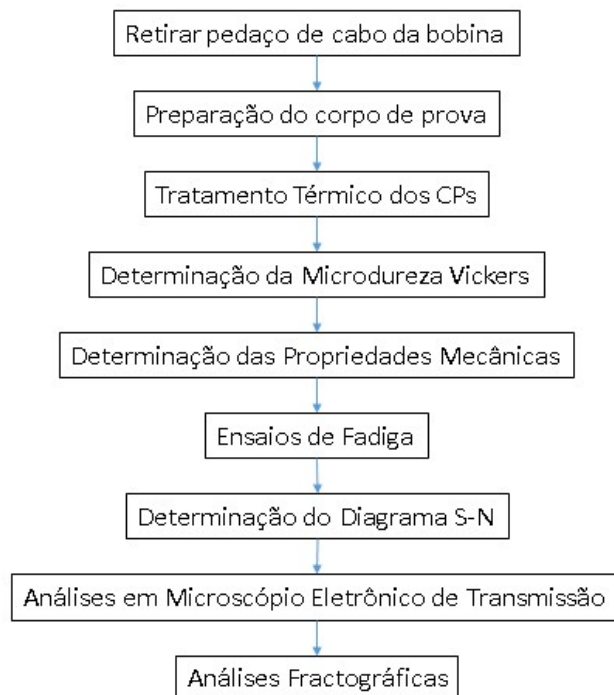


Figura 3.1: Fluxograma dos passos seguidos para o desenvolvimento deste trabalho.

### 3.1. MATERIAL, PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA E ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os corpos de prova que foram usados para o desenvolvimento deste trabalho foram fabricados a partir dos fios do cabo de liga de alumínio (CAL) 900, que são manufacturados com o alumínio liga da série 6xxx, 6201, e vem com o tratamento térmico de fábrica T81 – que consiste em solubilização, têmpera, processos de conformação (trefilação) e tratamento térmico de envelhecimento artificial. Os corpos de prova fabricados seguirão as dimensões apresentadas na Figura 3.2. E a composição química do material do fio e a composição nominal estão dispostas na Tabela 3.1. O método utilizado para a obtenção da composição química do material foi o de emissão ótica.

Tabela 3.1. Composição química da liga de alumínio 6201.

Elemento [%]	CAL 900	Nominal (Metals Handbook v.2, 1992)
Cobre (Cu)	<0,01	0,10 (máx.)
Silício (Si)	0,58	0,50-0,90
Manganês (Mn)	<0,01	0,03 (máx.)
Cromo (Cr)	<0,01	0,03 (máx.)
Ferro (Fe)	0,21	0,50 (máx.)
Magnésio (Mg)	0,65	0,6-0,9
Zinco (Zn)	<0,01	0,10 (máx.)
Boro (B)	0,0032	0,06 (máx.)
Alumínio (Al)	Restante	Restante

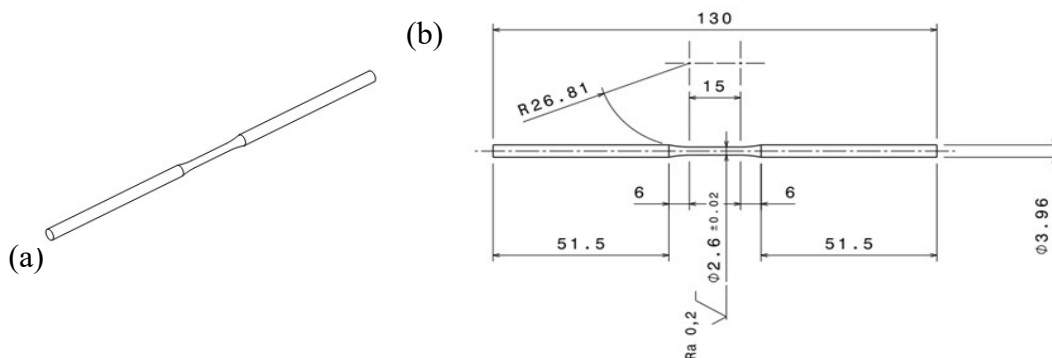
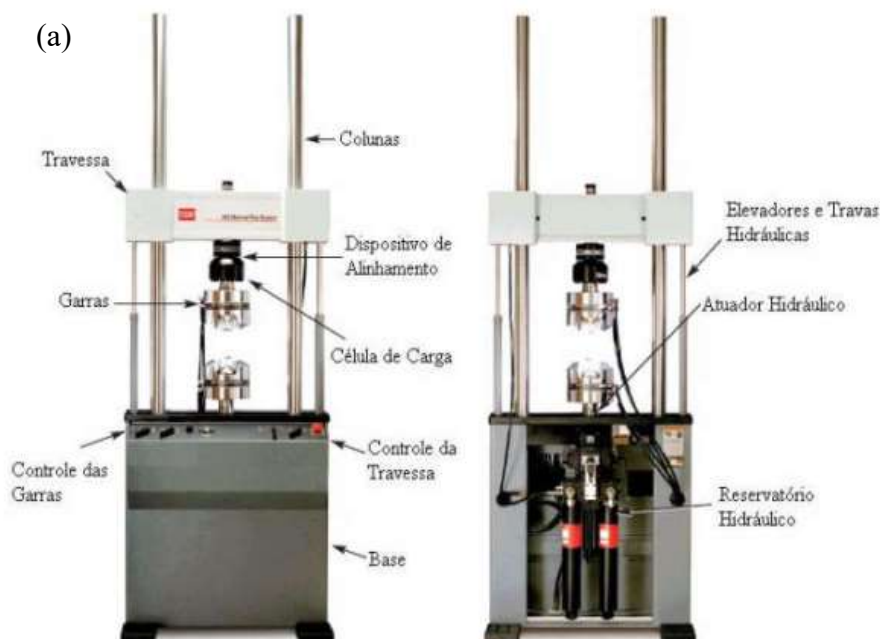


Figura 3.2: (a) Desenho esquemático do corpo de prova usinado a partir de um fio; (b) dimensões do corpo de prova.

Para que a usinagem dos fios fosse possível, foi necessário que os mesmos fossem previamente esticados, uma vez que os fios se encontram torcidos devido ao encordoamento, em uma máquina axial MTS Landmark 370 equipada com célula de carga de 5 kN eletromecânica, da fabricante MTS System Corporation, com carga dinâmica de +/- 22.00 lbs (+/- 100 kN) e distância vertical máxima de 1282 mm (Figura 3.3).

Para o ensaio dos fios as seguintes etapas foram realizadas:

- i. Primeiramente foi realizado um pré-esticamento dos fios dos cabos nas máquinas com o intuito de promover um alinhamento, visto que os fios se encontram torcidos devido a sua distribuição concêntrica ao fio central;
- ii. Definição dos limites do ensaio de tração;
- iii. Fixação dos fios nas as garras da máquina;
- iv. Realização do ensaio;



(b)



Figura 3.3: (a) Máquina MTS utilizada para o esticamento dos fios e ensaios de tração; (b) Detalhe das garras da máquina, onde os corpos de prova são colocados e as garras os prendem para a realização dos ensaios.

Na Figura 3.4a é mostrado um pedaço de um cabo para mostrar que os fios se encontram torcidos devido ao seu encordoamento. Na Figura 3.4b é possível visualizar um fio retirado de um cabo. Vale salientar que os fios da primeira camada do cabo não foram utilizados, visto que os mesmos, por se encontrarem na camada mais externa, são mais sujeitos a arranhões e marcas que possam ter sido geradas ao longo de seu transporte. A Figura 3.4c está mostrando um fio preso as garras e sendo esticado na máquina MTS. Na Figura 3.4d é mostrado um fio completamente esticado e pronto para o processo de fabricação dos corpos de prova, salienta-se que os fios foram esticados até o limite de escoamento – o acompanhamento foi feito através do gráfico tensão deformação mostrado no monitor da máquina MTS.

Na Figura 3.5 estão mostrados corpos de prova após o processo de usinagem. Para que os corpos de prova possam ser testados em ensaios de fadiga, é necessário que sua rugosidade superficial esteja baixa e sua superfície, na área de secção reduzida, esteja uniforme. Deste modo, após o procedimento de usinagem, as amostras passam por uma etapa de lixamento, visando diminuir os sulcos oriundos do processo de usinagem, que podem se comportar como concentradores de tensão e induzirem uma nucleação de trinca que irá se propagar e, desta forma, mascarar a vida em fadiga do material. Desta forma, a rugosidade ( $R_a$ ) superficial dos corpos de prova foi menor ou igual a  $0,02 \mu\text{m}$ , conforme ISO 4287. Este procedimento se fez necessário devido ao fato de que a falha por fadiga tende a se iniciar superficialmente e, conseqüentemente, a rugosidade

superficial pode desempenhar papel crucial na resistência à fadiga dos corpos de prova. As lixas utilizadas para o processo de lixamento foram as com granulometria de 400, 800 e 1200  $\mu\text{m}$ , e os mesmos eram fixados nas castanhas do torno e alinhadas por um contra-ponto.

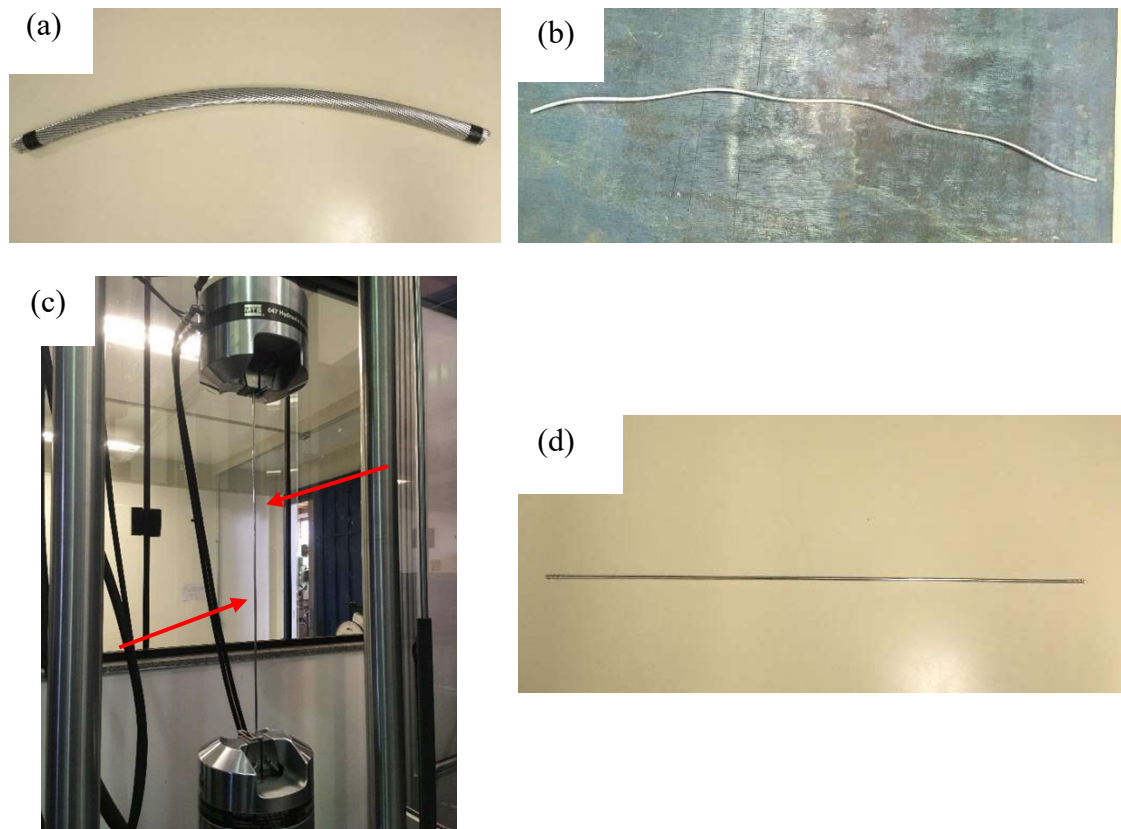


Figura 3.4: (a) Pedaco do cabo retirado da bobina; (b) Fio retirado do conjunto (cabo) antes do processo de esticamento; (c) Fio, preso pelas garras da máquina MTS, no processo de esticamento; (d) Fio já esticado e pronto para o processo de usinagem.

Foi utilizado um microscópio Confocal Olympus LEXT OLS4100, com medições de características superficiais sem contato, para a determinação das rugosidades superficiais. O LEXT OLS4100 foi desenvolvido para representar um novo padrão de medição de rugosidade de superfície. O OLS4100 é calibrado da mesma forma que medidores de rugosidade de superfície de contato e possui os parâmetros de rugosidade e filtros necessários exigidos pela ISO. Isso permite que os medidores de rugosidade de superfície de contato obtenham resultados de saída do sistema consistentes com seus

instrumentos existentes, com a vantagem de maior velocidade e medição sem contato. O OLS4100 tem um modo específico de rugosidade que permite a medição do perfil de rugosidade para comprimentos de amostra de até 100 mm com uma função de costura de linha automática..



Figura 3.5: Corpo de prova após processo de usinagem, com redução da seção de área transversal.

### **3.2. TRATAMENTO TÉRMICO**

Os tratamentos térmicos utilizados neste trabalho foram realizados em um forno Nabertherm com controlador P310, que trabalha na faixa de 30° a 3000 °C, sem atmosfera controlada (Figura 3.6) que permite que sejam colocadas várias rampas de aquecimento. As dimensões de sua câmara são 150 mm x 150 mm x 150 mm. Detalhes dos tratamentos térmicos realizados como as temperaturas de solubilização utilizadas, tempo dos envelhecimentos artificiais e os tempos de envelhecimentos naturais encontram-se nas Tabelas 3.2 e 3.3. Ressalta-se que todos os corpos de prova permaneceram por 2 horas na temperatura estabelecida no processo de solubilização, foram resfriados em água a temperatura ambiente. O tempo de permanência de 2 horas foi utilizado com o intuito de não deixarmos dúvida quanto a total solubilização dos elementos de liga na matriz . A temperatura para o tratamento de envelhecimento foi de 170 °C e foi escolhida devido ao fato de estar dentro da faixa de temperatura utilizado pela indústria.





Figura 3.6: Forno Nabertherm com controlador P310, e câmara com dimensões de 150 mm x 150 mm x 150 mm, utilizado para os tratamentos térmicos dos fios do cabo condutor “A”.

Para o tratamento térmico dos corpos de prova um dispositivo teve de ser confeccionado, em chapa inox, para evitar a contaminação da atmosfera do forno, devido às restrições quanto as dimensões da câmara. O desenho esquemático do dispositivo pode ser visualizado na Figura 3.7. O dispositivo permite que os corpos de prova fiquem pendurados dentro da câmara do forno evitando, desta fora, o achatamento devido a base retilínea do forno. As cotas vistas no desenho estão em milímetros e o suporte comportava 10 corpos de prova.

As temperaturas de solubilização foram escolhidas baseadas no resultado obtido pela equação de Austen e Williamson (1975), que a partir da quantidade de magnésio da liga, ela é capaz de mensurar a quantidade do precipitado  $Mg_2Si$  e, desta forma com o auxílio do diagrama pseudo-binário (Fig. 2.5) e, com o resultado obtido da equação, é possível verificar a temperatura onde a linha *solvus* é ultrapassada, garantindo a solubilidade dos elementos de liga até a temperatura de fusão.

Para identificação de cada tratamento térmico realizado nos corpos de prova foi adotado a seguinte nomenclatura: SxxxYtt, onde S significa solubilização seguido por três números, que representam a temperatura de solubilização, Y indica o tipo de envelhecimento que o corpo de prova sofreu seguido por 1-4 dígitos que indicam o

tempo, em horas, que os corpos de prova foram submetidos ao envelhecimento. A significa envelhecimento artificial e N significa envelhecimento natural.

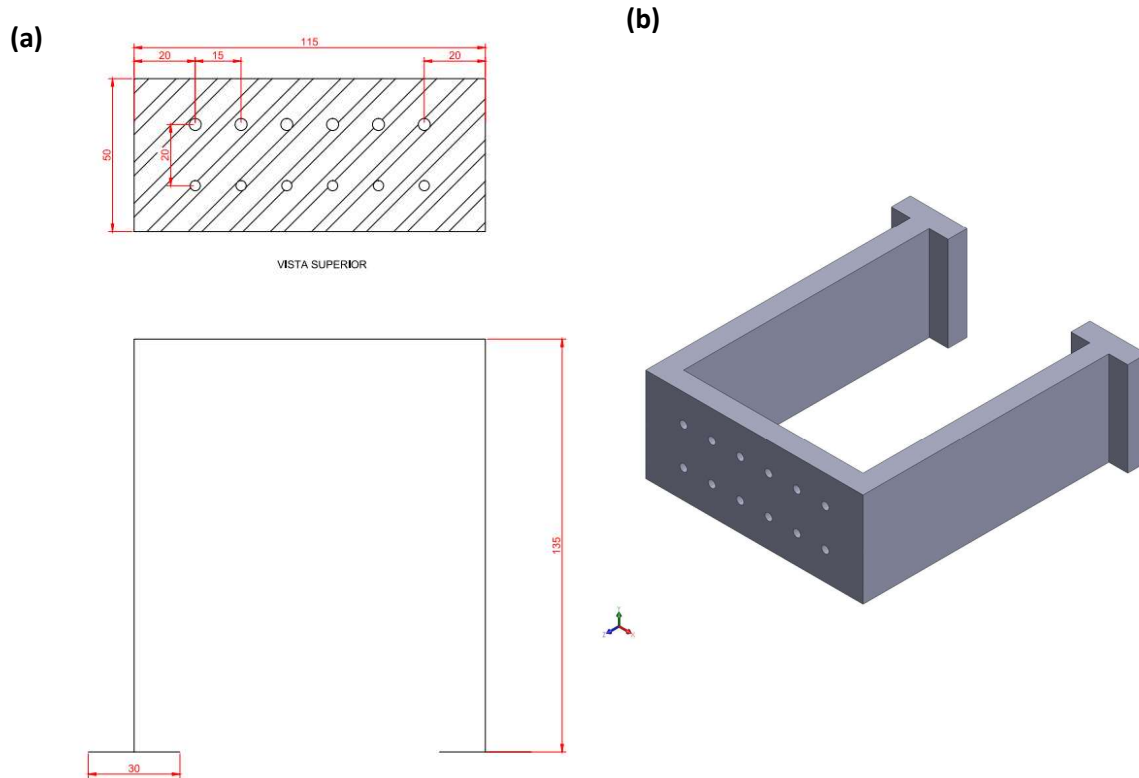


Figura 3.7: Desenho esquemático do dispositivo para tratamento térmico dos fios. (a) Desenho feito em AutoCad; (b) Vista isométrica feita no SolidWorks.

Tabela 3.2: Parâmetros utilizados nos corpos de prova solubilizados juntamente com suas nomenclaturas.

Nomenclatura	Temp. Solub. [°C]
S470	470
S490	490
S510	510
S530	530
S550	550

Tabela 3.3: Parâmetros utilizados para os corpos de prova que sofreram o envelhecimento natural e artificial juntamente com suas nomenclaturas.

Nomenclatura	Tipo de Env.	Tempo Env. [h]
E0	-	-
A4	Artificial	4
A8	Artificial	8
A12	Artificial	12
A16	Artificial	16
A20	Artificial	20
A24	Artificial	24
N1500	Natural	1500
N3000	Natural	3000

### 3.3. MICRODUREZA VICKERS

Para as medições da microdureza dos corpos de prova tratados foi utilizado um microdurômetro da EmcoTest, DuraScan, 20 com um indentador de diamante de base quadrada e carga que varia de 0.01 kgf a 10 kgf. (Figura 3.8). Foram realizados cerca de 3-5 medições em cada par solubilização e envelhecimento e os valores encontrados foram medidos pelo software do próprio equipamento que mede as diagonais horizontais e verticais e através das equações Eq. 3.1 e 3.2 calculam o valor da microdureza. A carga utilizada para as medições das durezas foi de 1 kgf, as medições foram realizadas nos corpos de prova de maneira que a impressão causada pelo indentador, ou mesmo, a amostra escorregasse, então a mesma foi fixada na mesa do próprio equipamento com o auxílio de massinha de modelar.

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

Sendo,

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



Figura 3.8: Máquina de medição de microdureza Vickers, EmcoTest DuraScan 20, com indentador de diamante e lentes de aproximação de 10x e 40x.

### 3.4. ENSAIOS DE FADIGA

Com o intuito de verificar o comportamento dos fios após os tratamentos térmicos, foram realizados em alguns corpos de prova ensaios de fadiga uniaxial, em uma máquina de ensaios universal eletromecânico da fabricante MTS System Corporation (Figura 3.3), descrita anteriormente. A frequência utilizada para os ensaios de fadiga uniaxial foi de 15 Hz e a razão de carregamento adotada foi  $R = -1$ , ou seja, totalmente reversível. Para que cada diagrama S-N fosse gerado foram obtidos pelo menos 8 pontos, ou ensaios, válidos.

Para a determinação das tensões dos ensaios de fadiga um ensaio de tração foi realizado e, a partir dele, as faixas de tensões foram escolhidas de acordo com a última tensão de tração e eram cerca de 40 %, 60 % e 80 % da última tensão de tração.

### 3.5. MICROSCOPIA E FRACTOGRAFIA

Após a fratura dos fios, as análises fractográficas dos mesmos foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura. O equipamento é da marca JEOL. Modelo JFM-7100F e possui alta resolução garantida de 1,2 nm (30 kV) e 3,0 nm (15 kV a uma corrente de 5 nA), corrente máxima de 200 nA, lentes cônicas objetivas e mesa de motor controlado em 5 eixos. O equipado com um detector de silício de resolução 129 eV (SSD) para microanálises via Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), Figura 3.9. Durante as análises fractográficas nos corpos de prova a voltagem esteve na faixa

de 5-15 kV, e corrente entre 9-10 nA, onde foi possível a melhor resolução/aumento das imagens.



Figura 3.9: Imagem do microscópio eletrônico de varredura, do Grupo de Fadiga Fratura e Materiais, da Universidade de Brasília, da marca JEOL JFM-7100F, utilizado para as análises dos fios fraturados.

Para a verificação de intermetálicos e precipitados oriundos dos processos de envelhecimento artificial, seu tamanho e distribuição dentro da matriz, um microscópio eletrônico de transmissão foi utilizado. Esses precipitados possuem tamanhos nanométricos, o que dificulta sua visualização através da microscopia de varredura. Outro objetivo é observar intermetálicos ricos em Al-Fe-Si. 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 foram usinadas até o diâmetro necessário e sua espessura foi reduzida até 3 micrometros, com o auxílio de lixas com granulação fina (lixa 1200) e medidas com paquímetro digital.

O microscópio utilizado é um FEI TECNAI G<sup>2</sup> F20 que opera a 200 kV com uma omensa capacidade analítica. Este microscópio permite a realização de imagens MET convencional (campo claro, campo escuro e difração) e imagens de alta resolução (HRTEM). Este microscópio também é equipado com um sistema de microscopia eletrônica de transmissão-varredura (STEM) que permite realizar imagens de modos de

campo claro, campo escuro e HAADF (High Angle Annular Dark Field). O FEI Tecnai G<sup>2</sup> F20 também é equipado com detectores de EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy) e EELS (Electron Energy Loss Spectroscopy). O equipamento é propriedade do Laboratório de Caracterização Estrutural (DEMa) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) (Figura 3.10).

Para as análises das amostras em microscopia eletrônica de transmissão a preparação das amostras se fez necessária. Primeiramente foram cortados pequenos pedaços, no sentido transversal do fio, e então os mesmos foram lixados, com lixas de 400 e 800  $\mu\text{m}$ , com o intuito de que essas amostras fiquem com um diâmetro de 3 mm e com espessura máxima de 70  $\mu\text{m}$ . A partir deste disco passamos para um procedimento conhecido como “dimpling” no qual um equipamento remove material do centro da amostra promovendo uma cavidade. Este equipamento gera atrito entre a amostra, presa a uma mesa giratória, e um disco giratório, alinhado perpendicularmente a amostra. Ao final temos um gradiente de espessura a partir do centro de aproximadamente 5  $\mu\text{m}$ . Então a amostra passa por um desbaste mecânico, pois a amostra já se encontra bem frágil para que continue o desbaste mecânico, passando então para um afinamento iônico, com um outro equipamento chamado Íon Mill Gatan, ao qual produz um bombardeio iônico que expulsa material da amostra e vai desbastando as camadas atômicas. Os canhões são posicionados de forma que os íons colidam com um ângulo controlado entre 10 a 12° com a amostra. Desta forma quando começam a atravessá-la temos um orifício onde em suas bordas podem ser encontradas regiões transparentes ao feixe de elétrons.



Figura 3.10: Imagem do microscópio eletrônico de transmissão, FEI Tecnai G<sup>2</sup> F20, utilizado para as análises das amostras tratadas termicamente.

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  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi quanto a fase  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>8</sub>Si 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  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi ocorra pela decomposição peritética da fase  $\alpha$ -Al<sub>8</sub>Fe<sub>8</sub>Si em temperaturas elevadas.

## 4. 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 corpos de prova tratados termicamente, e ensaios mecânicos estáticos, visando a determinação de suas propriedades mecânicas e microdureza Vickers. Caracterizações complementares foram efetuadas com o objetivo de correlacionar as propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas obtidas nos ensaios com as microestruturas, distribuições de precipitados e superfícies de fratura examinadas com microscopia eletrônica de varredura.

### 4.1. RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Os corpos de prova foram submetidos a lixamento após o processo de usinagem, conforme descrito no capítulo de metodologia, com o objetivo de amenizar os efeitos negativos de uma superfície irregular. Na Figura 4.1 e na Tabela 4.1 está mostrando a medidas de rugosidade de um corpo prova, que representam as demais, realizada no microscópio Confocal, menor que  $0,2 \mu\text{m}$ . A partir das figuras e da tabela é possível perceber que as superfícies se encontram bem uniformes, reduzindo consideravelmente, desta forma, a possibilidade de influência superficial para a iniciação da trinca.

Tabela 4.1: Valores de rugosidade encontrados nos perfis de rugosidade da Figura 4.1a.

No.	Ra (ISO 4287) [ $\mu\text{m}$ ]	Rz (ISO 4287) [ $\mu\text{m}$ ]
1	0,141	0,987
2	0,137	1,036
3	0,123	0,715
4	0,148	0,947



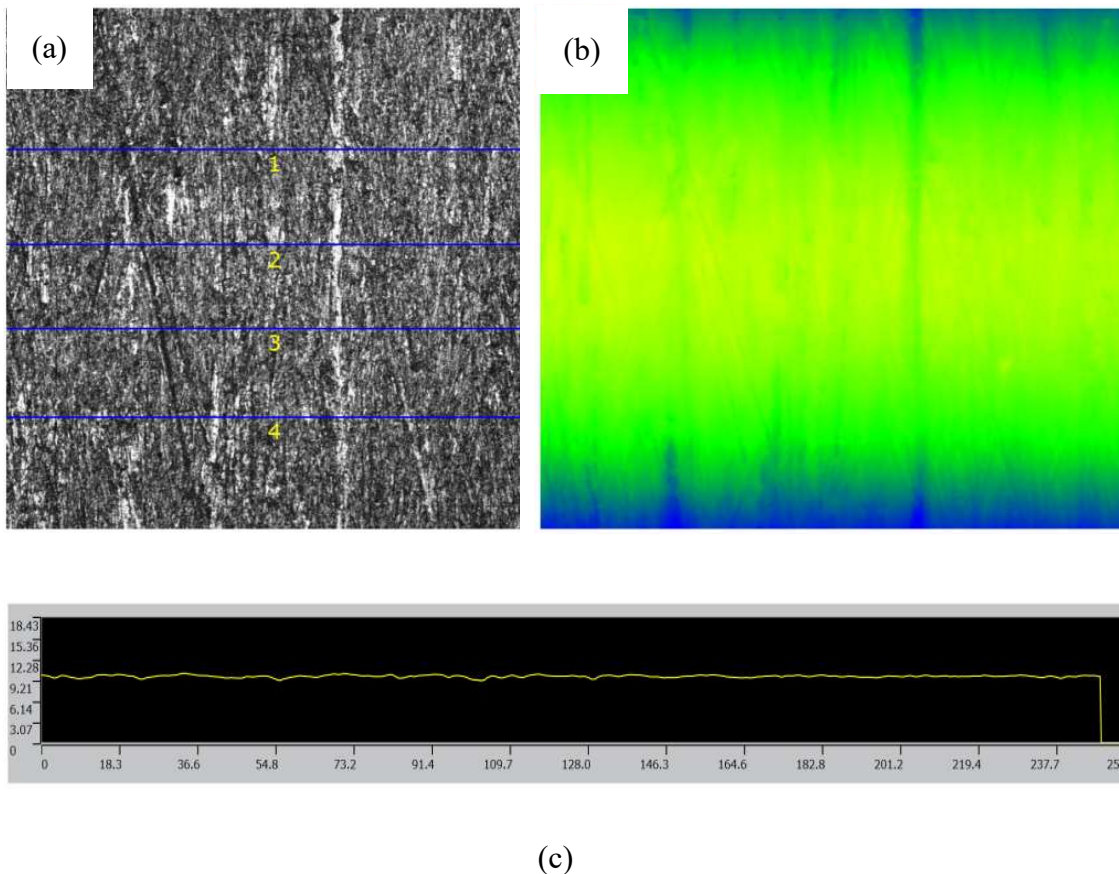


Figura 4.1: (a) Perfis de rugosidade em um corpo de prova; (b) Imagem com contraste de alturas da medição de rugosidade. Confocal. 50x; (c) Perfil de rugosidade da amostra para um intervalo de 24 mm.

## 4.2. RESULTADO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Neste subcapítulo serão apresentados, e discutidos, os resultados referentes as investigações experimentais realizadas nos corpos de prova dos fios, oriundos do cabo de alumínio liga 6201, quanto a sua microdureza, resistência à fadiga, limite de resistência à tração, limite de escoamento, etc. quando ocorrem variações nas temperaturas de solubilização e para os tempos de envelhecimentos natural e artificial.

### 4.2.1. MICRODUREZA VICKERS

Os resultados referentes as medições de microdureza dos corpos de prova solubilizados e tratados termicamente – artificial e natural – estão nos gráficos das Figuras 4.2 e 4.3 e as tabelas com os resultados encontram-se nos anexos deste trabalho.

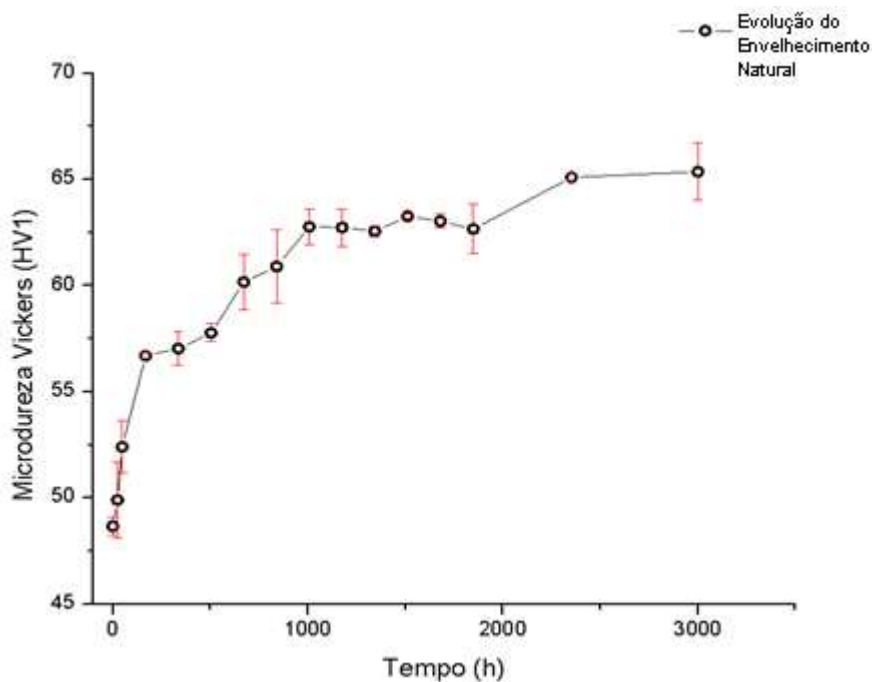


Figura 4.2: Evolução da microdureza Vickers com o envelhecimento natural.

Da Figura 4.2 e pode-se perceber que nas primeiras 168 horas de envelhecimento a dureza cresce de maneira bem rápida e depois de maneira mais constante. Tal fato é explicado devido a cinética de precipitação, ou seja, os aglomerados antes existentes na matriz estão evoluindo para a forma  $\beta''$ , que é a que confere maior dureza a liga. Com o passar do tempo a dureza se mantém constante de certa forma, isto quer dizer que o ponto de máxima dureza está se aproximando, onde a maior densidade de precipitados  $\beta''$  podem ser encontrados. Os autores Gupta e Lloyd (1999), discutiram que inicialmente no envelhecimento natural de ligas Al-Mg-Si o silício domina a formação de aglomerados devido à sua maior difusividade e menor solubilidade em alumínio e que, em uma fase seguinte, o magnésio começa a contribuir para a formação dos aglomerados.

Já para os resultados mostrados na Figura 4.3 pode-se perceber que ocorreu uma diferença na dureza das amostras que foram apenas solubilizadas, sendo as solubilizações com as temperaturas de 510 °C (S510), 530 °C (S530), 550°C (S550) que obtiveram os maiores resultados de dureza. Esta diferença evidenciada é explicada a partir do processo de endurecimento por solução sólida, onde os átomos de soluto

ocupam lugares na rede cristalina de um dado metal. Esses átomos provocam distorção na rede, criando uma atmosfera nas arestas dificultando o movimento das discordâncias, e desta forma aumento a dureza do material. Ainda da Figura 4.3, identifica-se que os melhores resultados para as durezas foram alcançados para as temperaturas de solubilização de 530 °C (S530) e 550 °C (S550) para todos os tempos de envelhecimento. Nota-se que o crescimento da dureza teve uma desaceleração de 12 horas para 16 horas, indicando que o pico de dureza possa estar perto, ou seja, os precipitados podem estar passando da fase  $\beta'$  para a fase  $\beta$  (metaestável).

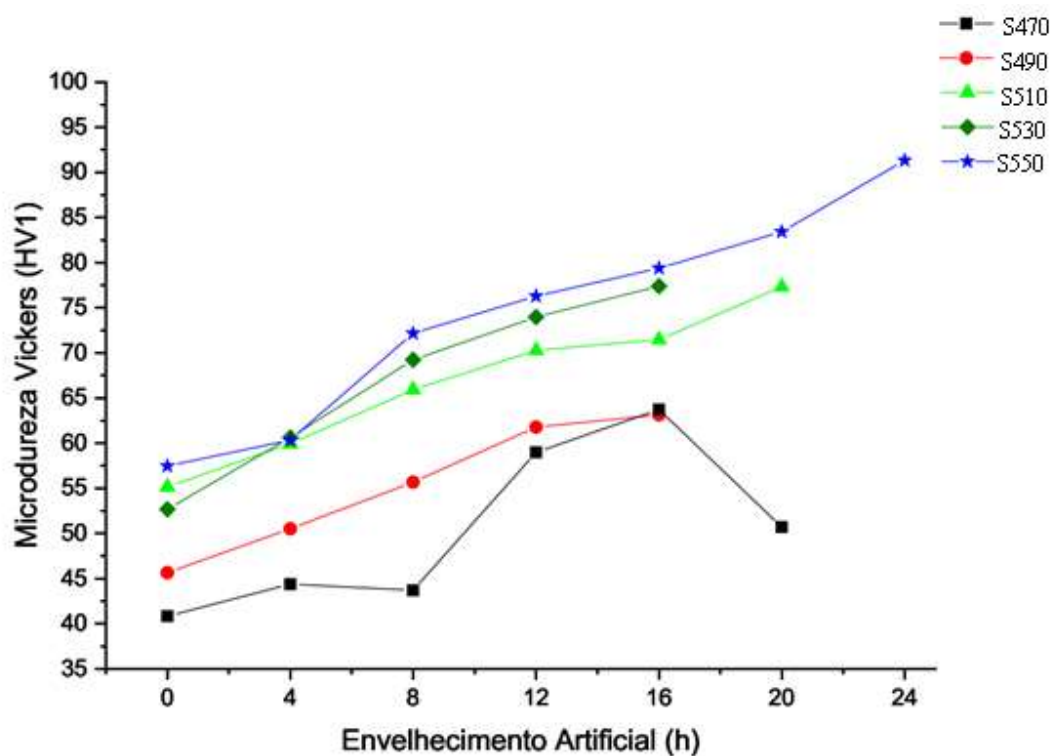


Figura 4.3: Evolução da dureza para várias temperaturas de solubilização e tempos de envelhecimento artificial.

Ainda com relação aos resultados de dureza encontrados é possível perceber que na condição S470 a dureza cai drasticamente a partir das 16 horas de envelhecimento artificial, tal fato está relacionado com o fato de acontecer um fenômeno denominado super envelhecimento. Com o aumento do tempo de envelhecimento até certo ponto e com o aumento da dureza do material, é esperado que ocorra, assim, a melhora de algumas propriedades mecânicas, tais como resistência à tração e limite de escoamento.

Já para materiais que estão em estado de super envelhecimento tais propriedades são diminuídas devido a formação de grandes aglomerados de precipitados endurecedores facilitando, desta forma, a movimentação das discordâncias. A resistência à fadiga foi relacionada, no trabalho de Imam, Rahman e Khan (2015), com a resistência à tração. O superenvelhecimento 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.

Dos resultados obtidos pelos ensaios de microdureza, e a partir de investigações de cunho teórico e empírico, foram obtidas boas relações quantitativas entre dureza e outras propriedades mecânicas, como por exemplo, resistência à tração, limite de escoamento, resistência à fadiga e fluência (Metals Handbook v.8, 2000). Estas relações também foram observadas no trabalho de (May *et al.*, 2010), que identificou um aumento da dureza e resistência à tração quando utilizado um tratamento térmico adequado.

#### 4.2.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

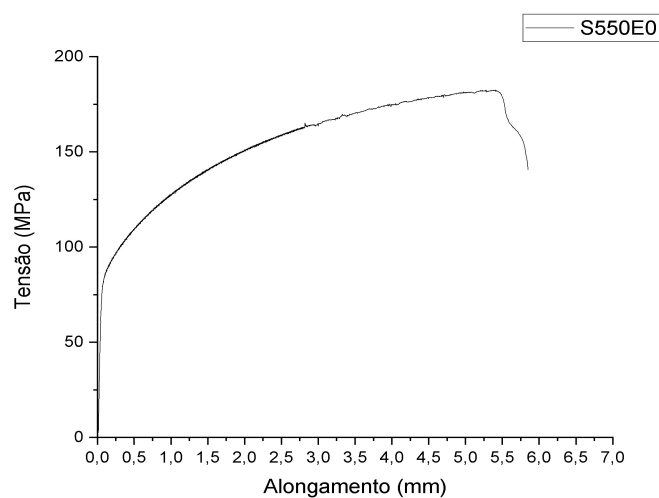
Ensaio de tração uniaxial foram realizados no fio, como recebido, com o intuito de adquirir as propriedades de limite de resistência à tração, tensão de escoamento, alongamento, etc. Foram utilizados 3 ensaios válidos para obtenção de cada gráfico. Os valores encontrados para tais propriedades estão dispostos na Tabela 4.4. Os valores nominais encontrados na literatura, para o um fio com diâmetro de 3,2 - 4,8 mm, para o material em questão encontram-se dispostos na Tabela 4.2.

Tabela 4.2: Resumo das propriedades mecânicas.

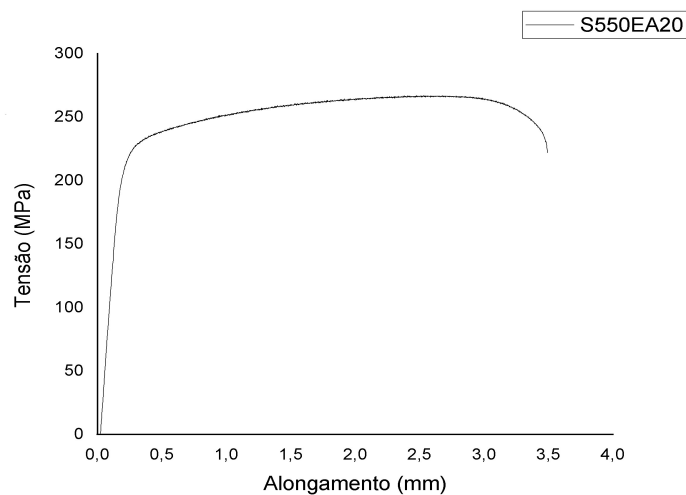
<b>Resumo das propriedades mecânicas</b>			
<b>Propriedade</b>	<b>Valores medidos</b>	<b>Desvio Padrão</b>	<b>Valores Nominais</b>
Tensão de Escoamento, $\sigma_{y0.2\%}$	295	7,81	310 MPa
Tensão Última, $\sigma_{ut}$	304	8,08	330 MPa
Alongamento após falha, $EA\%$	7,2	0,89	6 % em 250 mm

Ensaio de tração uniaxial foram feitos em corpos de prova termicamente tratáveis com o objetivo de verificar mudanças nas propriedades mecânicas devido ao tratamento

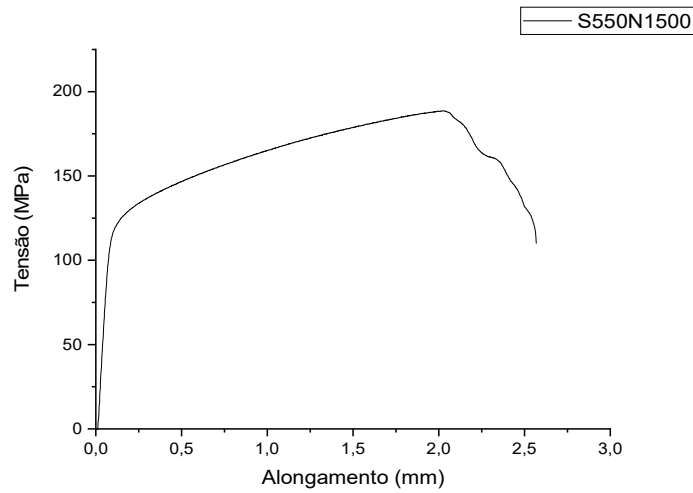
realizado. Os tratamentos escolhidos foram S550E0 e oS550A20, mesma temperatura de solubilização e tempo de envelhecimento artificial diferentes, foram selecionados os corpos de prova sem envelhecimento e corpos de prova que foram envelhecimentos por tempos elevados para que as possíveis diferenças fossem realçadas e S550N1550 e S550N3000, mesma temperatura de solubilização e tempo de envelhecimento natural diferentes, foram escolhidos estes corpos de prova com o intuito de verificar o efeito do envelhecimento natural ,e os gráficos tensão ( $\sigma$ ) x deformação dos fios pode ser visto na Figura 4.4. Na Tabela 4.3 encontra-se os valores de suas propriedades mecânicas.



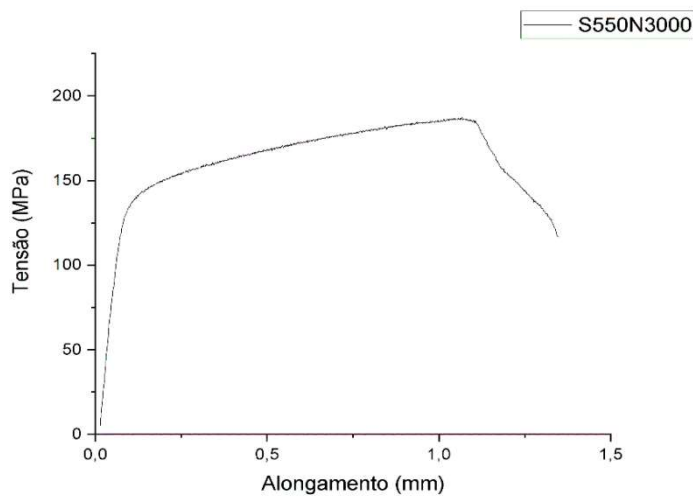
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.4: Gráfico tensão ( $\sigma$ ) x deformação dos fios termicamente tratados com os seguintes tratamentos (a) S550E0; (b) S550A20; (c) S550N1500 e (d) S550N3000.

Tabela 4.3: Resumos das propriedades mecânicas estáticas para os corpos de prova tratados termicamente.

Propriedade	S550E0	S550A20	S550N1500	S550N300
Tensão de Escoamento, $\sigma_{y0.2\%}$	87 MPa	236 MPa	123 MPa	141 MPa
Tensão Última, $\sigma_{ut}$	183 MPa	274 MPa	185 MPa	181 MPa
Alongamento, $EA\%$	8,5	5,2	3,9	2,1

Dos resultados apresentados, é possível observar que as amostras S550A20 apresentaram valores maiores para as propriedades mecânicas de limite de escoamento e limite de resistência a tração, mostrando desta forma, o envelhecimento artificial atribuir ao material uma maior rigidez, possuindo melhor resistência, o que corrobora com os resultados encontrados nos ensaios de microdureza. Da mesma forma foi visto que o progresso do envelhecimento natural a tensão última se mostraram maiores e o alongamento se mostrou menor, indicando que com o aumento dos precipitados endurecedores da liga temos um aumento da resistência mecânica, devido as barreiras criadas para as movimentações das discordâncias.

#### **4.2.3. ENSAIOS DE FADIGA**

Como dito na motivação deste trabalho, o mesmo foi desenvolvido graças a diferenças evidenciadas em cabos, fabricados com a mesma liga de alumínio e submetidos ao mesmo tratamento térmico, que tiveram comportamento à fadiga diferente. O mesmo ensaio foi feito para os fios destes cabos com o intuito de verificar se o comportamento também se repetia nos fios. Durante os ensaios de fadiga para os fios com tratamento de fábrica (T81) foi diagnosticado que os fios de um lote de cabos apresentavam desempenho inferior, chamaremos de fio “A”. Outros fios retirados de um outro lote de cabos, com a mesma composição em mesmo tratamento (T81) foram denominados fio “B”. Ambos os fios, apesar de serem de lotes diferentes, são da mesma liga e fornecedor. Os diagramas S-N desses dois fios estão apresentados na Figura 4.5. Percebe-se que os fios referentes ao cabo “B” tem melhor comportamento na vida em fadiga dos que os fios retirados do cabo “A”, mostrando que da mesma forma que foram mostrados nos cabos, foi visto nos fios, ou seja, os fios do cabo “A” têm pior resistência à fadiga que os fios do cabo “B”.

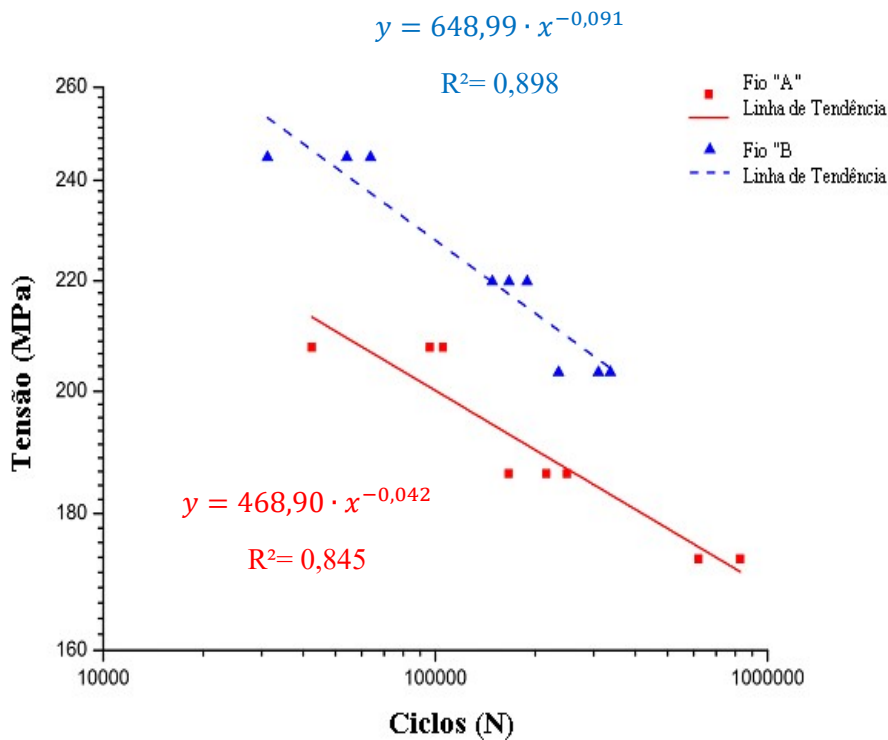


Figura 4.5 Curvas S-N dos fios “A” e “B”, em log-log.

Com o objetivo de verificar o comportamento dos fios após tratamentos térmicos, ensaios de fadiga uniaxial foram realizados nos fios que sofreram os tratamentos S550E0, S550A8, S550A20 e S550A24, ou seja, os menores e maiores valores encontrados na microdureza Vickers e um intermediário, para uma dada temperatura de solubilização. Da mesma forma foram realizados ensaios de fadiga em corpos de prova que foram envelhecidos de maneira natural – 1500 horas e 3000 horas.

A Figura 4.6 encontra-se um gráfico S-N, em escala logarítmica, mostrando a vida dos fios juntamente com seu fator de correlação.

A partir das curvas apresentadas na Figura 4.6 é possível perceber, com relação ao comportamento à fadiga, que os fios tratados com o S550A20 apresentaram vidas maiores para um mesmo nível de tensão, quando comparamos as curvas de tendência, do que os fios que foram sujeitos ao tratamento S550E0. É possível perceber que os resultados apresentados pelos fios S550A20 encontravam-se menos dispersos, com coeficiente de correlação ( $R^2$ ) mais próximo de 1, ou seja, a curva se adequa bem aos pontos obtidos mostrando que existe pequeno espalhamento dos pontos. Os resultados obtidos, para os fios tratados termicamente, mostram que se trata de um material sensível ao fenômeno de fadiga. Tal fato pode ser evidenciado devido ao pequeno valor do expoente na equação da linha de tendência, representando que pequenas variações na



amplitude de tensão provocam grandes variações na vida em fadiga. Desta forma, os resultados, de uma maneira geral, mostram que dentro de um intervalo da amplitude de tensão, uma variação de até duas ordens de grandeza pode ser observada. Um exemplo disso é evidenciado no fio S550E0 que a uma amplitude de tensão de 133 MPa a vida dos fios tendeu a faixa de  $10^3$  ciclos, já para a amplitude de tensão de 100 MPa a vida dos fios ficou dentro da faixa de  $10^5$  ciclos.

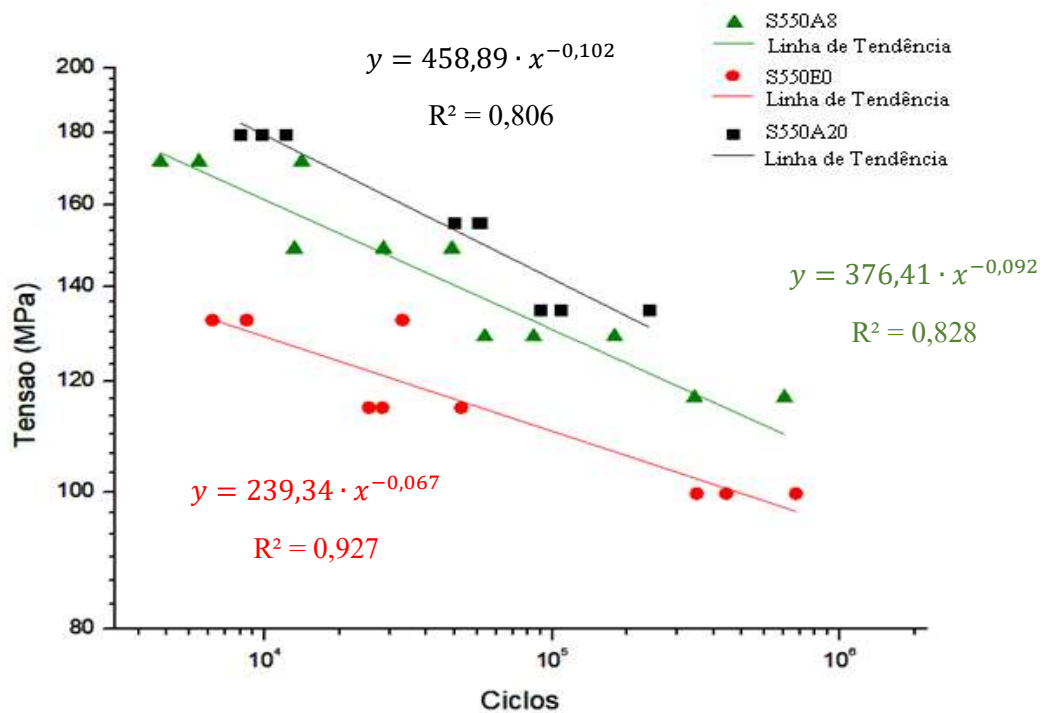


Figura 4.6: Gráfico S-N, em escala log-log, dos fios que sofreram os tratamentos térmicos S550A20, S550A8 e S550E0.

Outra análise pode ser feita considerando as tensões aplicadas durante os ensaios, por exemplo, para um ensaio realizado com 135 MPa, nos fios S550A20, a vida média dos fios ficou em torno de 138.337 ciclos, já para os fios S550E0 a vida média ficou em 15.072 ciclos quando ensaiados a 133 MPa, mostrando uma diferença de aproximadamente 9 vezes nas vidas médias.

Na figura 4.7 encontra-se um gráfico de correlação, ou razão, entre as linhas de tendência a fadiga dos fios ensaiados, S550E0 e S550A20. Optou-se por escolher o tempo de envelhecimento de 20 horas, juntamente com o sem nenhum tempo, para que a influência do envelhecimento no comportamento a fadiga do material seja

evidenciada. Os resultados da curva de razão são uma extrapolação baseada nas curvas de tendências obtidas para os ensaios de fadiga, entendendo-se que o comportamento dos corpos de prova seria o mesmo para as tensões extrapoladas. É possível perceber que conforme a amplitude de tensão cresce a razão das vidas aumenta, chegando a uma razão de quase 140 entre as vidas para uma amplitude de tensão de 180 MPa. Mostrando desta forma, a grande influência que o tratamento térmico exerce sobre a resistência a fadiga de um material.

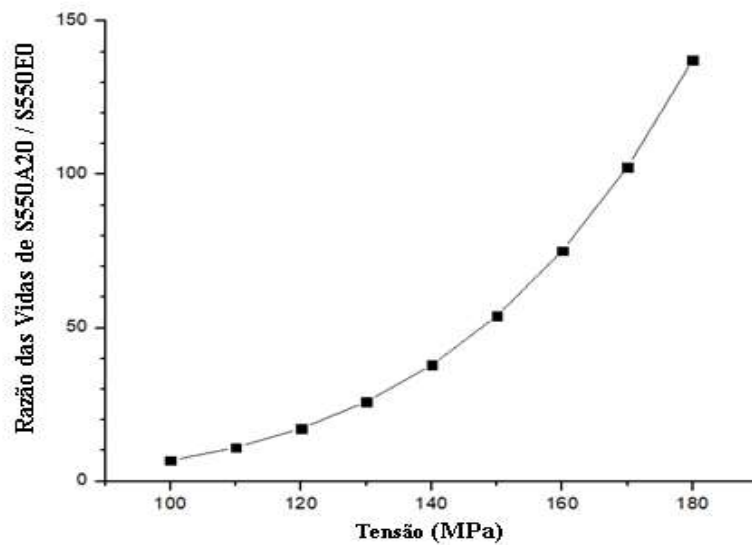


Figura 4.7: Razão entre as vidas a fadiga dos corpos de prova dos fios S550A20 e S550E0.

Ensaio de fadiga também foram feitos em corpos de prova envelhecidos naturalmente – tratamento térmico T4. Na Figura 4.8 está apresentada o diagrama S-N para os corpos de prova que sofreram o envelhecimento natural com diferentes tempos de envelhecimento.

Comparando os gráficos de fadiga para os fios que sofreram com envelhecimento natural e artificial, com diferentes tempos, é possível perceber que o envelhecimento natural de 3000 horas obteve resultados menores dos que os obtidos para os envelhecimentos artificiais de 8 e 20 horas. Tal fato pode estar relacionado com a distribuição das partículas endurecedoras que não se apresentam bem distribuídas por toda a matriz. Pode perceber que apesar da microdureza se apresentar menor, cerca de

27 % em comparação com o envelhecimento de 20 horas e 11 % para o envelhecimento de 8 horas, as vidas do envelhecimento natural de 3000 horas com o artificial de 8 horas ficaram menores em torno de 5%, indicando que a dureza pode ajudar na predição de resistência à fadiga do material, mas outras análises devem ser realizadas para melhor entendimento.

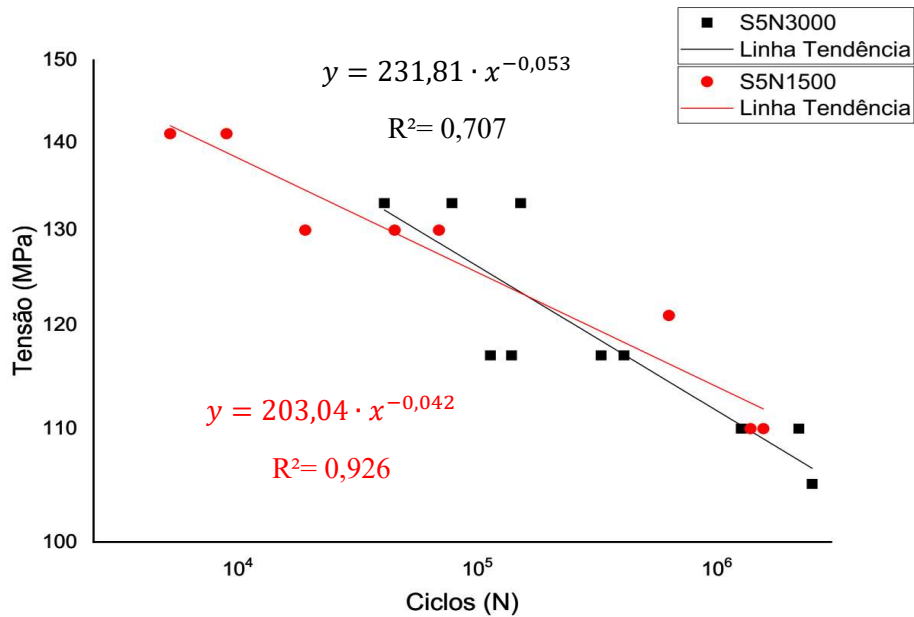


Figura 4.8: Gráfico S-N dos fios que sofreram envelhecimento natural com diferentes tempos.

Na Figura 4.9 encontram-se os resultados obtidos para os corpos de prova que sofreram com o tratamento S550A24. Quando comparamos as vidas em fadiga dos corpos de prova que foram submetidos ao tratamento S550A20 e S550A24 é possível perceber que com o aumento do tempo de envelhecimento artificial imposto aos corpos de prova a vida em fadiga dos mesmos também aumentava, de igual modo visto para os ensaios de microdureza Vickers, corroborando com a teoria de que as partículas endurecedoras da liga conseguem atuar de maneira eficaz na movimentação das discordâncias e de igual modo da propagação da trinca.

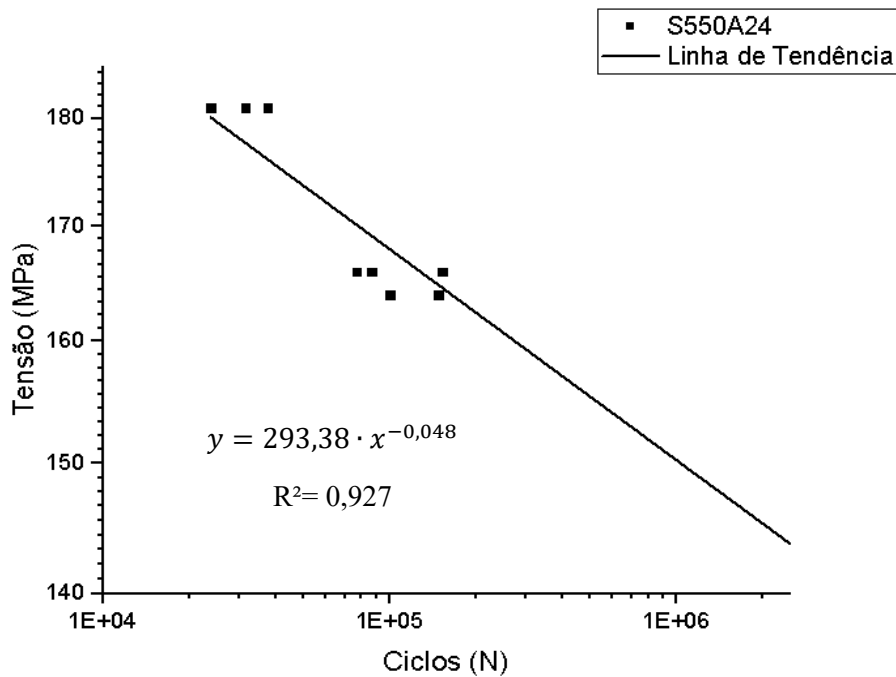


Figura 4.9: Gráfico S-N, em log-log, de fios que sofreram o envelhecimento artificial por 24 horas.

Do mesmo modo, quando analisados os resultados de fadiga do fio com tratamento T81, tratamento realizado pelo fabricante, nota-se uma grande diferença da resistência à fadiga dos dois corpos de prova, apesar de apresentarem a mesma microdureza (Figura 4.10). Pode-se perceber, a partir, da Figura 4.10 que a vida em fadiga para os fios que sofreram o tratamento T81 são bem maiores, inferindo que a etapa de trefilação realizada nos fios tem uma grande importância na resistência a fadiga dos fios. Desta maneira análises de microscopia eletrônica de transmissão se fizeram necessárias para tentar explicar tal fato e, verificou-se que as amostras do fio “A” apresentavam distribuição e tamanho das partículas endurecedoras condizentes com um tratamento térmico superenvelhecido. Discussões posteriores sobre esse tema serão apresentadas no item referente a análises microscópicas.

Da Figura 4.11 encontra-se a razão da vida em fadiga dos fios que sofreram o tratamento T81 e os que sofreram o tratamento S550A24, e pode-se perceber que quando a tensão do ensaio é pequena, entre 100-140 MPa a diferença entre as vidas não é tão grande. Já com o aumento a tensão a diferença entre as vidas muda consideravelmente. Deste modo, análises de textura devem ser realizadas para verificar a possibilidade de mudança da orientação dos grãos e/ou, mudança do tipo de textura. Sabendo que a conformação mecânica é capaz de alterar, ou transformar, a textura do

material fazendo com que alguns grãos tenham direções preferenciais que contribuam para o desvio, ou retardo, do caminho da trinca, contribuindo, desta forma, para o aumento, significativo, da vida em fadiga (Li *et al.*, 2016) e (Qi Zhao *et al.*, 2016). Desta forma é necessário que análises da textura do material seja realizada, com o intuito de revelar a direção preferencial dos grãos na microestrutura e como os mesmos auxiliam para o aumento da resistência à fadiga do material.

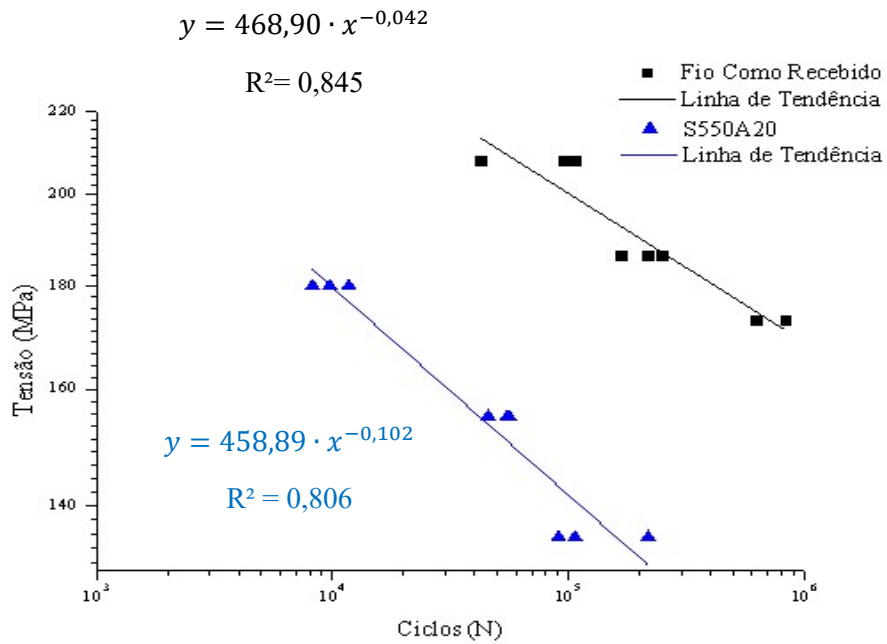


Figura 4.10: Gráfico S-N, em log-log, de fios como recebido (T81) e de fios com tratamento térmico S550A20.

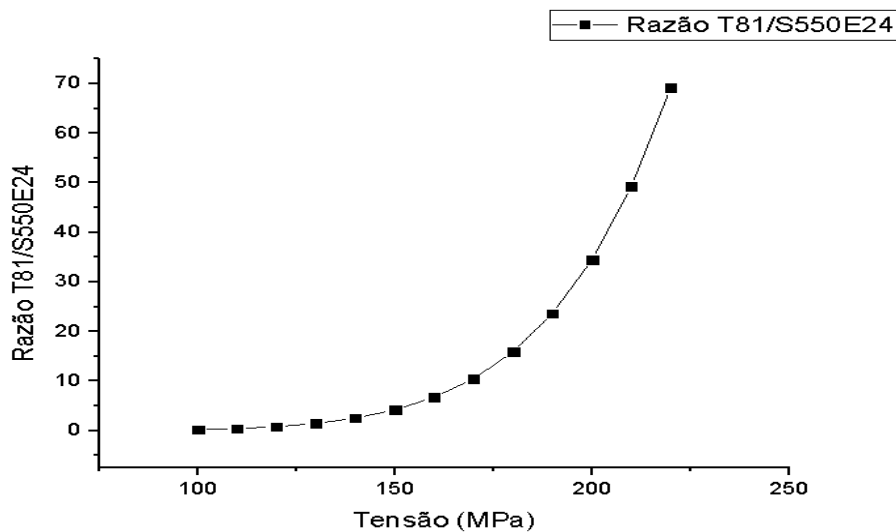


Figura 4.11: Razão entre as vidas a fadiga dos corpos de prova dos fios S550A24 e T81.

#### 4.2.4. ANÁLISES MICROSCÓPICAS

Antes dos processos de usinagem, lixamento e ensaios de fadiga, amostras de fios, com seu tratamento original (T81), foram analisados em microscópio eletrônico de transmissão para avaliações microestruturais. Com base nas análises feitas nas amostras dos fios do cabo pode-se perceber diferenças entre algumas amostras. Uma amostra (fio A) apresentou grandes intermetálicos ricos em Al-Fe-Si e também alguns precipitados ricos em Mg-Si espalhados pela matriz de alumínio. Na outra amostra (fio B) os precipitados eram melhor distribuídos e em maior quantidade, Figura 4.12. Portanto, na amostra A, com um menor número de precipitados, a movimentação das discordâncias é mais fácil, e tendo em vista a presença de um menor número de obstáculos. Neste caso, a trinca se propagação da trinca é mais rápida, resultando, assim, numa menor resistência à fadiga, conforme visto na Figura 4.12. Na Tabela 4.4 encontra-se os resultados obtidos com relação a contagem de precipitados, utilizando o software de manipulação de imagens ImageJ. As linhas que no centro do grão vistos na imagem da Figura 4.12b são provenientes da preparação da amostra.

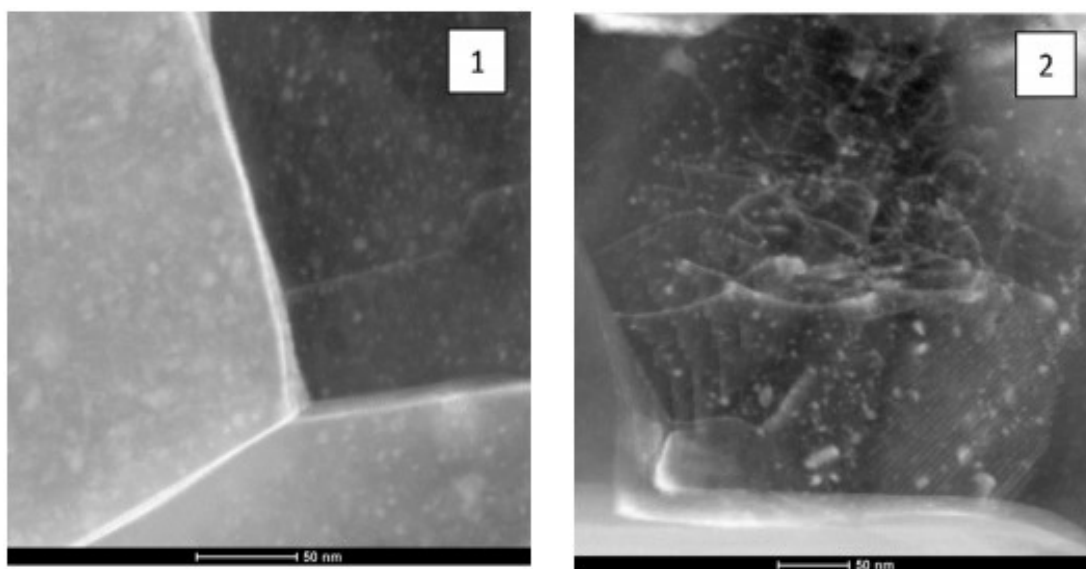


Figura 4.12: Imagem em MET dos fios “A” e “B” mostrando a distribuição dos precipitados endurecedores. (1) Os precipitados estão mais espalhados no fio “A” e (2) melhor distribuídos no fio “B”.

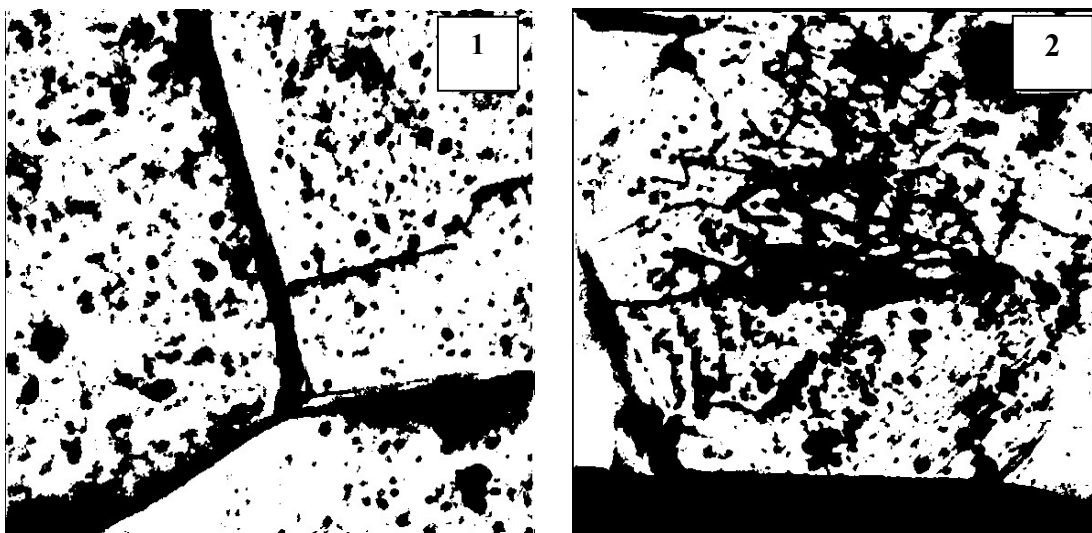


Figura 4.13: Imagem tratada com o software ImageJ que possibilitou a contagem dos precipitados endurecedores da liga presentes em cada amostra. (1) Fio “B” e (2) fio “A”.

Tabela 4.14: Imagem das contagens de precipitados das imagens 1 (fio “B”) e 2 (fio “A”) da Figura 4.13. As imagens foram trabalhadas para contar precipitados de 0.5 nm até 50 nm.

Amostra	Contagem	% Área
1	415	5,436
2	257	2,69

A Figura 4.14 mostra uma figura do mapa feita com EDS (espectroscopia dispersiva de energia) do fio que apresentou pior desempenho (fio A) nos ensaios de fadiga, com 4.14a mostrando o precipitado, indicado pela seta vermelha, 4.14b mostrando o Si, 4.14c mostrando o Mg e 4.14d o Al. As Figuras 4.15 e 4.16 mostram os resultados encontrados quanto as partículas endurecedoras e intermetálicos ricos em Fe.

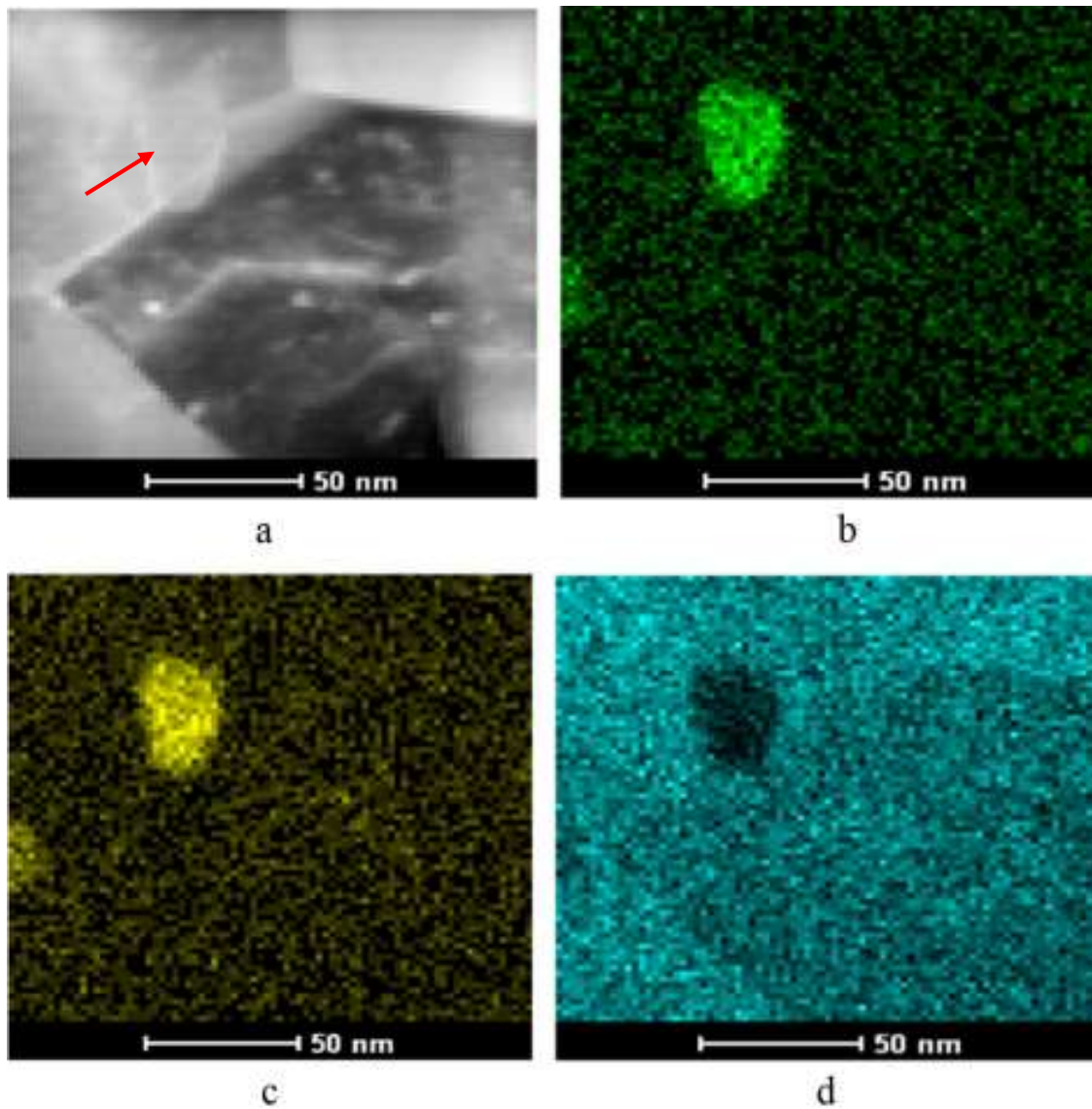


Figura 4.14: Mapa do fio "A". (a) Imagem do precipitado; (b) Mapa de Si; (c) Mapa de Mg; e (d) Mapa de Al.



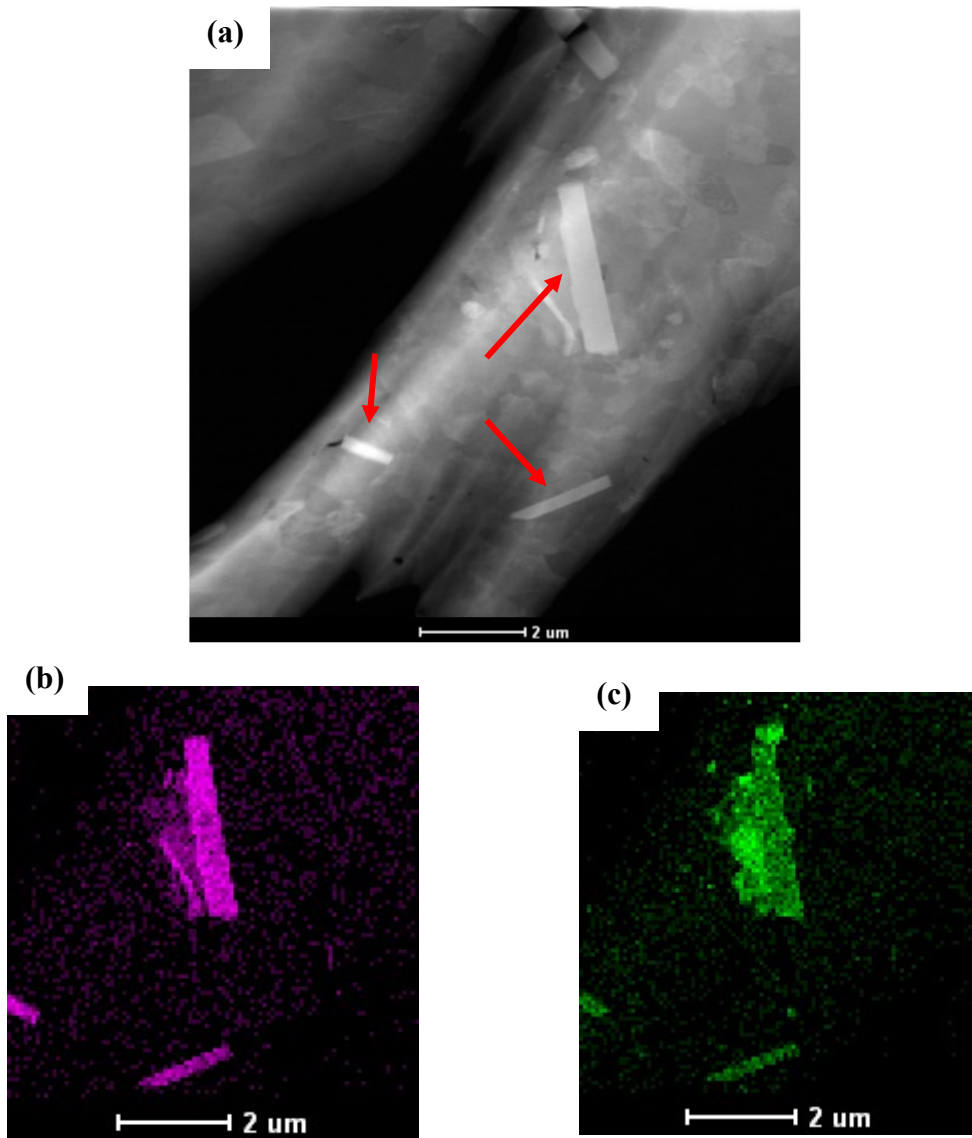


Figura 4.15: (a) Imagem da amostra do fio mostrando precipitados ricos em Al-Fe-Si (setas vermelhas) e as imagens do mapa de composição dos elementos (b) Fe e (c) Si. MET.

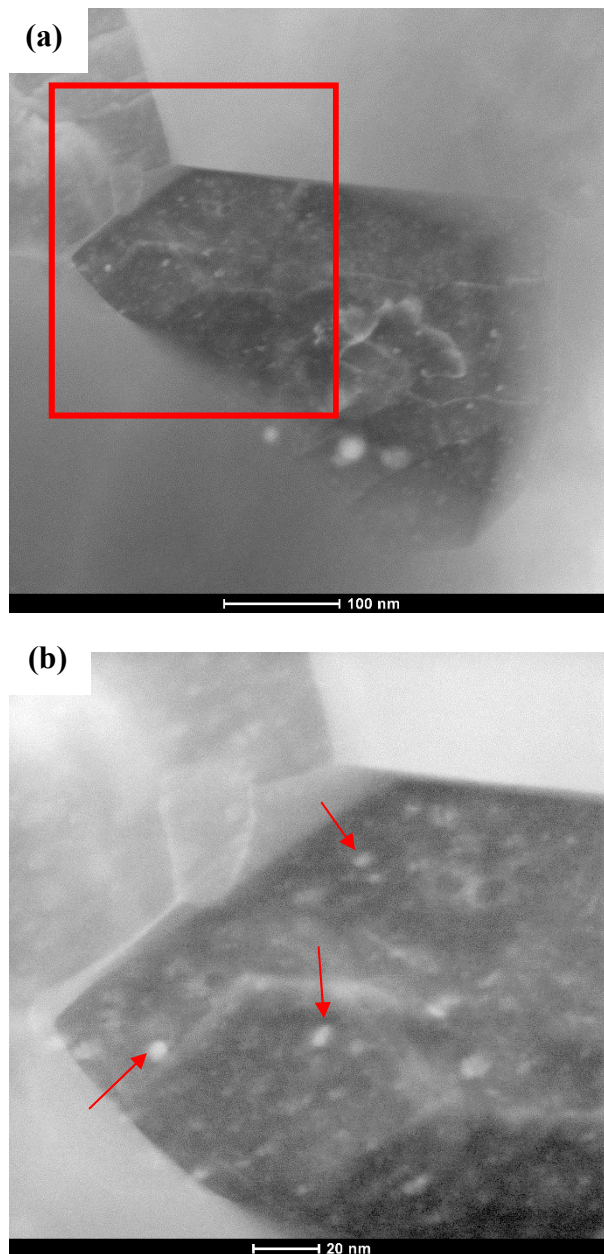


Figura 4.16: (a) Imagem mostrando precipitados ricos em Mg-Si e (b) Imagem aproximada da região destacada evidenciando a existência de precipitados ricos em Mg-Si. MET.

Após os ensaios de fadiga nos corpos de prova, as superfícies de fratura foram analisadas quanto a suas características macroscópicas e microscópicas. 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.

Nas amostras analisadas foi possível perceber a presença das 3 regiões características de um processo de fadiga, quais sejam (i) iniciação da trinca, (ii) propagação e (iii) ruptura final. Uma diferença que se pode destacar seria a região de propagação das amostras envelhecidas, S550A20, que se mostraram maiores do que as apresentadas nas amostras somente solubilizadas, S550E0. Na Figura 4.17 estão evidenciadas as regiões de propagação e fratura pelas setas azul e amarela, respectivamente.

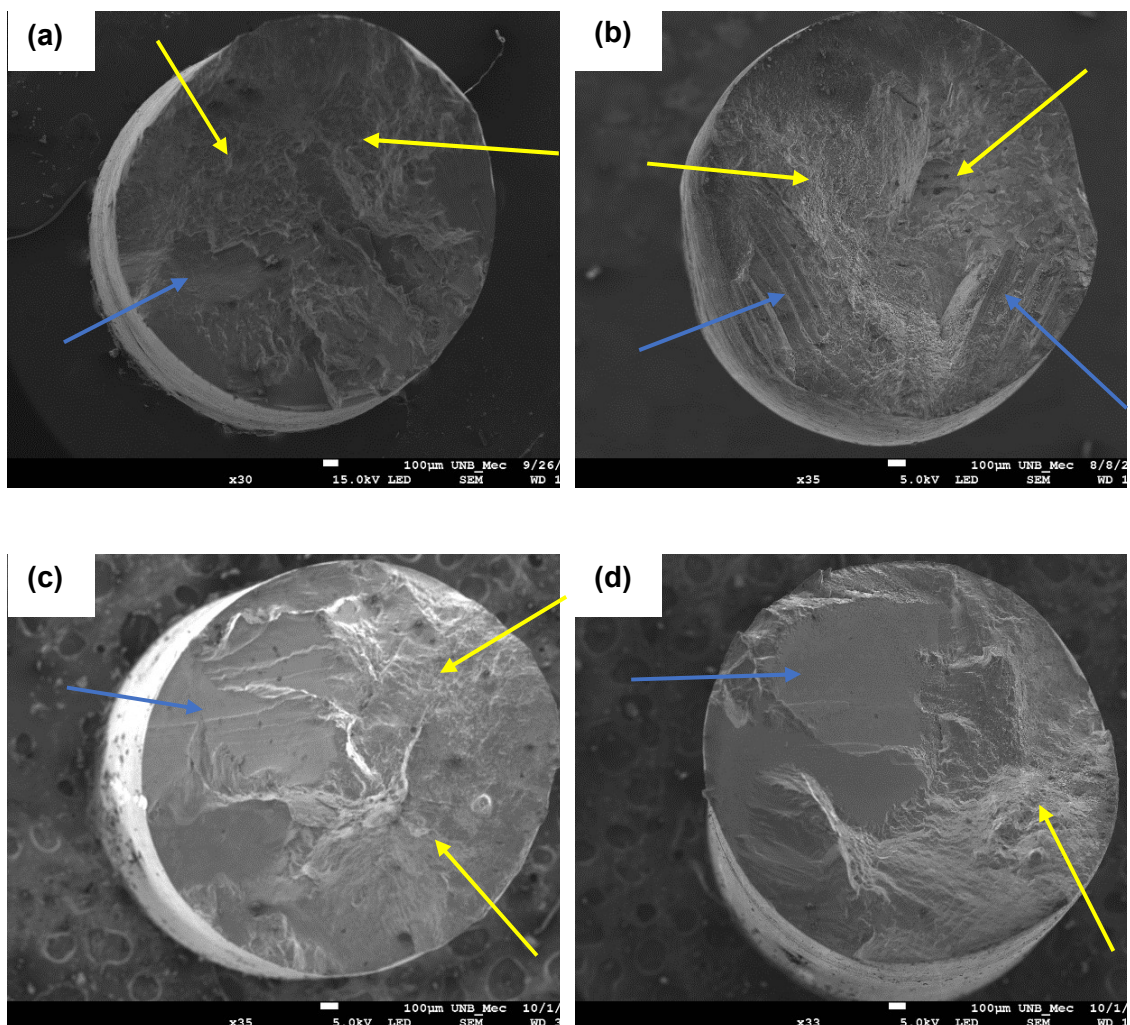


Figura 4.17: Fios fraturados mostrando as regiões características do processo de fadiga. As setas azuis indicam a região de propagação da trinca e as setas amarelas indicam o local da fratura. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 30-35x.

Nas regiões de fratura, todas as amostras apresentaram *dimples*, que é uma característica de natureza dúctil, Figura 4.18. Os *dimples*, em sua maioria, se mostraram equiaxiais e na direção do carregamento de tração, como era esperado em um ensaio de fadiga uniaxial.

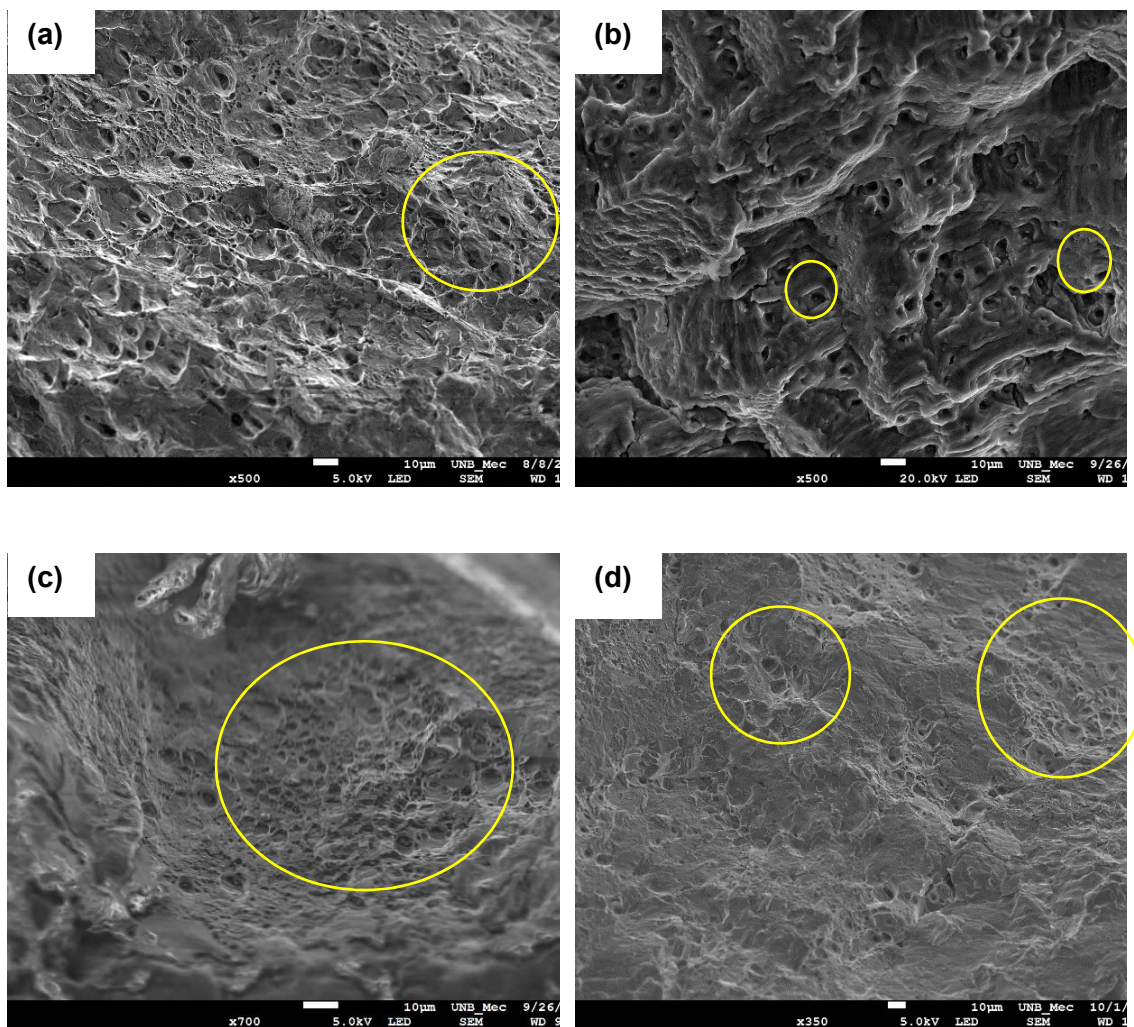


Figura 4.18: Imagens fractográficas dos corpos de prova fraturados. Os círculos amarelos evidenciam a presença de dimples. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 350-700x.

Durante a análise dos fios dos cabos condutores fraturados, a rugosidade superficial e refletividade ótica provêm indicações 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 (Metals Handbook v.12, 1987). Nas análises realizadas dentro da região de propagação da trinca não foram encontradas marcas de praia. A ausência dessas marcas não indica que o processo de fadiga não ocorreu. A inexistência das marcas de praia pode indicar que não houve variação nas frequências utilizadas durante o processo, ou mesmo, que não ocorreram paradas de máquina durante o ensaio que promovessem a geração dessas marcas. Entretanto uma outra característica do processo de fadiga foi identificada durante as análises, que são as estrias de fadiga, Figura 4.19.

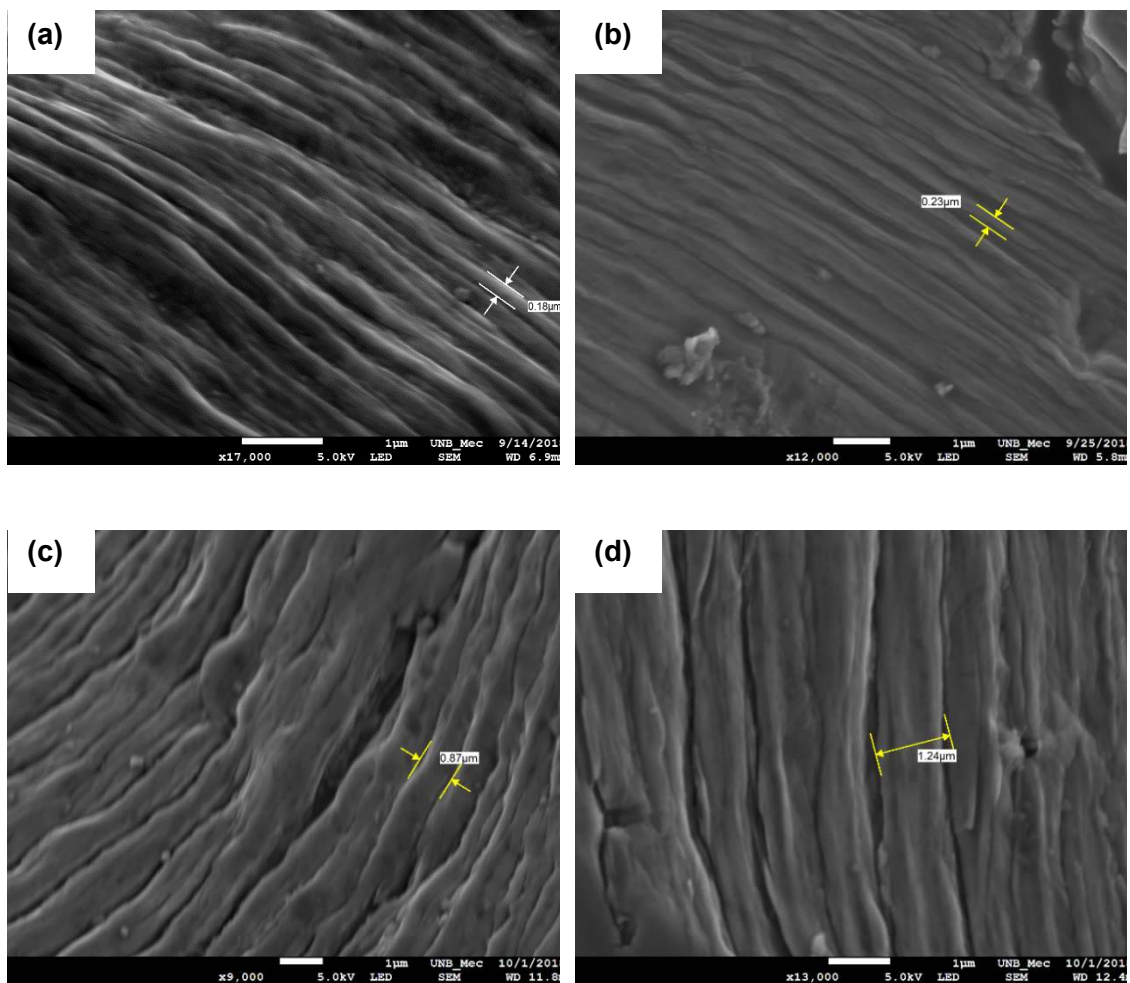


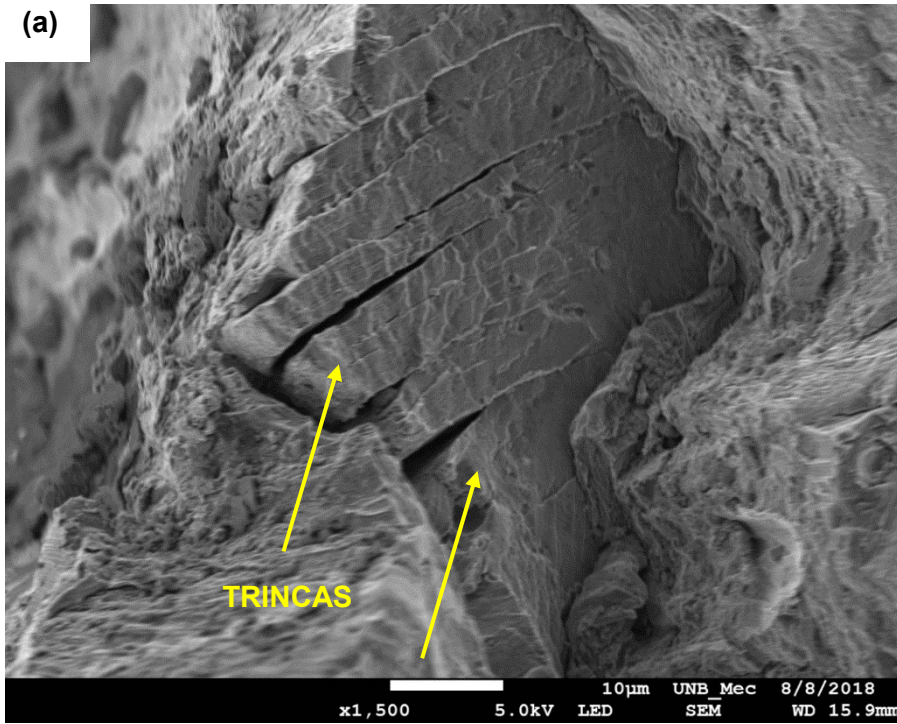
Figura 4.19: Amostras de fios evidenciando imagens compatíveis com as estrias oriundas do processo de fadiga. (a-b) S550E0 e (c-d) S550A20. MEV. 9.000-17.000x.

Para as regiões de iniciação da trinca as amostras somente solubilizadas e as solubilizadas e envelhecidas se mostraram bem similares. Como foi mencionado anteriormente, a rugosidade superficial é um fator muito importante para o aparecimento da trinca. No trabalho de (Nanninga and White, 2009; Nanninga *et al.*, 2010), observou-se que quando os corpos de prova se encontram com a rugosidade superficial baixa, quase polidos, a iniciação da trinca tendia a nuclear em locais de alta concentração de tensão, como cantos vivos. Porém a maioria dos corpos de prova ensaiados no presente trabalho apresentaram locais de iniciação da trinca próximas à superfície, ou seja, dando a entender que as imperfeições da superfície foram determinantes para a iniciação da trinca.

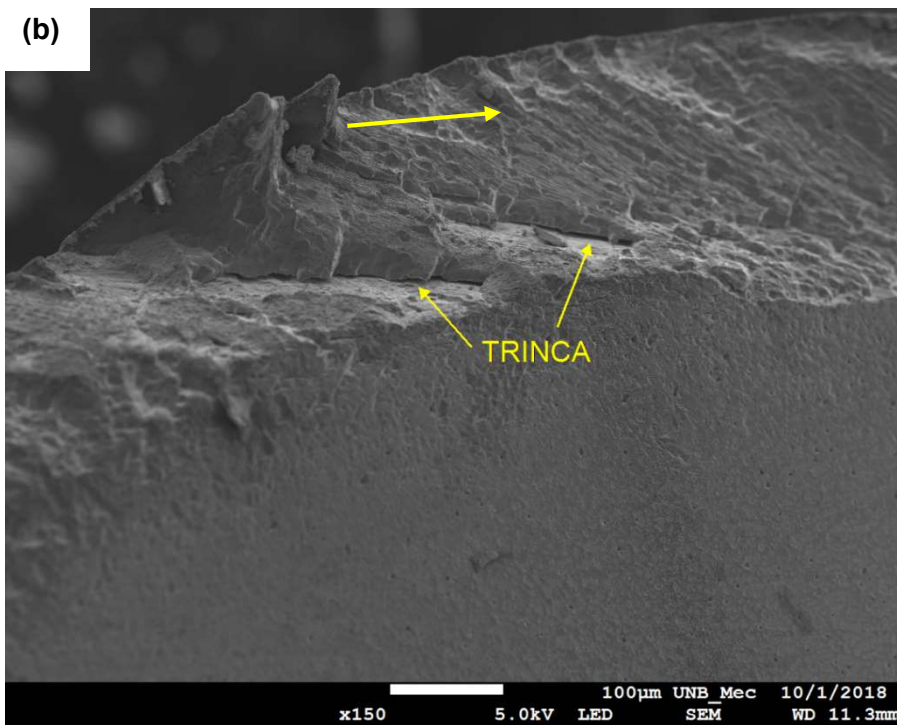
Outras partículas, como intermetálicos de Al-Fe-Si, ou outros defeitos no material podem ser pontos de nucleação de trincas. De acordo com (Dieter, 1998), durante o processo de fadiga, tais partículas terão altas concentrações de tensão, maiores que a matriz que os cerca, sendo desta maneira um ponto de nucleação de trinca.

Na Figura 4.20 está evidenciado um local possível para a nucleação da trinca. Esses locais apresentam bandas de deslizamento, mostradas pelas setas amarelas, que são o aprofundamento da trinca inicial em planos de alta tensão cisalhante. Bandas de deslizamento são características estruturais únicas para a fadiga e podem atuar como locais de iniciação da trinca (Brynjulfsen, 2015). Nas Figuras também é possível perceber trincas próximas as bandas de deslizamento.

(a)



(b)



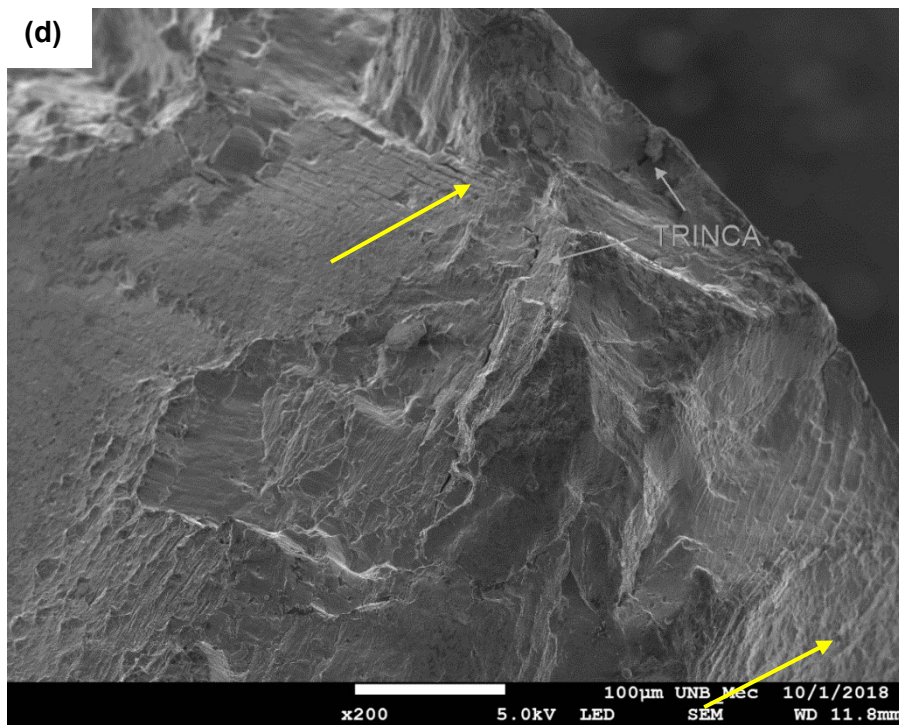
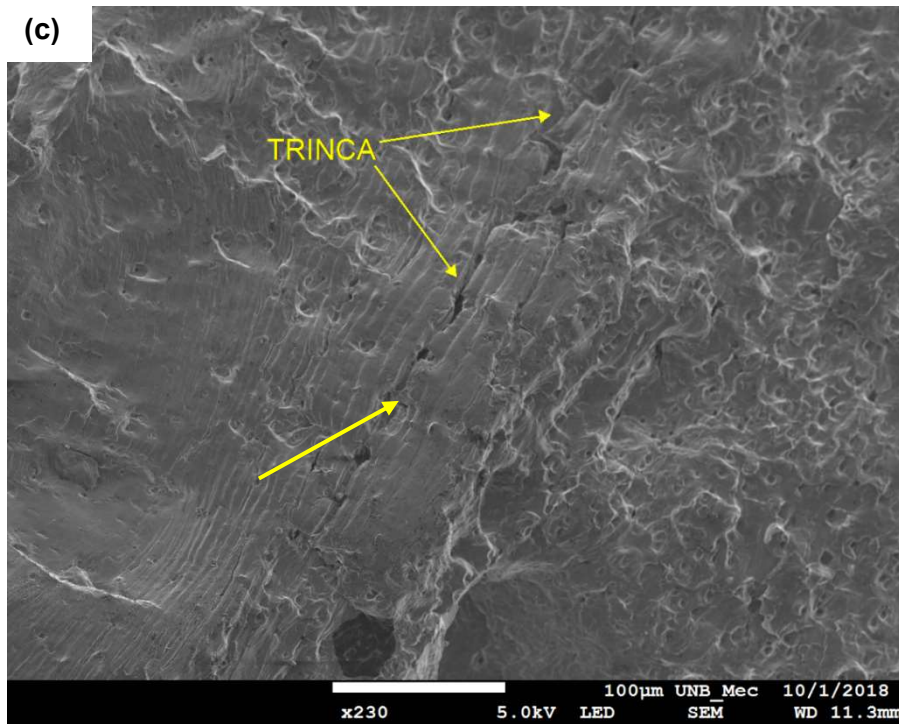


Figura 4.20: Amostras de fios mostrando possíveis locais para a nucleação da trinca. As setas evidenciam as bandas de deslizamento e trincas. (a) S550E0 e (b-c-d) S550A20. MEV. 150-1500x.



Com relação a análise de falha dos fios envelhecidos naturalmente pode-se perceber, através das figuras, que *dimples* também puderam ser observados. Tais *dimples* eram pequenos e rasos (Figura 4.21). Nas amostras analisadas a zona de propagação da trinca não foi tão evidente, mas pode-se inferir o local de uma possível iniciação de trinca. Na Figura 4.22 estes locais estão indicados pelas setas amarelas e as setas vermelhas indicam as regiões onde foram encontrados os *dimples*. Na Figura 4.22 estão algumas imagens que mostram estrias de fadiga. Tais estrias estão espaçadas de maneira constante indicando que a propagação da trinca foi estável.

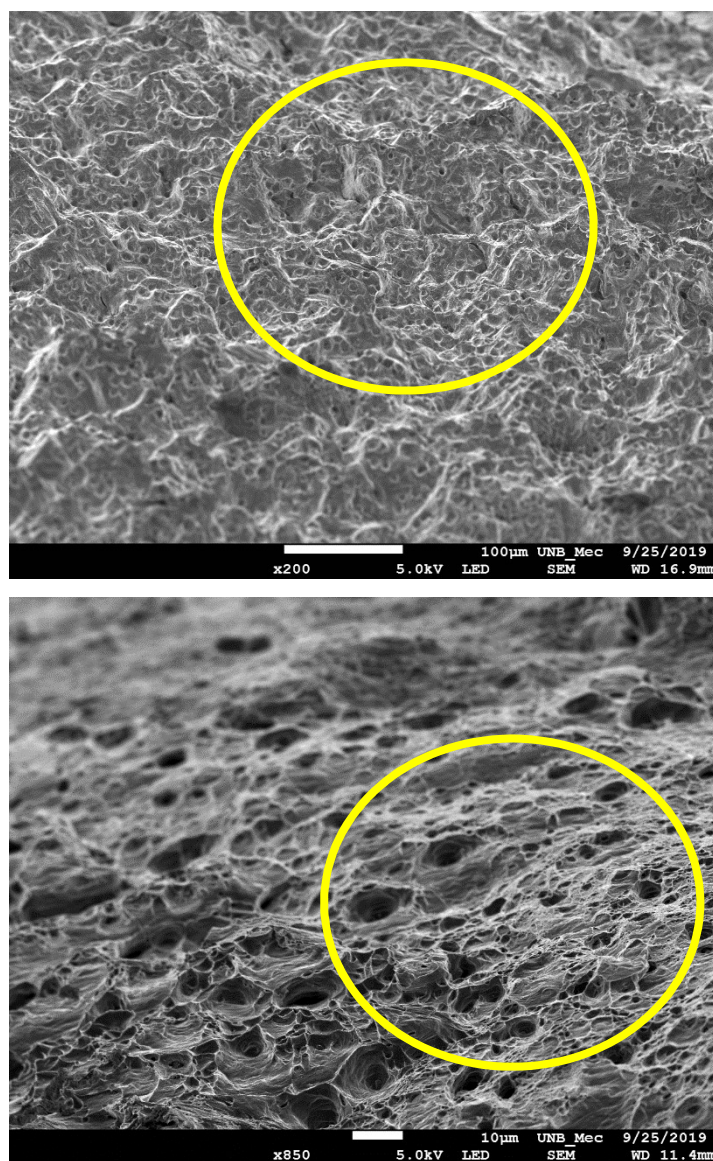


Figura 4.21: *Dimples* encontrados nas amostras envelhecidas naturalmente por 3000 horas. MEV. 200-850x.

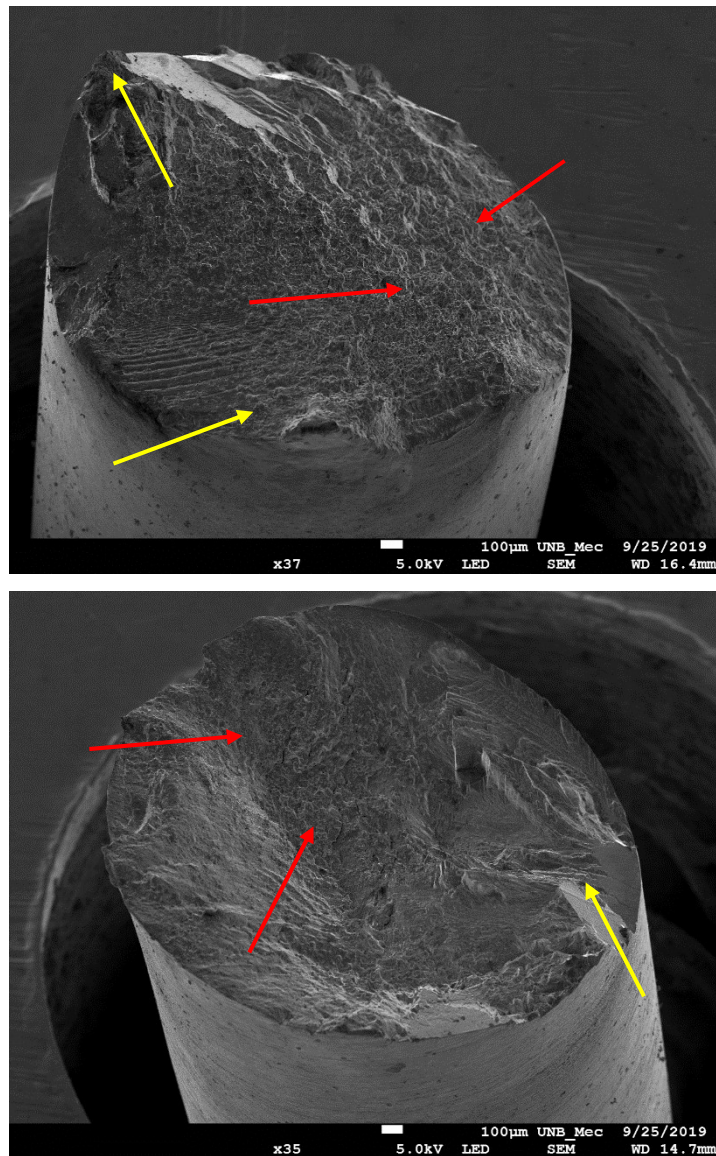


Figura 4.22: Fios fraturados mostrando as regiões características do processo de fadiga. As setas azuis indicam a região de propagação da trinca e as setas amarelas indicam o local da fratura. MEV. 35-37x.

Comparando as fraturas dos fios envelhecidos de maneira natural e artificial algumas similaridades e diferenças foram observadas. De similaridade pode-se citar o tipo de quebra evidenciado nos fios, que foi a  $45^\circ$  da direção de aplicação de tensão. Outra similaridade foi a presença de *dimples* na região de ruptura dos fios, indicando que a fratura foi dúctil. De diferenças entre as fraturas, pode-se notar que, a partir das Figura 4.17 e 4.22, a região de propagação da trinca não é muito nítida para as amostras

envelhecidas de maneira natural. Da Figura 4.23 é possível perceber que estrias de fadiga também são encontradas dentro das regiões de propagação de trinca.

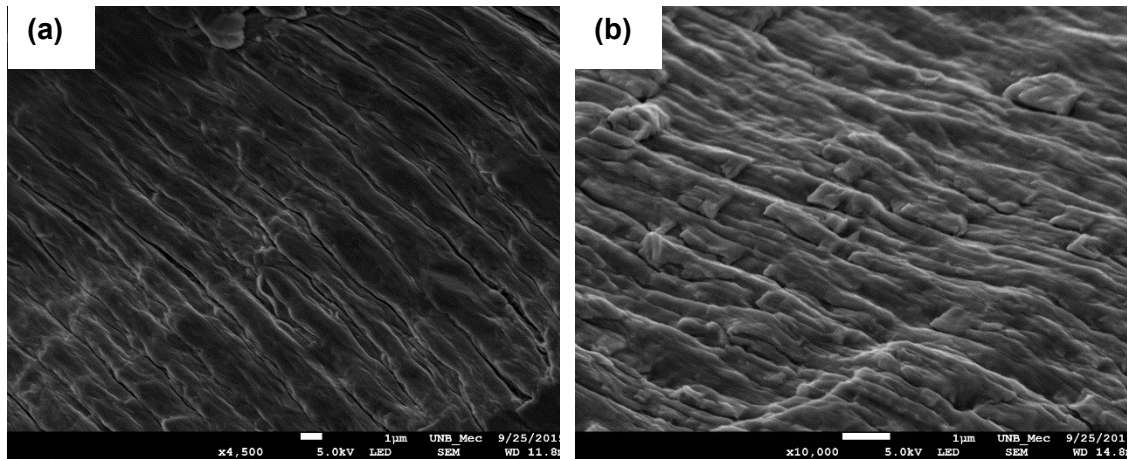


Figura 4.23: Amostras de fios, envelhecidos naturalmente com 3000 horas, evidenciando as estrias oriundas do processo de fadiga. MEV. 4500x-10000x.

Quando comparamos os *dimples* das fraturas envelhecidas artificialmente, naturalmente e as conformadas pode-se notar algumas diferenças. Quando observamos a região de fratura final, onde podem ser encontrados os *dimples*, nota-se que para os fios que sofreram com o envelhecimento natural os *dimples* se apresentavam mais bem definidos e em maiores quantidades do que os envelhecidos artificialmente, conforme podemos perceber nas Figuras 4.18 e 4.21, o que indica que os fios naturalmente envelhecidos sofreram uma deformação plástica maior antes da fratura do que os fios artificialmente envelhecidos. De acordo com (Ji *et al.*, 2015) a redução da ductilidade após envelhecimento artificial pode estar atribuído ao obstáculo produzido pelo precipitado  $\beta''$  dificultando assim a movimentação das discordâncias. Outra diferença que se pode perceber é que os *dimples* presentes nas amostras envelhecidas artificialmente são menores dos que as evidenciadas nas amostras naturalmente envelhecidas. *Dimples* pequenos indicam que os vazios não tiveram a chance de crescer antes da coalescência (Nandy *et al.*, 2017).

## 5. CONCLUSÕES

O presente trabalho procurou estudar o comportamento em fadiga, microestrutura e propriedades mecânicas de fios de cabos condutores, utilizados em linhas condutoras de energia elétrica, que sofreram diferentes tipos e tempos de tratamentos térmicos. E a partir dos resultados obtidos constatou-se que:

As vidas em fadiga da liga de alumínio 6201 se mostraram na mesma tendência que a dureza, ou seja, conforme a liga aumentava sua dureza a vida em fadiga do fio se mostrou maior. Corroborando com o fato dos precipitados serem bons em criar barreiras para o movimento das discordâncias, aumentando, desta forma, a resistência a fadiga.

Com relação aos valores encontrados para os testes de microdureza Vickers, verificou-se que as amostras que foram solubilizadas com uma temperatura de 470 °C apresentaram menores valores quando comparados com as amostras solubilizadas com 510 °C e 550 °C, devido à incompleta solubilização oriunda da temperatura de 470 °C, gerando menor efetividade na formação de uma solução sólida supersaturada.

As amostras solubilizadas a 550 °C e envelhecidas por tempos maiores apresentaram menor alongamento, maior de microdureza, resistência à tração, limite de escoamento e resistência à fadiga, quando comparada a amostra apenas solubilizada a 550 °C. Isto devido ao fato de que com o aumento o aparecimento de partículas endurecedoras, o movimento das discordâncias é restringido, diminuindo a ductilidade e aumentando a dureza.

Das análises fractográficas realizadas nos fios, em microscópio eletrônico de varredura, verificou-se que todas as amostras apresentaram as mesmas características, compatíveis com o processo de falha por fadiga. Apresentando, também, dimples na parte final da falha, característica de fratura dúctil.

Apesar dos valores de microdureza das amostras S550A20, S550A24 e T81 se apresentarem bem próximas, as vidas em fadiga se mostraram bem diferentes indicando

Apesar dos valores de microdureza das amostras S550A20, S550A24 e T81 se

apresentarem bem próximas, as vidas em fadiga se mostraram bem diferentes indicando que o tratamento T81 é mais eficiente no quesito vida em fadiga, inferindo que a conformação mecânica (trefilação), realizada no fio alterou sua microestrutura, ou textura, para uma que é capaz de melhorar o comportamento à fadiga do material. Por exemplo, (Qi Zhao et al., 2016) reportou em seu trabalho que a presença dos grãos tipo Goss apresentavam um efeito significativo de deflexão da trinca durante testes de resistência, enquanto que os grãos tipo Brass e Copper tinham pouca influência, aumentando assim a vida em fadiga. De acordo com os autores, a fração de volume Goss/Brass tem grande influência na resistência à fratura da liga, e que quanto maior a fração de volume, maior é a resistência à fratura dos materiais.

## **6. PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS**

Durante o período que esta tese foi escrita, e seus testes realizados, uma pandemia (COVID-19) se instaurou no mundo, trazendo atrasos e prejuízos para a obtenção de alguns resultados. Dito isto, os assuntos abaixo relacionados têm o intuito, caso sejam feitos, de melhorar as análises e compreensão do efeito de tratamentos térmicos na vida em fadiga de fios condutores fabricados com a liga de alumínio 6201.

- Realizar diferentes tratamentos térmicos e posteriores passes de laminação nos fios, com diferentes passes e verificar a vida em fadiga dos fios.
- Acompanhar a microestrutura de todos os fios em microscópio eletrônico de transmissão.
- Acompanhar a textura de todos os fios em todos os passes de laminação e correlacionar os mesmos com a vida em fadiga dos fios.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Aboulkhair, N. T. *et al.* (2016) 'Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy : Influence of heat treatment and surface quality', *Materials and Design*. Elsevier Ltd, 104, pp. 174–182. doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.041.

Abreu, F. T. *et al.* (2011) 'Solubilization Temperature Influence on the Mechanical Properties of Aged Al-Si-Mg 6101 Alloy', in *21st Brazilian Congress of Mechanical Engineering*. Natal, RN: ABCM.

Andersen, S. J. *et al.* (1998) 'The crystal structure of the  $\beta''$  phase in Al–Mg–Si alloys', *Acta Materialia*, 46(9), pp. 3283–3298. doi: 10.1016/S1359-6454(97)00493-X.

Andersen, S. J. *et al.* (2005) 'Crystal structure of the orthorhombic U<sub>2</sub>-Al<sub>4</sub>Mg<sub>4</sub>Si<sub>4</sub> precipitate in the Al – Mg – Si alloy system and its relation to the  $\beta'$  and  $\beta''$  phases', *Materials Science & Engineering A*, 390, pp. 127–138. doi: 10.1016/j.msea.2004.09.019.

Andreatta, F., Terry, H. and de Wit, J. H. W. (2003) 'Effect of solution heat treatment on galvanic coupling between intermetallics and matrix in AA7075-T6', *Corrosion Science*, 45(8), pp. 1733–1746. doi: 10.1016/S0010-938X(03)00004-0.

ASTM E1823-13 (2013) *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*. ASTM Inter. West Conshohocken, PA. doi: 10.1520/E1823-13.

Austen, P. R. and Williamson, H. M. (1975) 'The Effects of Non-Standard Ageing Treatments on the Fracture Properties of Al-Mg- 7 wt% Si Alloys', *Journal of the Australian Institute of Metals*, 20, pp. 39–43.

Bayarassou, M., Zidani, M. and Farh, H. (2018) 'Influence of Aging Treatments on the Structural and Mechanical Properties of AGS Alloy Wire Cold Drawn', *Diffusion Foundations*, 18, pp. 73–78. doi: 10.4028/www.scientific.net/DF.18.73.

Bayat, N., Carlberg, T. and Cieslar, M. (2019) 'In-situ study of phase transformations during homogenization of 6060 and 6063 Al alloys', *Journal of Physics and Chemistry*

- of Solids*. Elsevier Ltd, 130(November 2018), pp. 165–171. doi: 10.1016/j.jpccs.2018.11.013.
- Beachem, C. D. (1968) *Electron Fractography*. Edited by C. Beachem. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International. doi: 10.1520/STP436-EB.
- Beachem, C. D. (1975) ‘The effects of crack tip plastic flow directions upon microscopic dimple shapes’, *Metallurgical Transactions A*, 6(2), pp. 377–383. doi: 10.1007/BF02667293.
- Belghit, H. *et al.* (2018) ‘Study of mechanical properties and precipitation reactions in low copper containing Al-Mg-Si alloy’, *Archives of Metallurgy and Materials*, 64, pp. 1643–1648. doi: 10.24425/amm.2018.125088.
- Beroual, S. *et al.* (2019) ‘Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys’, *Journal of Alloys and Compounds*. Elsevier B.V, 784, pp. 1026–1035. doi: 10.1016/j.jallcom.2018.12.365.
- Bidmeshki, C., Abouei, V. and Saghafian, H. (2015) ‘Effect of Mn addition on Fe-rich intermetallics morphology and dry sliding wear investigation of hypereutectic Al-17.5 % Si alloys’, *Integrative Medicine Research*, 5(3), pp. 250–258. doi: 10.1016/j.jmrt.2015.11.008.
- Branco, C. M., Fernandes, A. A. and Castro, P. M. S. T. (1999) *Fadiga de Estruturas Soldadas*. 2nd edn. Lisbon, Portugal: Fundação Calouste Gulbenkian.
- Brynjulfson, M. (2015) *Fatigue of Extruded AA6082 and AA7108 Alloys: The Effects of Natural Ageing Compared to Artificial Ageing*. Norwegian University of Science and Technology, Norway.
- Budynas, R. G. and Nisbett, J. K. (2011) *Elementos de Máquinas de Shigley*. 8<sup>a</sup>. AMGH.
- Callister Jr., W. D. (2007) *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 7th edn. Jon Wiley & Sons Inc.
- Chen, K. *et al.* (2003) ‘The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments’, *Journal of Materials*



*Processing Technology*, 142(1), pp. 190–196. doi: 10.1016/S0924-0136(03)00597-1.

Chung, C. S. *et al.* (2002) ‘Improvement of high-cycle fatigue life in a 6061 Al alloy produced by equal channel angular pressing’, *Materials Science and Engineering A*, 337(1–2), pp. 39–44. doi: 10.1016/S0921-5093(02)00010-2.

Corrente Contínua - A Revista da Eletronorte (2009) ‘Viagem para o Sistema de Transmissão do Madeira: Novidades nos Cabos Condutores de Alumínio de Grande Bitola’, *Ano XXXII - Nº 229*, pp. 18–24.

Dedavid, B. A., Gomes, C. I. and Machado, G. (2007) *Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e Preparação de Amostras: Materiais Poliméricos, Metálicos e Semicondutores*. Porto Alegre: EDIPUCRS.

Dieter, G. E. (1961) *Mechanical metallurgy*. New York,: McGraw-Hill,. doi: 10.5962/bhl.title.35895.

Dieter, G. E. (1998) *Fatigue of Metals. Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Company (UK).

Ding, L. *et al.* (2015) ‘The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al-Mg-Si-Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions’, *Materials Science and Engineering A*. Elsevier, 627, pp. 119–126. doi: 10.1016/j.msea.2014.12.086.

Dowling, N. E. (1998) *Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. 2nd edn. New Jersey, USA: Prentice Hall.

Edwards, G. A. *et al.* (1998) ‘The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys’, *Acta Materialia*, 46(11), pp. 3893–3904. doi: 10.1016/S1359-6454(98)00059-7.

Egerton, R. F. (2005) *Physical Principles of Electron Microscopy*. Boston, MA: Springer US. doi: 10.1007/b136495.

Engler, O. and Hirsch, J. (2002) ‘Texture control by thermomechanical processing of AA6xxx Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications - a review’, *Materials Science and Engineering A*, 336(1–2), pp. 249–262. doi: 10.1016/S0921-5093(01)01968-2.

Fadel, A. A. (2010) *Avaliação do Efeito de Tractionamento em Elevados Níveis de EDS Sobre a Resistência em Fadiga do Condutor IBIS (CAA 397,5 MCM)*. Universidade de

Brasília, Brazil.

Fernández Gutiérrez, R. *et al.* (2017) 'Effect of solution heat treatment on microstructure and damage accumulation in cast Al-Cu alloys', *Journal of Alloys and Compounds*, 697, pp. 341–352. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.11.280.

Garcia, A., Alvares, J. S. and Santos, C. A. (2000) *Ensaio dos Materiais*. 1ª. Rio de Janeiro: LTC.

Guo, Y. *et al.* (2018) 'A Study of the Mechanical and Thermal Characteristics of an Al-Si-Fe Alloy Fabricated by Rolling and Heat Treatment', *Metals*, 9(1), p. 9. doi: 10.3390/met9010009.

Gupta, A. K. and Lloyd, D. J. (1999) 'Study of precipitation kinetics in a super purity Al-0.8 Pct Mg-0.9 Pct Si alloy using differential scanning calorimetry', *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30(3), pp. 879–884. doi: 10.1007/s11661-999-0081-1.

He, X. *et al.* (2019) 'Effect of Artificial Aging, Delayed Aging, and Pre-Aging on Microstructure and Properties of 6082 Aluminum Alloy', *Metals*, 9(2), p. 173. doi: 10.3390/met9020173.

Hortêncio, T. M. de O. S. (2009) *Ensaio de Fadiga sob Condições de Fretting com o Cabo CAA 397.5 MCM - IBIS*. Universidade de Brasília, Brazil.

Imam, M. F. I. A., Rahman, M. S. and Khan, M. Z. H. (2015) 'INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON FATIGUE AND FRACTURE BEHAVIOR OF ALUMINIUM ALLOY', *Journal of Engineering Science and Technology*, 10(6), pp. 730–742.

Jacobs, M. H. (1999) 'Precipitation Hardening', in *Training in Aluminium Applications Technologies Lecture 1204*. Birmingham, UK: EAA - European Aluminium Association, p. 47.

Ji, S. *et al.* (2013) 'Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys', *Materials Science and Engineering: A*. Elsevier, 564, pp. 130–139. doi: 10.1016/j.msea.2012.11.095.

Ji, X. *et al.* (2015) 'Microstructures and properties of Al-Mg-Si alloy overhead conductor by horizontal continuous casting and continuous extrusion forming process', *Materials Science and Engineering A*. Elsevier, 649, pp. 128–134. doi:

10.1016/j.msea.2015.09.114.

Kalombo, R. B. *et al.* (2015) ‘Comparative Fatigue Resistance of Overhead Conductors Made of Aluminium and Aluminium Alloy: Tests and Analysis’, *Procedia Engineering*, 133, pp. 223–232. doi: 10.1016/j.proeng.2015.12.662.

Kim, J., Kobayashi, E. and Sato, T. (2015) ‘Influence of Natural Aging Time on Two-Step Aging Behavior of Al-Mg-Si(-Cu) Alloys’, *Materials Transactions*, 56(11), pp. 1771–1780. doi: 10.2320/matertrans.l-m2015824.

Kumar, N. *et al.* (2018) ‘The influence of metallurgical factors on low cycle fatigue behavior of ultra-fine grained 6082 Al alloy’, *International Journal of Fatigue*, 110(December 2017), pp. 130–143. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.01.018.

Lee, C. J., Murakami, R.-I. and Suh, C. M. (2010) ‘Fatigue Properties of Aluminum Alloy (a6061-T6) With Ultrasonic Nano-Crystal Surface Modification’, *International Journal of Modern Physics B*, 24(15n16), pp. 2512–2517. doi: 10.1142/s0217979210065180.

Li, F. *et al.* (2016) ‘On the role of texture in governing fatigue crack propagation behavior of 2524 aluminum alloy’, *Materials Science & Engineering A*. Elsevier, 669, pp. 367–378. doi: 10.1016/j.msea.2016.05.091.

Liu, C. *et al.* (2017) ‘Effects of Solution Treatment on Microstructure and High-Cycle Fatigue Properties of 7075 Aluminum Alloy’, *Metals*, 7(6), p. 193. doi: 10.3390/met7060193.

Liu, G. *et al.* (2005) ‘Experiment and multiscale modeling of the coupled influence of constituents and precipitates on the ductile fracture of heat-treatable aluminum alloys’, *Acta Materialia*, 53(12), pp. 3459–3468. doi: 10.1016/j.actamat.2005.04.002.

Maduro-Abreu, A. *et al.* (2010) *Prospecção e Hierarquização de Inovações Tecnológicas Aplicadas a Linhas de Transmissão*. 1st edn. Brasília, DF - Brazil: Teixeira Gráfica e Editora.

Maia, A. M. P. (2012) *Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101*. Universidade do Porto, Portugal.

Marioara, C. D. *et al.* (2001) ‘Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system’, *Acta Materialia*, 49(2), pp. 321–328. doi: 10.1016/S1359-6454(00)00302-5.

- Marioara, C. D. *et al.* (2003) 'The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the  $\beta''$  phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy', *Acta Materialia*, 51, pp. 789–796. doi: 10.1016/S1359-6454(02)00470-6.
- Martins, M. M. M. (2008) *Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082*. Universidade de Aveiro, Portugal.
- May, A. *et al.* (2010) 'Influence of heat treatment on the fatigue behaviour of two aluminium alloys 2024 and 2024 plated', in *Procedia Engineering*. Elsevier, pp. 1795–1804. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.193.
- Metals Handbook (1987) *Volume 12 - Fractography*. Edited by A. H. Committee. Ohio, USA: ASM International. doi: 10.31399/asm.hb.v12.9781627081818.
- Metals Handbook (1991) *Volume 4 - Heat Treating*. 1st edn. Edited by A. H. Committee. Ohio, USA: ASM International.
- Metals Handbook (1992) *Volume 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 2nd edn. Edited by A. H. Committee. Ohio, USA: ASM International. doi: 10.31399/asm.hb.v02.9781627081627.
- Metals Handbook (1996) *Volume 19 - Fatigue and Fracture*. Edited by A. H. Committee. Ohio, USA: ASM International.
- Metals Handbook (2000) *Volume 8 - Mechanical Testing and Evolution*. Ohio, USA: ASM International.
- Metals Handbook (2002) *Volume 11 - Failure Analysis and Prevention*. Edited by A. H. Committee. Ohio, USA: ASM International.
- Metals Handbook (2004) *Volume 9 - Metallography and Microstructures*. Edited by G. F. Vander Voort. Ohio, USA: ASM International. doi: 10.31399/asm.hb.v09.9781627081771.
- Moy, C. K. S. *et al.* (2012) 'Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminium alloy', *Materials Science and Engineering: A*, 552, pp. 48–60. doi: 10.1016/j.msea.2012.04.113.
- Mrówka-Nowotnik, G. and Sieniawski, J. (2005) 'Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys', *Journal*

of *Materials Processing Technology*, 162–163, pp. 367–372. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.115.

Mulazimoglu, M. H. *et al.* (1996) ‘Electron microscope study of Al-Fe-Si intermetallics in 6201 aluminum alloy’, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 27(4), pp. 929–936. doi: 10.1007/BF02649760.

Murashkin, M. *et al.* (2015) ‘Enhanced Mechanical Properties and Electrical Conductivity in Ultrafine-Grained Al 6101 Alloy Processed via ECAP-Conform’, *Metals*, 5(4), pp. 2148–2164. doi: 10.3390/met5042148.

Nandy, S. *et al.* (2017) ‘Influence of ageing on the low cycle fatigue behaviour of an Al–Mg–Si alloy’, *Philosophical Magazine*. Taylor & Francis, 97(23), pp. 1978–2003. doi: 10.1080/14786435.2017.1322729.

Nanninga, N. *et al.* (2010) ‘Effect of specimen orientation and extrusion welds on the fatigue life of an AA6063 alloy’, *International Journal of Fatigue*. Elsevier Ltd, 32(2), pp. 238–246. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2009.06.004.

Nanninga, N. and White, C. (2009) ‘The relationship between extrusion die line roughness and high cycle fatigue life of an AA6082 alloy’, *International Journal of Fatigue*, 31(7), pp. 1215–1224. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2008.11.015.

Österreicher, J. A. *et al.* (2017) ‘Quantitative prediction of the mechanical properties of precipitation-hardened alloys with special application to Al–Mg–Si’, *Materials Science and Engineering A*. Elsevier B.V., 703(May), pp. 380–385. doi: 10.1016/j.msea.2017.07.080.

Polat, A., Avsar, M. and Ozturk, F. (2015) ‘Effects of the artificial-aging temperature and time on the mechanical properties and springback behavior of AA6061’, *Materiali in Tehnologije*, 49(4), pp. 487–493. doi: 10.17222/mit.2013.154.

Polmear, I. J. (2005) *Light Alloys*. 3rd edn. Edited by Arnold. London: Elsevier. doi: 10.1016/B978-0-7506-6371-7.X5000-2.

Quadro, A. L. *et al.* (2016) ‘Efeito da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas da liga 6201’, in *V Congresso Internacional do Alumínio*. São Paulo, SP, Brazil.

Reinke, G. (2017) *Influência Do Tratamento Térmico Nas Propriedades Mecânicas De*

- Fios De Alumínio Liga Usados Em Cabos Condutores Submetidos a Ensaio De Fadiga*, Repositório Institucional da Universidade de Brasília. Univerisdade de Brasília. doi: 10.13140/RG.2.2.14726.01609.
- Schwerdt, D. *et al.* (2014) ‘Microstructure investigations on two different aluminum wrought alloys after very high cycle fatigue’, *International Journal of Fatigue*, 60, pp. 28–33. doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.01.004.
- Senkov, O. N. *et al.* (2008) ‘Precipitation of Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) particles in an Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during conventional solution heat treatment and its effect on tensile properties’, *Acta Materialia*, 56(15), pp. 3723–3738. doi: 10.1016/j.actamat.2008.04.005.
- Sheppard, T. (1999) *Extrusion of Aluminium Alloys*. Boston, MA: Springer US. doi: 10.1007/978-1-4757-3001-2.
- Siegfanz, S. *et al.* (2013) ‘Influence of the microstructure on the Fatigue Damage Behaviour of the aluminium cast alloy AlSi7Mg0.3’, *Materials Science & Engineering A*, 565, pp. 21–26.
- da Silva, A. M. B. (2013) *Estudo do Comportamento em Fadiga de Alto Ciclo das Ligas de Alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6*. Universidade de São Paulo - Escola de Engenharia de Lorena, Brazil.
- Totten, G. and Scott Mackenzie, D. (eds) (2003) *Handbook of Aluminum*. CRC Press. doi: 10.1201/9780203912591.
- Van Vlack, L. H. (1984) *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. 4th edn. Edited by Elsevier. Rio de Janeiro: RJ: Campus.
- Voort, G. F. Vander (1987) ‘Visual Examination and Light Microscopy’, in *Fractography*. ASM International, pp. 91–165. doi: 10.31399/asm.hb.v12.a0001834.
- Wang, X. *et al.* (2015) ‘Effect of heating rate on mechanical property, microstructure and texture evolution of Al-Mg-Si-Cu alloy during solution treatment’, *Materials Science and Engineering A*. Elsevier, 621, pp. 8–17. doi: 10.1016/j.msea.2014.10.045.
- Wenk, H. R. and Van Houtte, P. (2004) ‘Texture and anisotropy’, *Reports on Progress in Physics*, pp. 1367–1428. doi: 10.1088/0034-4885/67/8/R02.

Wilm, A. (1911) ‘Physikalisch-metallurgische Untersuchungen über magnesiumhaltige Aluminiumlegierungen’, *Metallurgie: Zeitschrift für de gesamte Hüttenkunde*, 8(8), pp. 225–227.

Yang, H., Ji, S. and Fan, Z. (2015) ‘Effect of heat treatment and Fe content on the microstructure and mechanical properties of die-cast Al-Si-Cu alloys’, *Materials and Design*. Elsevier Ltd, 85, pp. 823–832. doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.074.

Zhao, Qi *et al.* (2016) ‘Enhanced fracture toughness in an annealed Al-Cu-Mg alloy by increasing Goss/Brass texture ratio’, *Materials Characterization*. Elsevier Inc., 119, pp. 47–54. doi: 10.1016/j.matchar.2016.07.015.

Zhao, Qingru *et al.* (2016) ‘Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al-Mg-Si alloy’, *Journal of Alloys and Compounds*. Elsevier B.V, 666, pp. 50–57. doi: 10.1016/j.jallcom.2016.01.110.

Zolin, I. (2010) *Curso Técnico em Automação Industrial: Ensaio Mecânicos e Análises de Falhas*. 3rd edn. Edited by Universidade Federal de Santa Maria. Santa Maria, Brazil: Colégio Técnico Industrial de Santa Maria.

## ANEXOS

Resultados das medições de microdureza Vickers para as amostras envelhecidas de maneira natural e solubilizadas a 550 °C.

<b>Microdureza Vickers CPs Envelhecidos Naturalmente [HV1]</b>					
<b>Medição 1</b>	<b>Medição 2</b>	<b>Medição 3</b>	<b>Média</b>	<b>Desv. Padrão</b>	<b>Tem. Env. [h]</b>
48,20	48,60	49,20	<b>48,67</b>	0,41	0
49,10	48,20	52,40	<b>49,90</b>	1,81	24
50,80	52,60	53,80	<b>52,40</b>	1,23	48
56,60	56,90	56,60	<b>56,70</b>	0,14	168
56,00	57,20	57,90	<b>57,03</b>	0,78	336
57,20	57,90	58,20	<b>57,77</b>	0,42	504
59,50	62,00	59,00	<b>60,17</b>	1,31	672
62,80	58,60	61,30	<b>60,90</b>	1,74	840
62,00	62,40	63,90	<b>62,77</b>	0,80	1008
63,50	61,50	63,20	<b>62,73</b>	1,11	1176
62,50	62,30	62,90	<b>62,57</b>	0,25	1344
63,20	63,20	63,40	<b>63,27</b>	0,09	1512
62,80	62,80	63,50	<b>63,03</b>	0,33	1680
61,00	63,50	63,50	<b>62,67</b>	1,18	1848
64,70	65,30	65,10	<b>65,10</b>	0,16	2352
65,90	63,50	66,70	<b>65,37</b>	1,36	3000



Resultados das medições de microdureza Vickers para as amostras envelhecidas de maneira artificial com várias temperaturas de solubilização.

<b>Microdureza Vickers CPs Envelhecidos Artificialmente [HV1]</b>							
<b>Medição 1</b>	<b>Medição 2</b>	<b>Medição 3</b>	<b>Medição 4</b>	<b>Medição 5</b>	<b>Média</b>	<b>Desv. Padrão</b>	<b>Amostra</b>
40,70	40,90	40,30	40,50	41,80	<b>40,84</b>	0,52	S470A0
43,50	43,80	46,20	45,10	43,30	<b>44,38</b>	1,11	S470A4
43,70	43,90	43,50	43,70	43,70	<b>43,70</b>	0,13	S470A8
60,30	59,60	58,50	57,60	58,90	<b>58,98</b>	0,92	S470A12
61,70	62,80	64,70	65,90	63,50	<b>63,72</b>	1,46	S470A16
50,20	51,60	50,20	50,50	51,00	<b>50,70</b>	0,54	S470A20
46,60	45,10	45,30	44,60	46,70	<b>45,66</b>	0,84	S490A0
51,00	49,90	50,50	51,00	50,20	<b>50,52</b>	0,44	S490A4
55,00	55,70	55,70	56,00	56,00	<b>55,68</b>	0,37	S490A8
62,00	60,30	61,00	61,30	64,30	<b>61,78</b>	1,37	S490A12
63,90	63,50	62,00	63,90	62,40	<b>63,14</b>	0,79	S490A16
53,50	52,40	58,90	55,00	56,00	<b>55,16</b>	2,24	S510A0
60,60	58,50	59,20	62,00	59,40	<b>59,94</b>	1,23	S510A4
63,70	64,30	67,90	67,10	66,70	<b>65,94</b>	1,64	S510A8
71,70	70,00	69,60	69,20	70,90	<b>70,28</b>	0,91	S510A12
71,40	71,40	72,70	70,50	71,40	<b>71,48</b>	1,70	S510A16
79,20	76,10	77,60	76,10	77,60	<b>77,32</b>	1,15	S510A20
52,70	51,30	51,80	54,10	53,50	<b>52,68</b>	1,04	S530A0
60,60	61,00	62,40	61,90	57,20	<b>60,62</b>	1,82	S530A4
70,90	69,50	68,30	68,30	69,20	<b>69,24</b>	0,96	S530A8
73,20	73,70	74,60	74,20	74,20	<b>73,98</b>	0,48	S530A12
77,60	77,60	77,10	77,60	77,10	<b>77,40</b>	0,24	S530A16
56,00	58,90	58,50	56,30	57,60	<b>57,46</b>	1,15	S550A0
62,40	60,60	59,60	59,90	59,20	<b>60,34</b>	1,13	S550A4
72,70	71,80	72,30	72,30	71,80	<b>72,18</b>	0,34	S550A8
78,10	75,60	76,60	75,10	76,10	<b>76,30</b>	1,03	S550A12
79,20	78,10	80,20	79,70	79,70	<b>79,38</b>	0,71	S550A16
84,10	83,00	83,50	84,10	82,40	<b>83,42</b>	0,66	S550A20
89,70	90,60	93,40	91,50	91,50	<b>91,34</b>	1,23	S550A24

Resultados dos ensaios de fadiga nos fios que sofreram os tratamentos S550A20, S550A8 e S550E0.

<b>S550E0</b>		<b>S550A8</b>		<b>S550A20</b>	
<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>	<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>	<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>
100	402.810	117	641.628	135	217.558
100	703.601	117	312.295	135	90.853
100	317.954	129	86.005	135	106.600
115	48.121	129	34.299	155	55.099
115	23.006	129	164.495	155	55.934
115	25.565	149	25.827	155	45.665
133	30.036	149	12.654	180	9.725
133	6.554	149	44.744	180	8.219
133	8.267	172	5.884	180	11.734
		172	13.421		
		172	4.321		

Resultados dos ensaios de fadiga nos fios que sofreram os tratamentos S550N3000 e S550N1500.

<b>S550N3000</b>		<b>S550N1500</b>	
<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>	<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>
133	40.936	141	5.225
133	78.409	141	8.983
133	151.743	130	45.203
117	409.611	130	19.137
117	138.986	130	69.172
117	328.804	121	630.849
117	113.459	110	1.382.012
108	1.264.677	110	1.564.568
108	2.201.654		
101	2.500.000		

Resultados dos ensaios de fadiga nos fios que sofreram os tratamentos S550A24.

<b>S550A24</b>	
<b>Tensão (MPa)</b>	<b>Ciclos</b>
167	86.744
167	76.952
167	153.337
162	148.123
162	100.520
181	37.625
181	23.791
181	31.441
145	2.758.937