

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

GABRIEL COTRIM DE CESARE PEINADO

Efeitos do tratamento térmico de envelhecimento interrompido (T6I4) na
tenacidade à fratura da liga de alumínio AA7050

Lorena

2021

GABRIEL COTRIM DE CESARE PEINADO

Efeitos do tratamento térmico de envelhecimento interrompido (T6I4) na
tenacidade à fratura da liga de alumínio AA7050

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de Concentração de Materiais Convencionais e Avançados.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis
Pereira Baptista

Versão Corrigida

Lorena

2021

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte

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

Peinado, Gabriel Cotrim de Cesare
Efeitos do tratamento térmico de envelhecimento
interrompido (T6I4) na tenacidade à fratura da liga
de alumínio AA7050 / Gabriel Cotrim de Cesare
Peinado; orientador Carlos Antonio Reis Pereira
Baptista - Versão Corrigida. - Lorena, 2021.
163 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Convencionais e Avançados) - Escola de
Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo.
2021

1. Ligas de alumínio. 2. Envelhecimento
interrompido. 3. Tenacidade à fratura. 4. Método
chevron. I. Título. II. Baptista, Carlos Antonio Reis
Pereira, orient.

Aos meus queridos pais, Ronei José Peinado e Maria Alice Cotrim de Almeida
Peinado, por todo carinho e apoio dedicados à minha criação.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, aos meus pais Ronei José Peinado e Maria Alice Cotrim de Almeida Peinado por todo o zelo que tiveram durante minha formação acadêmica. A concretização deste trabalho está intimamente ligada a todo o incentivo que recebi da parte deles.

Às minhas avós Benedita Gonçalves de Almeida e Marilda Fernandes Ferreira Peinado por todo o carinho que sempre tiveram para comigo.

À minha namorada Carolina Diniz de Oliveira e à sua mãe Neide Maria de Fátima Diniz Oliveira pelo apoio nos momentos mais complicados desta jornada.

Ao professor doutor Carlos Antonio Reis Pereira Baptista pela orientação e pelo incentivo ao longo do trabalho. Com certeza, tornei-me, a cada conversa, um engenheiro de materiais e, acima de tudo, um ser humano melhor.

Ao professor doutor Marcelo Augusto Santos Torres pela amizade, por ter me apresentado à Universidade de São Paulo (EEL/USP) e por toda a orientação, desde o início da minha carreira como professor, até o presente momento.

Ao querido amigo Cauê Pettermann Carvalho que com sua paciência e expertise na área de fadiga dos materiais metálicos me ensinou e ajudou muito, ao longo de todo o processo.

Ao querido amigo Luiz Felipe Salles Lopes pelo auxílio nas análises estatísticas deste trabalho e por todo o companheirismo durante vários anos.

À EEL/USP pela oportunidade de realizar o mestrado.

Ao senhor Francisco Paiva, técnico do Laboratório de Ensaios Mecânicos, que foi de suma relevância para a execução dos ensaios Chevron.

A todos os funcionários que de maneira direta e/ou indireta foram essenciais para a conclusão deste trabalho. Em especial, agradeço aos senhores Sérgio, Bento, Dainesi e Everaldo pelas contribuições.

Aos funcionários da “Soluções Serviços Terceirizados” que foram fundamentais para a manutenção do curso das atividades laboratoriais, ainda mais, durante os tempos de pandemia.

Finalmente, aos professores da pós graduação da EEL/USP, com os quais tive a honra de conversar e/ou assistir às disciplinas ofertadas e aos professores que participaram da banca do exame de qualificação e da defesa. Sou muito grato por toda a paciência, pelas correções e pelos conselhos.

“O caminho do progresso não é rápido nem fácil.”

Marie Curie

RESUMO

PEINADO, Gabriel Cotrim de Cesare. **Efeitos do tratamento térmico de envelhecimento interrompido (T6I4) na tenacidade à fratura da liga de alumínio AA7050**. 2021. 163 p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2021.

Com a crescente demanda das indústrias automobilística, bélica e, principalmente, aeronáutica por materiais que apresentem resistência mecânica específica e tenacidade à fratura, as ligas de alumínio da série 7xxx estão sendo cada vez mais estudadas. Entre elas, destaca-se a liga AA7050 (Al, Zn, Mg e Cu), por exibir uma combinação sinérgica entre resistência mecânica e tenacidade à fratura e por ser termicamente tratável. No entanto, paulatinamente, o processo de envelhecimento natural compromete a tenacidade à fratura e a ductilidade da liga 7050, em sua condição comercial (T7451). Estudos recentes têm apontado indícios de que o tratamento térmico de envelhecimento interrompido (T6I4) pode melhorar a resistência da liga 7050, na presença de uma trinca, sem deteriorar suas propriedades mecânicas monotônicas. Nesse sentido, o presente trabalho teve como objetivo principal avaliar os efeitos do tratamento T6I4 na tenacidade à fratura, determinada por meio de uma metodologia pouco difundida na literatura (método do entalhe em “V” ou Chevron, ASTM E1304-97, 2020), da liga 7050. Dentro desse contexto, um lote da liga 7050, em seu estado fornecido, teve sua microdureza Vickers e as micrografias de suas três faces medida e analisadas, respectivamente. Verificou-se que a face longitudinal, em relação à direção de laminação, apresentou os maiores valores de microdureza, devido à presença de regiões centrais com grãos maiores e encruados. A análise estatística da microdureza das amostras da AA7050 tratadas, em nove condições, revelou que a melhor combinação de tempos para a primeira e segunda etapas do tratamento T6I4 seria: 145 °C, por 30 minutos, e 65 °C, por 72 horas. A confecção do entalhe em “V” nos corpos de prova da liga 7050 foi realizada a partir de um estudo prévio acerca da variação da dureza em cada uma das faces. A configuração dos corpos de prova que apresentou menor gradiente de dureza e maior valor médio dessa propriedade foi a LS, sendo, portanto, a escolhida para a produção do entalhe Chevron. Os ensaios de tenacidade à fratura realizados indicaram que o tratamento T6I4 - 24 horas aumentou o valor do Fator Intensidade de Tensões ($K_{QVM} = 125,3 \pm 5,1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) em relação ao da condição recebida ($K_{QVM} = 85,0 \pm 4,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) da liga 7050. Por outro lado, o envelhecimento interrompido, quando realizado por 72 horas, proporcionou aos precipitados maior tempo para engrossamento, fazendo com que a capacidade de absorver deformação plástica fosse prejudicada ($K_{QVM} = 106,3 \pm 9,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$).

Palavras-chave: Ligas de alumínio. Envelhecimento interrompido. Tenacidade à fratura. Método Chevron.

ABSTRACT

PEINADO, Gabriel Cotrim de Cesare. **Influence of interrupted aging T6I4 on fracture toughness of AA7050 chevron notched specimens**. 2021. 163 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2021.

With the growing demand from the automotive, war and, mainly, aerospace industries for materials that combine specific mechanical strength and fracture toughness, aluminum alloys such as those of the 7xxx series are being increasingly studied. Among them, AA7050 (Al, Zn, Mg and Cu) stands out, for presenting a synergistic combination between mechanical resistance and fracture toughness and for being able to thermally treated. However, along years, the natural aging process harms the fracture toughness and ductility of AA7050, in its commercial condition (T7451). Recent papers have pointed out that interrupted aging (T6I4) can improve the capacity of allocate plastic strain of AA7050, without deteriorating its monotonic mechanical properties. In this sense, the present work had as main goal to evaluate the effects of the T6I4 on fracture toughness, determined using a methodology that is not widespread in literature (Chevron notch or “V”-notch, ASTM E1304-97, 2020), of AA7050. Within this context, AA7050, in its supplied state, had its Vickers microhardness and the micrographs of its three faces measured and analyzed, respectively. It was found that the longitudinal face, towards the rolled direction, had the highest microhardness values, due to the presence of central regions with larger grains, which are directly related to material hardening. The statistical analysis of the microhardness of AA7050 samples treated in nine conditions revealed that the best combination of times for the first and second stages of the T6I4 would be: 145 °C, for 30 minutes, and 65 °C, for 72 hours. Chevron notch was made in AA7050 specimens after a study about the variation of hardness in each of the faces. The configuration of specimens that presented the lowest hardness gradient and the highest mean value of this property was LS, being, therefore, the chosen one for the production of the “V”-notch. The fracture toughness tests performed indicated that the T6I4 - 24 hours increased the value of the Stress Intensity Factor ($K_{QVM} = 125.3 \pm 5.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) in relation to the commercial condition ($K_{QVM} = 85.0 \pm 4.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$) of AA7050. On the other hand, the interrupted aging, when carried out for 72 hours, gave to the precipitates more time for coarsening, and, consequently, K_{QVM} value decreased ($125.3 \pm 5.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$).

Keywords: Aluminum alloys. Interrupted aging. Fracture toughness. Chevron notched specimens' method.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Fluxograma do processo Bayer para obtenção de bauxita purificada.	28
Figura 2 – Materiais dos principais componentes de um avião	30
Figura 3 – Diagrama de fases, em corte, do sistema A-B que pode ser endurecido por precipitação.	35
Figura 4 – Gráfico esquemático dos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação	36
Figura 5 – Ilustração esquemática da formação de uma nova fase, através de dois processos difusionais distintos: (a) nucleação clássica e (b) transformação <i>spinodal</i>	38
Figura 6 – Diagrama esquemático da energia livre em função da fração molar para uma liga de alumínio da série 7xxx.....	39
Figura 7 – (a) Variação de energia livre (ΔG) das transformações parciais e da reação em etapa única; (b) decréscimos de energia livre (G) relativos às transformações	40
Figura 8 – Representação esquemática da migração dos átomos de soluto da região mais concentrada (transição II) para a região menos concentrada (transição I)	41
Figura 9 – “Corte” de um precipitado por uma discordância: (a) antes de a discordância atravessar o precipitado e (b) depois de a discordância atravessar o precipitado	41
Figura 10 – Estágios do mecanismo de Orowan (1948).....	42
Figura 11 – Comparação gráfica entre os tratamentos térmicos T6 e T6I4	44
Figura 12 – Curvas de dureza Vickers para a liga AA7050 submetida a cinco diferentes tratamentos térmicos.....	45
Figura 13 – Curvas de tensão-vida para espécimes com e sem entalhe – liga AA7050 - T6I4 (65 °C por 24 h.) e AA7050 - T7451	46
Figura 14 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET) para liga AA7050 submetida aos tratamentos: (a) T7451, (b) T6 e (c) T6I4 (65 °C por 24 h.)	47
Figura 15 – Interações precipitado/matriz: (a) coerente, (b) semicoerente e (c) incoerente.....	49

Figura 16 – Micrografias obtidas via MET: (a) precipitados esféricos interagindo coerentemente com a matriz; (b) plaquetas nanométricas e (c) interfaces coerentes entre os precipitados e os átomos de alumínio (escala atômica).....	51
Figura 17 – Carregamento trativo uniaxial atuando em um componente com entalhe elíptico	57
Figura 18 – Tensão uniforme de tração atuando sobre uma placa infinita (largura da placa >> comprimento da trinca, 2a) contendo uma trinca	57
Figura 19 – Balanço energético de Griffith.....	59
Figura 20 – Modos de sollicitação mecânica de uma peça contendo uma trinca: (a) abertura, (b) escorregamento e (c) rasgamento.....	61
Figura 21 – Representação de um carregamento em um ponto qualquer de uma estrutura	62
Figura 22 – Campo de tensões elásticas atuantes em um ponto da vizinhança de uma trinca	65
Figura 23 – Variação do parâmetro geométrico Y em função de α , para um corpo de prova com trinca central embutida submetido ao modo I de carregamento	68
Figura 24 – Variação do fator intensidade de tensão em função da espessura da amostra	70
Figura 25 – Possíveis orientações de corpos de prova utilizados em ensaios de tenacidade à fratura	72
Figura 26 – Correlação gráfica empírica entre a tenacidade à fratura e a fração de microcavidades da liga 7050 submetida a dois tratamentos térmicos: (a) envelhecimento e (b) superenvelhecimento.....	73
Figura 27 – (a) Limite de resistência à tração (σ_R), limite de escoamento (σ_e) e tenacidade à fratura (K_{Ic}) da liga AA7050 submetida a diferentes tratamentos térmicos; (b) diagrama qualitativo dos efeitos microestruturais e das fases residuais, em função da temperatura, na tenacidade à fratura da liga AA7050.	75
Figura 28 – (a) Representação esquemática da zona de estiramento da fratura, em que L_{ze} e H_{ze} são definidos, respectivamente, como a largura e a profundidade (altura) da zona de estiramento. (b) Micrografia da zona de estiramento da liga AA7050-T73651 (MEV).....	77
Figura 29 – Variação do relevo da zona de estiramento ao longo da frente da trinca	78
Figura 30 – Diferentes corpos de prova Chevron utilizados ao longo da história..	79

Figura 31 – Curva de resistência à propagação da trinca vs. comprimento da trinca plana, típica de materiais frágeis	81
Figura 32 – Curva de resistência à propagação da trinca vs. comprimento da trinca crescente, típica de materiais de engenharia (dúcteis).....	82
Figura 33 – Corpo de prova de seção retangular utilizado nos ensaios Chevron. 82	
Figura 34 – Curvas características de um ensaio Chevron que ocorreu com (A) fratura catastrófica, (B) fratura semiestável e (C) fratura estável da amostra.....	84
Figura 35 – Dimensões, em milímetros, da placa base da liga AA7050-T7451 (fora de escala)	86
Figura 36 – Dimensões, em milímetros, do bloco base da liga AA7050-T7451 (fora de escala)	86
Figura 37 – Cortadeira Isomet 1000 – Buehler	87
Figura 38 – Representação esquemática das amostras embutidas em resina polimérica	88
Figura 39 – Microdurômetro modelo Micromet 2004 – Buehler	88
Figura 40 – Fornos utilizados no tratamento T6I4: (a) forno mufla Quimis para a primeira etapa e (b) forno mufla EDG para a segunda etapa do envelhecimento interrompido.....	90
Figura 41 – Sequência de cortes para obtenção de amostras para o ensaio de tenacidade à fratura (fora de escala)	91
Figura 42 – (a) CNC e (b) máquina de corte por eletroerosão a fio utilizados.....	92
Figura 43 – Dimensões, em mm, dos CPs utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura	93
Figura 44 – Dimensões, em mm, do suporte dos ensaios de tenacidade à fratura	93
Figura 45 – Montagem do ensaio de tenacidade à fratura pelo método Chevron	95
Figura 46 – Dimensões, em mm, da área cisalhada do “dente”	96
Figura 47 – Dimensões, em mm, do novo suporte dos ensaios de tenacidade à fratura	98
Figura 48 – Fluxograma do procedimento experimental.....	99
Figura 49 – Microdurezas Vickers das faces de amostras da liga AA7050 e barras de erros associadas às medições.....	101

Figura 50 – Micrografias ópticas da face longitudinal de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes	103
Figura 51 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face longitudinal de uma amostra da liga AA7050	104
Figura 52 – Micrografias ópticas da face superficial de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes	104
Figura 53 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face superficial de uma amostra da liga AA7050	105
Figura 54 – Micrografias ópticas da face transversal de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes	105
Figura 55 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face transversal de uma amostra da liga AA7050	106
Figura 56 – Micrografias das faces (a) transversal e (b) longitudinal de uma amostra da liga AA7050	106
Figura 57 – Média dos fatores em cada um dos níveis para as microdurezas Vickers das amostras	108
Figura 58 – Curva de dureza Vickers para a liga AA2024 em função do tempo da segunda etapa de envelhecimento	111
Figura 59 – Variação da dureza Vickers ao longo da face de 24 mm	115
Figura 60 – Variação da dureza Vickers ao longo da face de 25 mm	115
Figura 61 – Curva força vs. deslocamento construída a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T7451	117
Figura 62 – Curva força vs. deslocamento construída a partir do ensaio cíclico da liga AA7050-T7451	117
Figura 63 – Superfícies de fratura devidamente indicadas das amostras submetidas aos ensaios (a) monotônico e (b) cíclico	118
Figura 64 – (a) Superfície de fratura de uma amostra submetida a carregamento monotônico e (b) perfil do corpo de prova fraturado indicando fratura paralela à espessura	120
Figura 65 – Região de pop-ins ampliada com ênfase nas três maiores variações percentuais de carga (curva obtida a partir do ensaio monotônico)	121

Figura 66 – Parâmetros determinados para o cálculo do fator de intensidade de tensões da liga AA7050, a partir da curva de carga vs. deslocamento	123
Figura 67 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T7451 (como recebida).....	126
Figura 68 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T6I4 (24 horas)	126
Figura 69 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T6I4 (72 horas)	127
Figura 70 – Vistas superior (a) e lateral (b) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T7451; representação esquemática da vista superior (c)	130
Figura 71 – Regiões de inspeção por microscopia eletrônica de varredura de um corpo de prova da liga AA7050: (a) centro e (b) proximidades à superfície	132
Figura 72 – Vistas superior (a) e lateral (b) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (24 horas); representação esquemática da vista superior (c)	136
Figura 73 – Dispositivo de ensaio fraturado após ensaio de K_{Iv}	138
Figura 74 – Ampliações do entalhe de corpos de prova da liga AA7050-T6I4 (72 horas): (a) na presença de uma trinca e (b) na ausência de uma trinca.....	139
Figura 75 – (a) Variação da dureza Vickers da liga AA7050-T6I4 (65 °C), em função do tempo; (b) ênfase na variação de dureza do material no intervalo de 20 a 80 horas	140
Figura 76 – Vistas superior (a), lateral (b) e frontal (c) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (72 horas)	141
Figura 77 – Variação do fator intensidade de tensões e da microdureza Vickers em função do estado da liga AA7050. (a) Micrografia obtida por MET da liga AA7050-T7451; (b) micrografia obtida por MET da liga AA7050-T6I4 (24h.)	143
Figura 78 – Evidência experimental da nucleação de uma trinca pelo método Chevron em corpo de prova da liga de alumínio AA7050.....	145
Figura A1 – Zona de processos inelásticos na ponta de uma fissura.....	156
Figura A2 – Extensões das ZPIs e distribuições das tensões para EPD e EPT.	158
Figura C1 – Curva força vs. deslocamento genérica para um material com propagação estável de trinca.....	162
Figura C2 – Curva coeficiente de intensidade de tensão vs. razão de inclinação para um corpo de prova de seção quadrada	163

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das principais ligas de alumínio.	29
Tabela 2 – Composição química da liga AA7050, em porcentagem de massa. ...	32
Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga AA7050 - T7451, à temperatura de 23 °C	33
Tabela 4 – Designações de tratamentos térmicos e têmperas para ligas de alumínio	34
Tabela 5 – Fase, composição química e estrutura cristalina das partículas de segunda fase presentes em ligas de alumínio 7050	49
Tabela 6 – Parâmetros de rede das fases η e η' presentes na liga AA7050	50
Tabela 7 – Parâmetros dos tratamentos térmicos aos quais a liga AA7050 foi submetida	74
Tabela 8 – Dimensões requeridas para os corpos de prova dos ensaios Chevron	83
Tabela 9 – Composição química da liga AA7050-T7451, em porcentagem de massa	85
Tabela 10 – Propriedades mecânicas da liga AA7050-T7451	85
Tabela 11 – Condições do tratamento térmico T7451 aplicado à liga AA7050.....	85
Tabela 12 – Condições do tratamento térmico de envelhecimento interrompido – AA7050	90
Tabela 13 – Microdurezas Vickers referentes às três faces de amostras de AA7050	100
Tabela 14 – Resultados obtidos a partir da análise da variância da influência dos fatores “A” e “B” na microdureza Vickers das amostras de AA7050/T6I4	107
Tabela 15 – Resultados obtidos a partir da análise da variância da influência de ruídos nos fatores “A” e “B” na microdureza Vickers das amostras de AA7050/T6I4	108
Tabela 16 – Durezas Vickers da superfície e do interior do bloco base da liga AA7050	113
Tabela 17 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas de amostras da liga AA7050/T7451.....	118

Tabela 18 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T7451 (como recebida)	127
Tabela 19 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T614 (24 horas)	128
Tabela 20 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T614 (72 horas)	128
Tabela 21 – Efeitos do envelhecimento interrompido nas propriedades da liga AA7050	144

LISTA DE SIGLAS

AA	ALUMINUM ASSOCIATION
ABRALATAS	Associação brasileira de produtores de lata de alumínio
ANOVA	<i>Analysis of variance</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CBA	Companhia brasileira de alumínio
CNC	Comando numérico computadorizado
CP	Corpo de prova
CPs	Corpos de prova
CTOD	<i>Crack tip opening displacement</i>
DIC	<i>Digital image correlation</i>
DSC	Calorimetria diferencial exploratória
EST	Solubilização otimizada
EPD	Estado plano de deformação
EPT	Estado plano de tensão
FFT	Transformada rápida de Fourier
GP	Guinier-Preston
HRC	Dureza Rockwell C
HTPT	Pré-precipitação em alta temperatura
L	Longitudinal
LSP	<i>Laser shock peening</i>
MET	Microscopia eletrônica de transmissão
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
NBR	Norma técnica
PFZ	<i>Precipitated free zone</i>
S	Transversal curta ou espessura
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Sars-COV-2	Vírus causador da pandemia de Covid-19
SST	Solubilização em etapa única
T	Transversal longa

T6I4	Tratamento térmico em que ligas de alumínio são envelhecidas, em duas etapas, com diferentes temperaturas e tempos.
T7451	Tratamento térmico em que ligas de alumínio passam por estiramento nominal e são envelhecidas em temperaturas próximas de 110 °C, por 2 horas, e, posteriormente, à temperatura de 170 °C por tempos mais longos (de 24 a 30 horas).
u.a.	Unidade arbitrária
ZLP	Zona livre de precipitados
ZPI	Zona de processos inelásticos ou plásticos
ZRL	Zona rica em lacunas

LISTA DE SÍMBOLOS

$\%p B$	porcentagem, em massa, componente “B” presente no sistema binário genérico “A-B”
$(n_s + n_i - 1)$	graus de liberdade da superfície e do interior dos corpos de prova
(r, θ)	sistema de coordenadas polares
$[A_A]_t / [A_A]_p$	fração superficial de microcavidades / fração superficial de partículas presentes na superfície de fratura
∇	operador diferencial notado pelo símbolo nabla
2a	comprimento de uma trinca central embutida
2b	eixo vertical de um furo elíptico
2c	eixo horizontal de um furo elíptico
A	área cisalhada do “dente”
a	parâmetro de rede de uma estrutura hexagonal
a_c	tamanho crítico que causa o crescimento espontâneo de uma trinca
Al	Alumínio
a_t	comprimento da trinca que representa a transição dúctil e frágil
B	Boro
B	largura do corpo de prova
C	Carbono
c	parâmetro de rede de uma estrutura hexagonal
C_0	composição inicial de uma liga metálica
C_1	composição de uma zona empobrecida de soluto
C_2	composição de uma zona enriquecida de soluto
Cl	Cloro
c_{ln}	comprimento da linha neutra
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	massa específica
E	módulo de elasticidade
F	Flúor
Fe	Ferro

G	energia livre de Gibbs
G_c	taxa de alívio de energia de deformação
H	Hidrogênio
H_0 e H_1	hipóteses de um teste envolvendo médias de populações distintas
H_{ze}	profundidade da zona de estiramento de fratura
I	momento de inércia da seção fletida
K	fator intensidade de tensões
K_c	fator intensidade de tensões crítico
K_I , K_{II} e K_{III}	fatores intensidade de tensões determinados a partir dos três modos de sollicitação
K_{Ic}	tenacidade à fratura (ASTM E399)
K_{Iv}	tenacidade à fratura Chevron (ASTM E1304-97)
K_{IvM}	tenacidade à fratura Chevron determinada a partir da carga máxima
K_{Qc}	fator intensidade de tensões determinado a partir de K_{QvM}
K_{Qv}	fator intensidade de tensões determinado a partir da carga crítica do ensaio (ASTM E1304-97)
K_{QvM}	fator intensidade de tensões determinado pelo método Chevron, por meio da carga máxima (ASTM E1304-97)
K_t	fator de concentração de tensões
l_e	comprimento de propagação estável trinca
L_{ze}	largura da zona de estiramento de fratura
M_f	momento fletor
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
n	coeficiente de encruamento
N	Nitrogênio
N	número de ciclos de carregamento
$n_s + n_i$	tamanhos das amostras (número de medições da dureza) da superfície e do interior
O	Oxigênio
p	plasticidade (quociente entre ΔX_0 e ΔX)

$P(\alpha)$	correção polinomial para o fator geométrico Y
P_c	carga crítica do ensaio de tenacidade à fratura pelo método Chevron
P_M	carga máxima do ensaio de tenacidade à fratura pelo método Chevron
$P_{m\acute{a}x}$	carga de um pico de uma região de pop-in
$P_{m\acute{i}n}$	carga de um vale de uma região de pop-in
q	sensibilidade ao entalhe
R	razão de carregamento
r	razão de inclinação efetiva de descarregamento
r_c	razão de inclinação crítica
r_p	extensão da zona de processos inelásticos
Si	Silício
s_s^2 e s_i^2	variâncias da superfície e do interior dos corpos de prova
$t_{nS + nl - 1, 1\%}$	valor crítico da distribuição t de Student
Ti	Titânio
U	função-tensão
u_x e u_y	deslocamentos nas direções x e y, respectivamente
W	espessura do corpo de prova
w_f	largura no final da propagação estável da trinca
w_i	largura no início da propagação estável da trinca
W_s	aumento da energia de superfície de um material com uma trinca
Y	fator geométrico ou coeficiente de intensidade de tensão
Y^*_m	fator geométrico mínimo
Zn	Zinco
Zr	Zircônio
ΔG	variação da energia livre de Gibbs
ΔX	comprimento da linha média de força
ΔX_0	distância entre as interseções das retas efetivas de descarregamento com o eixo "x"
α	relação entre o comprimento de uma trinca e a espessura da peça trincada

ε	deformação ocasionada por uma tensão uniforme
$\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{xz}$ e γ_{yz}	deformações ocasionadas pela aplicação de um carregamento genérico aplicado em um ponto qualquer de uma estrutura
ϕ_0	energia de deformação por unidade de volume
γ_s	energia de superfície específica
φ	ângulo entre as superfícies de propagação estável e instável da trinca
μ_i	dureza Vickers média do interior de um corpo de prova
μ_s	dureza Vickers média da face superficial
ν	coeficiente de Poisson
θ_0	inclinação inicial (reta elástica) da curva de carga vs. deslocamento
$\theta_{1,2}$	inclinação de uma reta traçada a partir da origem da região elástica, de acordo com as recomendações da norma ASTM E1304-97
θ_n	inclinação da enésima curva de descarregamento
ρ	raio de curvatura de um furo elíptico
σ	tensão uniforme de tração
σ_e	tensão limite de escoamento
σ_{ef}	tensão de escoamento efetiva
σ_f	tensão nominal de flexão
σ_m	tensão máxima nas extremidades do eixo y de uma placa com entalhe elíptico
σ_{max}	tensão máxima utilizada para a construção de curvas de fadiga
σ_R	limite de resistência à tração
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}$ e τ_{yz}	carregamento genérico aplicado em um ponto qualquer de uma estrutura
τ	tensão responsável pela movimentação das discordâncias em um material
τ_c	tensão nominal de cisalhamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVO	25
2	REVISÃO DA LITERATURA	27
2.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	27
2.2	APLICAÇÕES AERONAÚTICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	29
2.3	LIGA AA7050	32
2.4	ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	33
2.5	ENVELHECIMENTO INTERROMPIDO (T6I4).....	42
2.6	MICROESTRUTURA DA LIGA AA7050.....	47
2.7	ESTUDOS RECENTES SOBRE A LIGA AA7050.....	52
2.8	MECÂNICA DA FRATURA	54
2.9	TENACIDADE À FRATURA DA LIGA AA7050	72
2.10	METODOLOGIA CHEVRON PARA DETERMINAÇÃO DE K_{Iv}	78
3	MATERIAL E MÉTODOS	85
3.1	MATERIAL	85
3.2	MÉTODOS	87
3.2.1	Microdureza Vickers e análise microestrutural da liga como recebida	87
3.2.2	Definição da melhor condição do tratamento térmico T6I4	89
3.2.3	Confecção dos CPs e do dispositivo de ensaio de K_{Iv}	90
3.2.4	Tratamento térmico dos corpos de prova Chevron	94
3.2.5	Ensaio de tenacidade à fratura	94
3.2.6	Reconstrução do dispositivo do ensaio de tenacidade à fratura ..	96
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	99
4.1	ANÁLISES MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA LIGA AA7050 NA CONDIÇÃO RECEBIDA	99
4.2	ESTUDO DAS CONDIÇÕES DO TRATAMENTO TÉRMICO.....	107
4.3	ESTUDO DA ORIENTAÇÃO DO ENTALHE CHEVRON	112
4.4	AVALIAÇÃO DA METODOLOGIA EMPREGADA NO ENSAIO CHEVRON.....	116
4.5	RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA PELO MÉTODO CHEVRON	125
4.5.1	Liga AA7050 no estado fornecido (T7451)	128

4.5.2	Liga AA7050 submetida ao envelhecimento interrompido por 24 horas	133
4.5.3	Liga AA7050 submetida ao envelhecimento interrompido por 72 horas	137
4.5.4	Considerações finais sobre os ensaios de tenacidade à fratura.	144
5	CONCLUSÕES.....	146
6	TRABALHOS FUTUROS	147
	REFERÊNCIAS	148
	APÊNDICES.....	156

1 INTRODUÇÃO, JUSTIFICATIVAS E OBJETIVO

No portfólio anual referente a 2019, divulgado pela ALCOA, informou-se que as vendas de bauxita, alumina e alumínio geraram um saldo de caixa de U\$ 879 milhões. Ao redor do globo, atualmente, a empresa conta com 13.800 colaboradores. Percebe-se que a relevância econômica da indústria do alumínio, nos dias de hoje, é eminente, não apenas pelo capital movimentado, mas também pela enorme quantidade de empregos gerada. Ademais, segundo o presidente da ALCOA Brasil Otavio Carvalheira, o alumínio, por ser um metal leve, resistente, sustentável e produzido de forma eficiente do ponto de vista da emissão de carbono ganhará protagonismo como parte das soluções em vários âmbitos pós-Covid-19.

No Brasil, a Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), em seu relatório informativo de 2019, divulgou que a produção de alumínio chegou a 323 mil toneladas. Além disso, a possibilidade infindável de reciclagem desse metal rendeu um total de 148 mil toneladas de sucata reciclada. Em um cenário de preocupações recorrentes a respeito da sustentabilidade e gestão ambiental, a nova filosofia industrial prioriza, cada vez mais, dispositivos que consigam desempenhar sua função de maneira segura, sustentável e duradoura (CUNHA; LIMA, 2017). Nessa perspectiva, a mecânica da fratura como base de projetos tolerantes ao dano aplicada às ligas de alumínio da série 7xxx, que poderiam ser utilizadas como matérias-primas desses produtos, atendem às exigências supracitadas.

O principal objeto de estudo da mecânica da fratura é a previsão do comportamento de um material, na presença de descontinuidades, como por exemplo uma trinca, através de uma propriedade conhecida como tenacidade à fratura (ANDERSON, 2005).

As ligas de alumínio da série 7xxx são constituídas, majoritariamente, pelos elementos Al, Zn, Mg e Cu. Um grande diferencial das ligas dessa série é a possibilidade de serem tratadas termicamente, o que pode promover uma combinação sinérgica entre propriedades que, geralmente, são antagônicas (*e.g.*: resistência mecânica e ductilidade). Ademais, a versatilidade de suas propriedades, em função da composição química e da rota de tratamento térmico empregada, permite que sejam aplicadas nos mais variados âmbitos, como nas indústrias automobilística, bélica e, principalmente, aeroespacial (AZARNIYA; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K., 2019).

A liga utilizada neste trabalho, AA7050, quando submetida ao tratamento térmico de solubilização e precipitação pode ser endurecida, a partir da formação de partículas de segunda fase que dificultam o movimento das discordâncias. Há inúmeras rotas de tratamento que podem ser utilizadas em ligas de alumínio, entre as quais destaca-se a solubilização com posterior envelhecimento duplo. Em geral, esse tratamento proporciona o aumento da resistência à corrosão e das propriedades monotônicas da liga AA7050. No entanto, a segunda etapa de envelhecimento, como ocorre à temperatura ambiente, a médio/longo prazo, deteriora a tenacidade à fratura e a ductilidade do material, propriedades essas que são relevantes para fins aeroespaciais (LUMLEY; POLMEAR; MORTON, 2004).

Como solução a essa adversidade, vem sendo estudado outro tipo de envelhecimento duplo, que é conhecido como secundário ou interrompido (T6I4). Nesse, a segunda etapa de envelhecimento é realizada em temperaturas que variam de 30 a 100 °C, por tempos de 0,1 a 10.000 horas, por exemplo. Por meio do tratamento T6I4, alguns pesquisadores relataram que a liga AA7050 manteve sua resistência mecânica e apresentou melhorias na capacidade de acomodar deformação plástica, o que pode ser um indício de efeitos positivos à tenacidade à fratura do material (ANTUNES *et al.*, 2019).

A determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos (K_{Ic}), durante anos, tem sido realizada através do procedimento descrito na norma ASTM E399 (2009). Contudo, metodologias alternativas vêm sendo exploradas com o intuito de otimizar o tempo de execução dos ensaios e a quantidade de material dispendida na confecção dos corpos de prova. Sem contar que os ensaios para determinação de K_{Ic} necessitam da nucleação de uma pré-trinca de fadiga, o que pode ser trabalhoso e requerer tempo. À luz desse contexto, o método Chevron proposto na norma ASTM E1304-97 (2020) surge como uma alternativa para os ensaios convencionais de tenacidade à fratura, justamente por dispensar a pré-trinca de fadiga e permitir que as amostras sejam menores. Embora, na literatura, existam trabalhos sobre a tenacidade à fratura de ligas de alumínio determinada pelo método Chevron (K_{IV}), não foram encontradas pesquisas que utilizem tal metodologia para a liga AA7050, em seu estado comercial (T7451) ou tratada por envelhecimento interrompido (T6I4).

O presente trabalho, portanto, tem como objetivo principal o estudo comparativo das propriedades mecânicas com ênfase na tenacidade à fratura, por

meio da metodologia Chevron, da liga AA7050 em seu estado fornecido (T7451) e tratada termicamente por envelhecimento interrompido (T6I4), em duas diferentes condições.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é o metal não ferroso mais consumido do mundo com uma demanda média mensal de quase 100 mil toneladas (BRAY; WEAVER, 2021). Ele está presente em diversos âmbitos, entre os quais destacam-se: o de transportes, automóveis, aeronaves, trens, navios, construção civil, petroquímica e bens de consumo duráveis e não duráveis (utensílios de cozinha, móveis, embalagens etc.) (CONSTANTINO, 2002). Além de seu uso primário, a reciclagem deste metal, no Brasil, contribui efetivamente com a economia nacional. No ano de 2016, a reciclagem de produtos à base de alumínio gerou um montante de R\$ 947 milhões, segundo a Associação Brasileira dos Fabricantes de Latas de Alumínio (Abralatas).

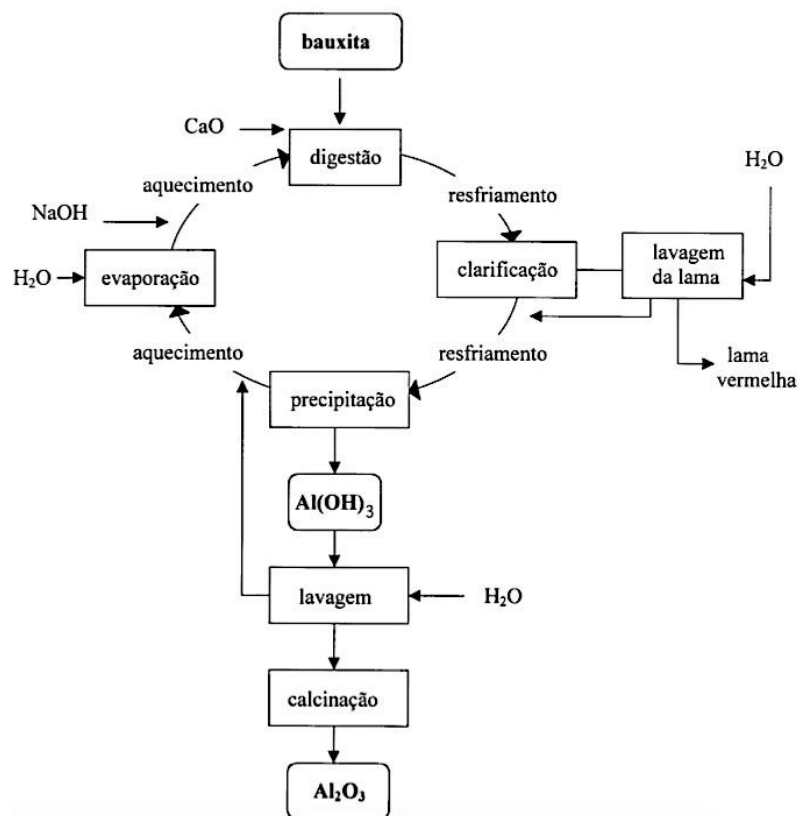
Na natureza, devido à alta afinidade entre o alumínio e o oxigênio, aquele elemento encontra-se na forma de cátion trivalente (Al^{3+}) combinado ao íon óxido (O^{2-}). Embora sua aparição na crosta terrestre seja de apenas 1%, o alumínio é o terceiro elemento e o primeiro metal mais abundante na superfície da Terra (CONSTANTINO, 2002).

O minério a partir do qual obtém-se alumínio metálico é a bauxita, a qual se apresenta como uma mistura heterogênea composta por diferentes hidróxidos hidratados à base de alumínio ($[\text{AlO}_x(\text{OH})_{3-2x}]$, em que $0 < x < 1$). Para a obtenção de alumínio metálico, a bauxita precisa passar por um processo de purificação, o qual é denominado processo Bayer (CONSTANTINO, 2002). A Figura 1 mostra um fluxograma que explica resumidamente as etapas de purificação da bauxita.

Hoje em dia, a obtenção de alumínio baseia-se no processo eletrolítico de Hall-Heroult, o qual foi desenvolvido em 1886. Esta técnica utiliza a eletrólise da alumina ou óxido de alumínio (Al_2O_3), que é encontrada na bauxita já purificada pelo processo Bayer. A fusão do Al_2O_3 é realizada em uma cuba com o auxílio de um fundente, a criolita (Na_3AlF_6), que é responsável pela redução da temperatura de fusão deste composto de 2000 °C para 1000 °C. No ânodo deste processo

eletrolítico, ocorre uma reação entre gás oxigênio (O_2) proveniente da oxidação do ânion óxido com o eletrodo de grafita (C) e consequente formação de dióxido de carbono (CO_2), enquanto no cátodo há deposição de alumínio metálico decorrente da redução dos cátions Al^{3+} (JACUMASSO, 2014).

Figura 1 – Fluxograma do processo Bayer para obtenção de bauxita purificada.



Fonte: (BUCHNER *et al.*¹, 1989 apud CONSTANTINO, 2002).

Em função das boas propriedades mecânicas específicas obtidas a partir da combinação do alumínio a outros elementos, este metal é utilizado majoritariamente pela indústria na forma de ligas (LIMA, 2014). As ligas de alumínio podem apresentar resistência mecânica até 30 vezes superior ao metal em sua forma pura, sem que a massa específica sofra alterações significativas ($d \approx 2,7 \text{ g/cm}^3$) (ASKELAND; PHULE, 2003; JACUMASSO, 2014). O principal empecilho ao se trabalhar com ligas deste metal reside no baixo ponto de fusão do alumínio ($660 \text{ }^\circ\text{C}$), o que restringe a faixa de temperatura operacional das ligas (JACUMASSO, 2014). A classificação das ligas de alumínio é realizada pela

¹ BUCHNER, W. *et al.* Industrial inorganic chemistry. New York: VCH Publishers, 1989. p. 247-255.

Aluminum Association. A nomenclatura das ligas é feita com base em 4 dígitos, sendo que o primeiro número indica os principais elementos de liga adicionados, o segundo mostra os limites de pureza do material e os dois últimos identificam a liga de alumínio (KAUFMAN; ROOY, 2004). As ligas das séries 1xxx, 3xxx e 5xxx não são termicamente tratáveis, sendo endurecidas, geralmente, por trabalho a frio. Por outro lado, as ligas das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da série 8xxx podem ser endurecidas pelo tratamento térmico de solubilização e precipitação (AZARNIYA; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K., 2019).

As principais ligas de alumínio classificadas de acordo com o critério supracitado são mostradas na Tabela 1.

Tabela 1 – Classificação das principais ligas de alumínio.

Série de 4 dígitos	Composição	Principais aplicações
1xxx	Al puro (>99,00%)	Dispositivos elétricos
2xxx	Al – Cu	Indústria automobilística
3xxx	Al – Mn	Utensílios domésticos e construção civil
4xxx	Al – Si	Motores de combustão e materiais para soldagem
5xxx	Al – Mg	Indústria química
6xxx	Al – Mg – Si	Construção civil
7xxx	Al – Zn	Indústrias automobilística e aeronáutica
8xxx	Al – outros elementos	Ainda em estudo

Fonte: (KAUFMAN; ROOY, 2004; AZARNIYA; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K., 2019).

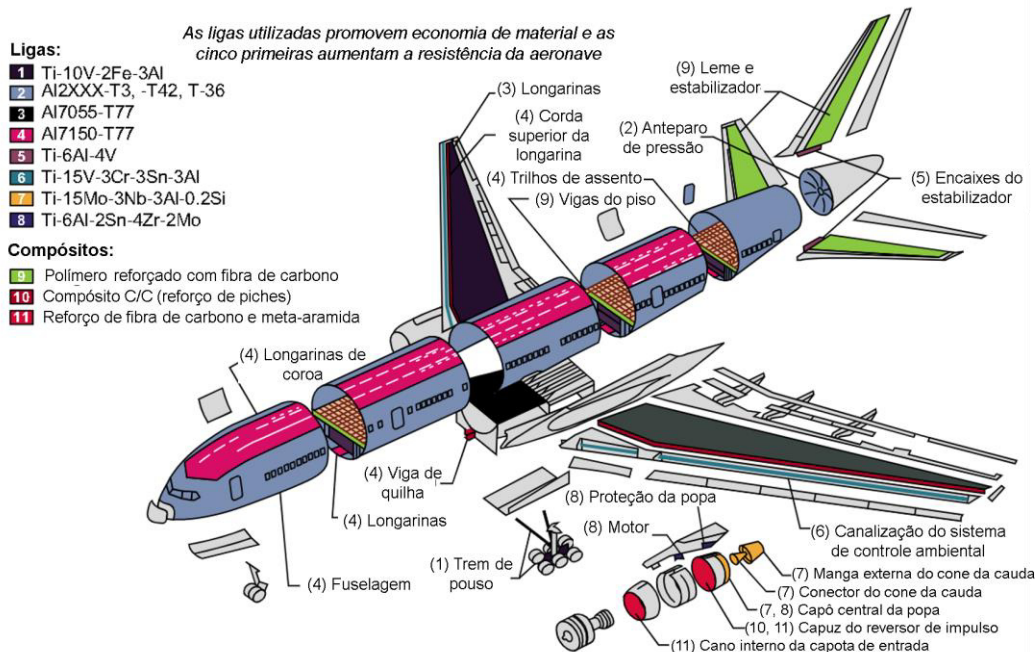
2.2 APLICAÇÕES AERONÁUTICAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

As boas propriedades mecânicas aliadas à baixa massa específica das ligas de alumínio permitem sua aplicação em diversos setores da indústria. Em especial, a excelente tenacidade à fratura e a ótima resistência à fadiga de alto ciclo de algumas ligas deste metal fazem com que elas sejam muito utilizadas pela indústria aeronáutica (ANTUNES, 2017).

A aplicação das ligas de alumínio no setor aeronáutico é ainda impulsionada pelas combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão, ductilidade, formabilidade e usinabilidade (OLIVEIRA, 2011). Em função das boas propriedades citadas, em média, 70% da estrutura de aviões é composta por ligas de alumínio

(VIANA, 2005). O considerável uso destas ligas nos componentes de uma aeronave é evidenciado na Figura 2.

Figura 2 – Materiais dos principais componentes de um avião Boeing 777.



Fonte: (Adaptada de SANKARAN; MISHRA, 2017).

Como já mencionado, das ligas de alumínio, apenas as das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e algumas ligas da série 8xxx podem ser tratadas termicamente. O tratamento térmico de solubilização e envelhecimento potencializa a aplicação das ligas de alumínio para fins aeronáuticos, já que pode otimizar a relação entre as propriedades mecânicas (e.g. tenacidade à fratura e resistência à fadiga) (ANTUNES, 2017). Entre as três séries citadas, as ligas 7xxx são as mais utilizadas em aeronaves, pois atingem os maiores níveis de resistência mecânica das ligas de alumínio (ENCYCLOPEDIA OF CHEMICAL², 2000 apud JACUMASSO, 2014). Assim sendo, as principais ligas desta série e suas propriedades serão detalhadas a seguir.

As ligas de alumínio da série 7xxx começaram a ser estudadas com o sistema binário alumínio – zinco (Al – Zn), que apresenta extensa solubilidade de átomos de zinco na matriz de alumínio a altas temperaturas, mas decresce para 2% à

² ENCYCLOPEDIA OF CHEMICAL. Aluminum and aluminum alloys. Hoboken: John Wiley and Sons, 2000. p.259 – 343.

medida que a temperatura diminui. O comportamento da solubilidade em função da temperatura supracitado do sistema Al – Zn possibilita que ele seja endurecido por precipitação. Contudo, os precipitados de zinco formados a partir deste tratamento térmico limitam o aumento da dureza das ligas até certo ponto (LAGO, 2010).

Com o intuito de elevar os níveis de dureza obtidos a partir do envelhecimento, acrescentou-se ao sistema alumínio – zinco, o elemento magnésio. Neste sistema ternário (Al – Zn – Mg), há também pequenas quantidades de átomos de cobre (Cu), cromo (Cr) e manganês (Mn), os quais combinados podem produzir ligas de alumínio de altíssima resistência mecânica (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1976).

O sistema quaternário formado por Al – Zn – Mg – Cu é utilizado em aplicações estruturais que demandam alta resistência mecânica e baixa massa específica, sob condições severas. As boas propriedades mecânicas destas ligas são obtidas por meio do tratamento térmico de precipitação de fases contendo zinco e magnésio, durante longos tempos. A adição de cobre a esta liga de alumínio dificulta a propagação de trincas em ambientes corrosivos, entretanto inviabiliza sua soldagem por métodos convencionais, devido à formação de compostos eutéticos (REDDY, 2008).

Nas ligas comerciais ternárias (Al – Zn – Mg) e quaternárias (Al – Zn – Mg – Cu), à temperatura ambiente, os átomos do soluto não apresentam completa miscibilidade na matriz de alumínio. Sendo assim, os elementos de liga podem se apresentar como uma segunda fase composta apenas por seus átomos ou como compostos intermetálicos. As partículas de segunda fase são classificadas em: partículas primárias, constituintes, dispersóides e precipitados (BRAGA, 2011).

As partículas primárias recebem este nome, pois solidificam antes de o alumínio solidificar. Elas costumam aparecer em ligas hipereutéticas e/ou como produtos de reações peritéticas (*e.g.* Al₇Cr). As partículas constituintes são formadas por compostos intermetálicos resultantes de uma reação eutética (*e.g.* Al₂CuMg). A presença destas partículas não é desejável para as propriedades mecânicas de uma liga de alumínio, uma vez que não interagem coerentemente com as discordâncias. Os dispersóides, por sua vez, são partículas finamente dispersas, com dimensões submicrométricas (< 1 μm). Eles são formados durante o pré-aquecimento da amostra e/ou durante a solidificação da liga. Boa parte dos dispersóides apresenta interação coerente com a matriz (*e.g.* Al₃Zr), bloqueando, assim, efetivamente a movimentação das discordâncias. Por fim, os precipitados

são partículas que apresentam alta solubilidade na matriz de alumínio quando ultrapassam a curva *solvus*. A existência dos precipitados depende da temperatura de trabalho e, por este motivo, a sua morfologia e composição podem ser controladas por tratamentos térmicos (BRAGA, 2011; ROBSON, 2004).

Entre as ligas de alumínio da série 7xxx, a liga 7050, utilizada neste trabalho, apresenta ótimas propriedades mecânicas, em especial, a tensão limite de escoamento ($\sigma_e = 454$ MPa) (ASM HANDBOOK, 1979). O alto limite de escoamento da liga 7050 decorre de tratamentos térmicos de solubilização e endurecimento por precipitação, uma vez que as transformações de fases metaestáveis e estáveis formam partículas de segunda fase que dificultam a movimentação das discordâncias (SIQUEIRA, 2010).

2.3 LIGA AA7050

A liga de alumínio 7050 (AA7050) é composta majoritariamente pelos elementos de liga zinco, cobre e magnésio. Sua fabricação segue a norma ASM Al-233, a qual regulamenta a composição desta liga, em função das tolerâncias mássicas dos elementos químicos que a compõem, como se mostra na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química da liga AA7050, em porcentagem de massa.

Liga	Zn	Ti	Mg	Cu	Zr	Fe	Mn	Cr	Si
AA7050	5,7-6,7	0,06	1,9-2,6	2,0-2,6	0,08-0,15	0,15	0,10	0,04	0,12

Fonte: (ASM HANDBOOK, 1979).

Os elementos de liga zinco e magnésio são adicionados para formarem precipitados endurecedores, denominados η e η' , mediante tratamentos térmicos de solubilização e precipitação. Os mecanismos de formação de precipitados resistentes serão descritos na seção 2.4 deste trabalho. Por sua vez, o elemento químico cobre é utilizado para aumentar a resistência à corrosão da liga AA7050 (ASM HANDBOOK, 1979).

Um tratamento térmico muito utilizado para a liga 7050 é o T7, em função dos bons resultados de resistência à fadiga e dureza obtidos. Entre os tipos de tratamento T7, tem-se o T7451, que é baseado na solubilização, no resfriamento rápido, no estiramento nominal permanente até 2% em relação às dimensões

originais e no duplo envelhecimento artificial de ligas de alumínio (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008). Este tratamento térmico tem como principal finalidade aumentar a resistência de ligas de alumínio submetidas a carregamentos mecânicos em ambientes corrosivos (CARVALHO *et al.*, 2016; DAVIS *et al.*, 1993; HAN *et al.*, 2011). Na Tabela 3, são apresentadas algumas propriedades mecânicas da liga 7050 que foi submetida ao tratamento térmico T7451.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga AA7050 - T7451, à temperatura de 23 °C.

Liga	Limite de escoamento σ_e [MPa]	Limite de resistência σ_R [MPa]	Módulo de elasticidade E [GPa]	Coefficiente de Poisson ν
AA7050 - T7451	454	513	73	0,33

Fonte: (ROSSINO, 2008).

Os principais precipitados presentes em ligas de alumínio 7050 são $Al_{12}(Fe,Cr)_3Si$, Mg_2Si e Al_3Zr (AZARNIYA; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K., 2019). Eventualmente, pode existir um pseudoeutético de composição $Mg(Zn,Cu,Al)_2$. Fases que apresentam átomos de ferro em sua composição tendem, após tratamento térmico, a se transformarem na fase Al_7Cu_2Fe . A fase Mg_2Si é insolúvel na matriz de alumínio e tende a globulizar (coalescimento de partículas da fase em questão, que se arranjam em forma de esferas), enquanto que a fase $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ é solúvel e contribui com a precipitação da fase Al_2CuMg (ASM HANDBOOK, 1979).

Embora a composição dos precipitados presentes na liga de alumínio 7050 seja importante para compreender suas propriedades mecânicas, a forma com a qual eles podem crescer, dependendo da rota de tratamento térmico empregada, é o fator determinante para o entendimento da microestrutura e, conseqüentemente, das propriedades da AA7050. Diante do exposto, a próxima seção deste trabalho reserva a teoria sobre os estágios do tratamento térmico de envelhecimento, os quais se relacionam diretamente à formação das fases secundárias na liga 7050.

2.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

Todos os tratamentos térmicos aplicados aos materiais metálicos influenciam suas características microestruturais e, por conseguinte, suas propriedades. Por menor que seja a taxa difusional do processo térmico, a temperatura e o tempo são os principais responsáveis pelas modificações nas propriedades de um material. Para as ligas de alumínio, há um sistema de nomenclatura de têmperas e tratamentos térmicos, desenvolvido pela *Aluminum Association*, conforme se mostra na Tabela 4.

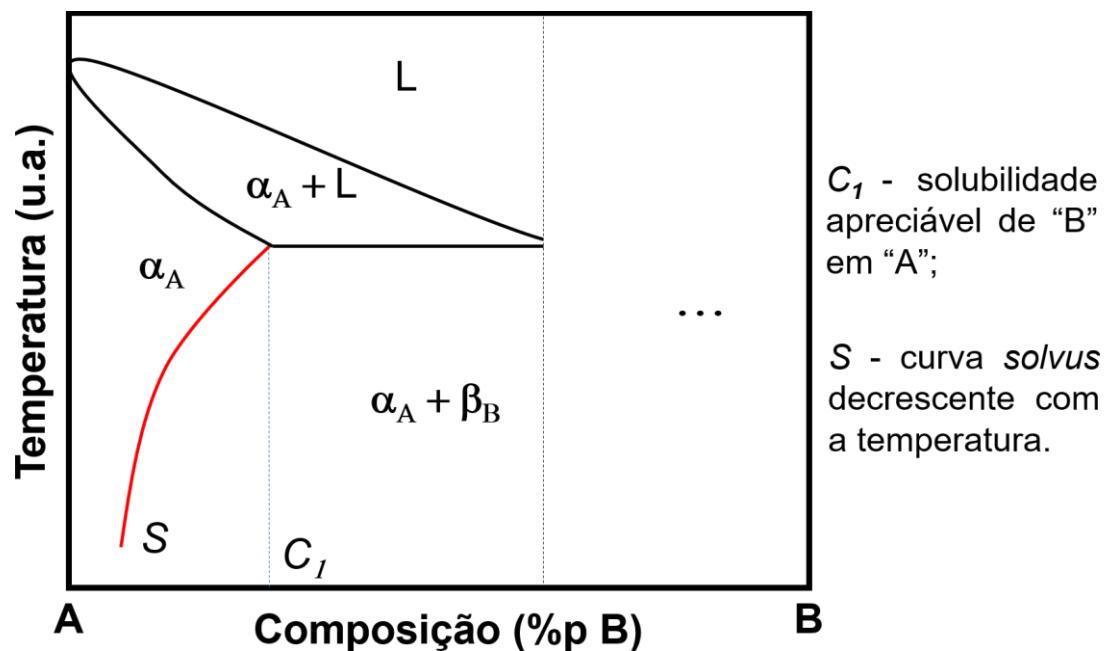
Tabela 4 – Designações de tratamentos térmicos e têmperas para ligas de alumínio.

Prefixo	Tratamento e/ou condição da liga
F	Como fabricada (trabalho a quente, forjada, fundida etc.)
O	Recozida (apenas para ligas trabalháveis)
H	Endurecida por trabalho a frio
H1	Endurecida a frio
H2	Endurecida a frio e parcialmente recozida
H3	Endurecida a frio e estabilizada
T	Tratada até uma condição estável
T1	Resfriada a partir de uma temperatura elevada e envelhecida naturalmente
T2	Resfriada, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente
T3	Solubilizada, temperada, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente
T4	Solubilizada, temperada e envelhecida naturalmente
T5	Resfriada rapidamente e envelhecida artificialmente
T6	Solubilizada, temperada e envelhecida artificialmente
T7	Solubilizada, temperada e superenvelhecida
T8	Solubilizada, temperada, trabalhada a frio e envelhecida artificialmente
T9	Solubilizada, temperada, envelhecida artificialmente e trabalhada a frio
T10	Resfriada rapidamente, trabalhada a frio e envelhecida artificialmente
W	Têmpera instável aplicada a ligas que envelhecem espontaneamente à temperatura ambiente após o processo de solubilização

Fonte: (Adaptada de SHANMUGHASUNDARAM; DAHLE, 2018).

A presença de partículas dispersas em uma matriz tende a endurecer um metal, devido ao bloqueio da movimentação das discordâncias. Do ponto de vista termodinâmico, as fases metaestáveis formadas a partir das partículas dispersas apresentam maior energia livre do que a fase de equilíbrio da matriz, impondo assim, uma barreira energética à passagem das discordâncias. Os precipitados resistentes de uma segunda fase podem ser obtidos através de um resfriamento do sistema, desde que as duas condições, a seguir, sejam obedecidas: primeiramente, deve haver uma solubilidade apreciável entre os componentes da liga; em segundo lugar, a curva *solvus* do diagrama de fases dos constituintes deve ser decrescente em função da diminuição da temperatura (PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017). Na Figura 3, os dois critérios que devem ser satisfeitos para aumento de resistência por precipitação são mostrados em um diagrama de fases, em corte, do sistema hipotético A-B.

Figura 3 – Diagrama de fases, em corte, do sistema A-B que pode ser endurecido por precipitação.

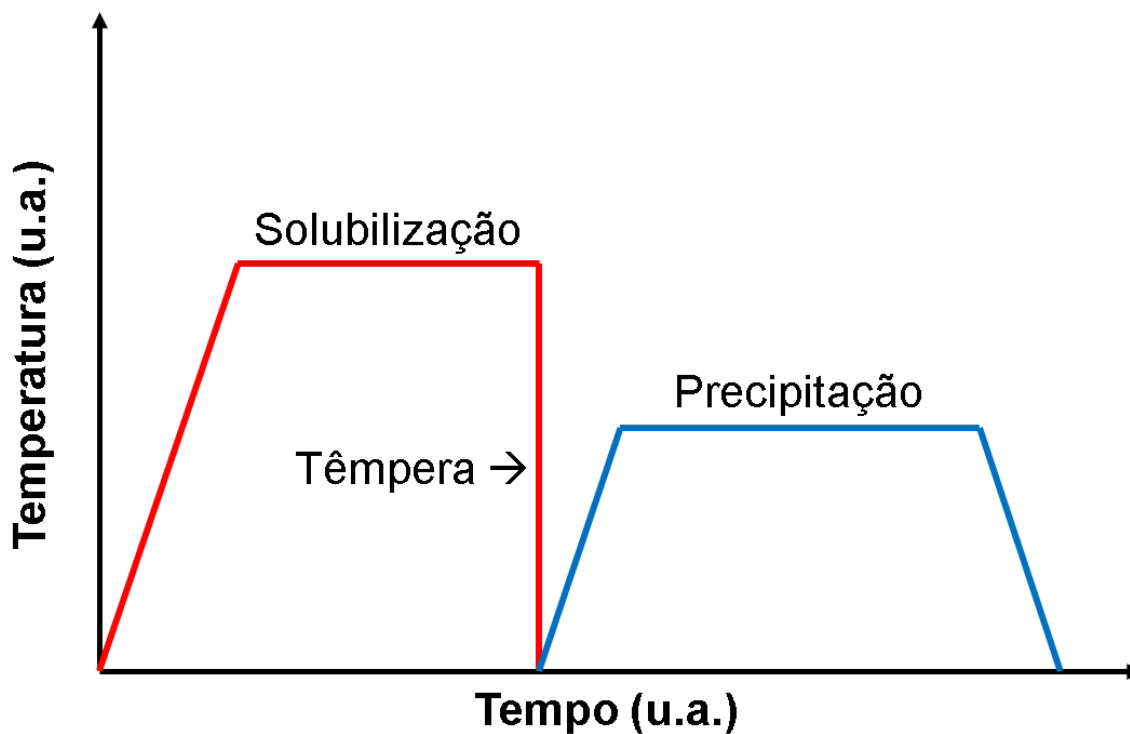


Fonte: Arquivo pessoal.

O endurecimento por precipitação envolve três etapas: solubilização, têmpera ou resfriamento rápido e precipitação ou envelhecimento. A solubilização consiste na dissolução da fase menos abundante na fase mais abundante, através do aumento da temperatura. Tomando como base a Figura 3, quando o sistema é

aquecido e passa pela curva *solvus*, a fase β_B é totalmente dissolvida, resultando em um sistema monofásico formado apenas por α_A . Posteriormente à obtenção de um sistema homogêneo, resfria-se bruscamente a liga até a temperatura ambiente (têmpera). Como o resfriamento ocorre rapidamente, não há tempo para que partículas da segunda fase precipitem e, portanto, o que se obtém é uma solução supersaturada (no caso da Figura 3, a solução é supersaturada de β_B em α_A). Finalmente, o envelhecimento ocorre quando as partículas de segunda fase começam a precipitar finamente dispersas na matriz, em regiões conhecidas como zonas enriquecidas de soluto (de dimensões da ordem de 20 a 40 angstroms), devido a processos difusionais que podem ser ativados pela temperatura (envelhecimento artificial) ou que ocorrem espontaneamente à temperatura ambiente (envelhecimento natural) (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008; PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017). A Figura 4 mostra as etapas dos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação, em um gráfico de temperatura vs. tempo.

Figura 4 – Gráfico esquemático dos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação.



Fonte: (Adaptada de SANTOS, 2017).

É importante comentar que se deve definir um tempo adequado de precipitação, pois, para cada liga, a partir de um certo período, os precipitados começam a coalescer e, assim, a dispersão grosseira formada não atua efetivamente no bloqueio das discordâncias. A este processo, dá-se o nome de superenvelhecimento (PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017).

Os precipitados endurecedores, que se encontram finamente dispersos na matriz, provocam uma distorção no reticulado, a qual dificulta a passagem de defeitos. As regiões da rede cristalina distorcidas pelas partículas da segunda fase são chamadas genericamente de zonas Guinier-Preston (GP), em homenagem às descobertas independentes de A. Guinier e G. D. Preston através da técnica de difratometria de raios X, na década de 30 do século XX. Estas regiões apresentam partículas de segunda fase e átomos da matriz interagindo coerentemente e devido a esta interação a liga é endurecida. Por outro lado, no superenvelhecimento, as interfaces deixam de ser coerentes e, por isso, as discordâncias conseguem se mover com maior facilidade (PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017).

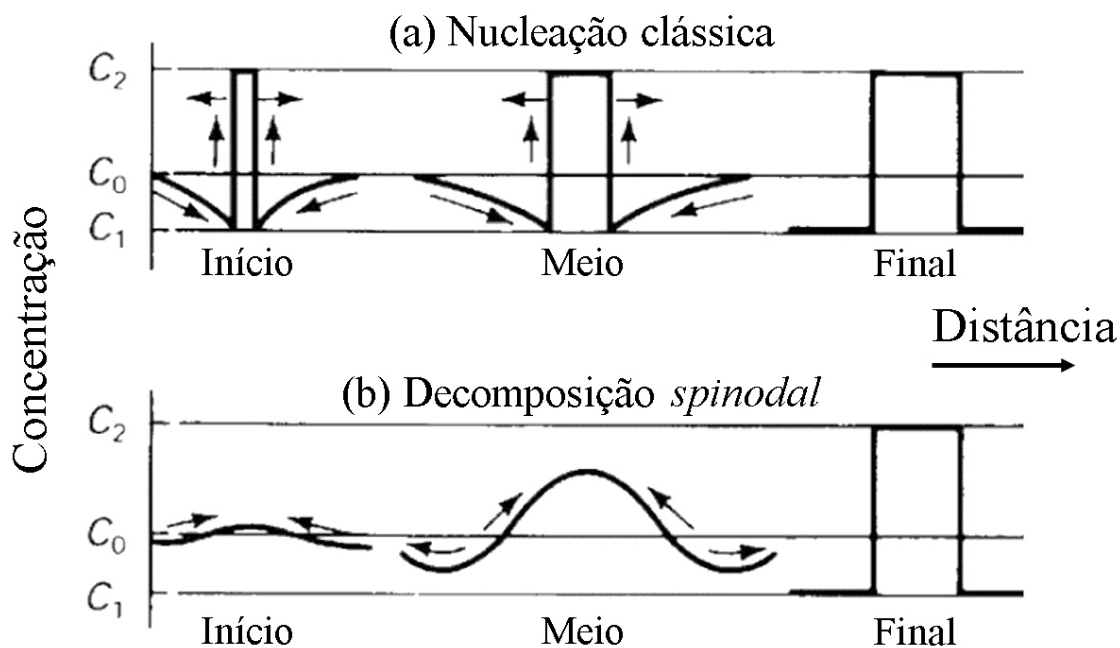
As zonas GP, em uma liga de alumínio da série 7xxx, são originadas por meio de um processo conhecido como decomposição *spinodal*. Neste tipo de transformação, o aumento de volume das regiões enriquecidas de soluto associado à diminuição de volume das zonas empobrecidas de disperso faz com que as variações de energia interna e entalpia sejam nulas. Consequentemente, a formação das regiões Guinier-Preston ocorre de maneira espontânea, já que inexistente uma barreira energética para tal (FINDIK, 2012; PORTER; EASTERLING, 2009).

Quando tratadas em altas temperaturas e depois submetidas à têmpera, ligas da série 7xxx exibem um gradiente de concentração de átomos de soluto dependente das regiões da matriz, devido à formação das zonas GP. À medida que a decomposição *spinodal* ocorre, a energia de superfície específica que se opõe à formação das novas fases é praticamente nula, já que a matriz e os produtos de transformação apresentam a mesma estrutura cristalina. Nesse sentido, o efeito difusional que explica o processo *spinodal* é conhecido como *uphill diffusion*. A “difusão ladeira acima”, como é conhecida no Brasil, foi amplamente estudada por Darken (1948), em juntas de aço soldadas, contendo átomos de silício como soluto. Nos primeiros trabalhos de Adolf Eugen Fick (1855), a força motriz da difusão foi atribuída ao gradiente de concentração dos átomos de soluto em diferentes regiões

da matriz, ao passo que Darken, depois de aproximadamente um século, propôs que a “difusão ladeira acima” ocorre, particularmente, devido ao gradiente de potencial químico existente entre as zonas ricas ou pobres em soluto. Isso explica a variação nos perfis das curvas da nucleação clássica (Figura 5a) e da transformação *spinodal* (Figura 5b) (FINDIK, 2012; PORTER; EASTERLING, 2009).

Na Figura 5, C_2 e C_1 representam as concentrações de soluto em zonas ricas e pobres, respectivamente, enquanto que C_0 refere-se à composição inicial da liga. O comportamento senoidal verificado na decomposição *spinodal* pode ser caracterizado matematicamente, por meio do cálculo do comprimento de onda associado ao gradiente de concentração do soluto, em função da distância. Para tanto, seria necessário apresentar uma modelagem não tão simples que se vale de dois conceitos omitidos até então: a energia de interface entre a fase nucleada e a fase da matriz e os efeitos de deformação entre as fases, em função da coerência/incoerência. Como essa abordagem não faz parte do escopo deste trabalho, sugere-se a leitura de bibliografias específicas, como as de Findik (2012) e Porter e Easterling (2009).

Figura 5 – Ilustração esquemática da formação de uma nova fase, através de dois processos difusionais distintos: (a) nucleação clássica e (b) transformação *spinodal*.

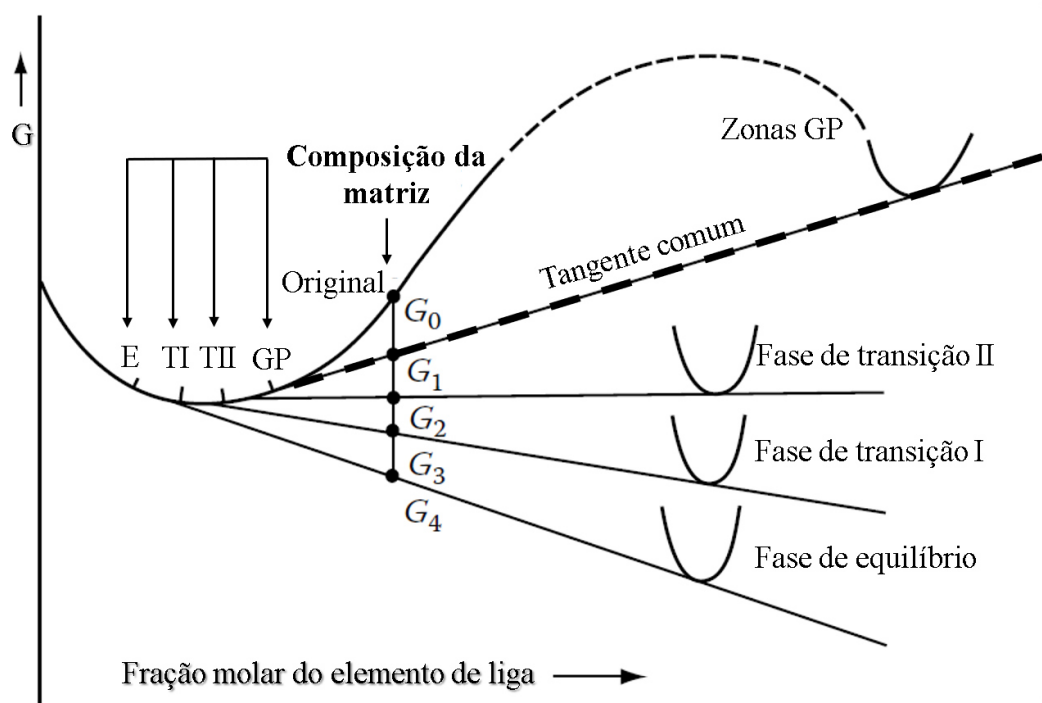


Fonte: (Adaptada de FINDIK, 2012).

A formação das zonas GP é, geralmente, sucedida da precipitação de fases de transição, que se encontram em equilíbrio com a solução supersaturada. Considerando uma liga de alumínio da série 7xxx, a Figura 6 traz um diagrama de energia livre de Gibbs (G) representativo das fases formadas (PORTER; EASTERLING, 2009).

No diagrama da Figura 6, a hipotética liga da série 7xxx apresenta três fases formadas, a partir de zonas GP: as fases de transição I e II e a fase de equilíbrio. A energia livre referente à composição da matriz, que é determinada para cada transformação através da tangente em comum entre os pontos de mínimo das curvas de energia livre da matriz e das zonas GP, pode ser decrescentemente graduada em cinco níveis: G_0 , na ausência de zonas GP; G_1 , na presença de zonas GP; G_2 , na presença da fase de transição II; G_3 , na presença da fase de transição I e G_4 , na presença da fase de equilíbrio. A transformação de fases é finalizada quando se forma a fase estável de equilíbrio (PORTER; EASTERLING, 2009).

Figura 6 – Diagrama esquemático da energia livre em função da fração molar para uma liga de alumínio da série 7xxx.

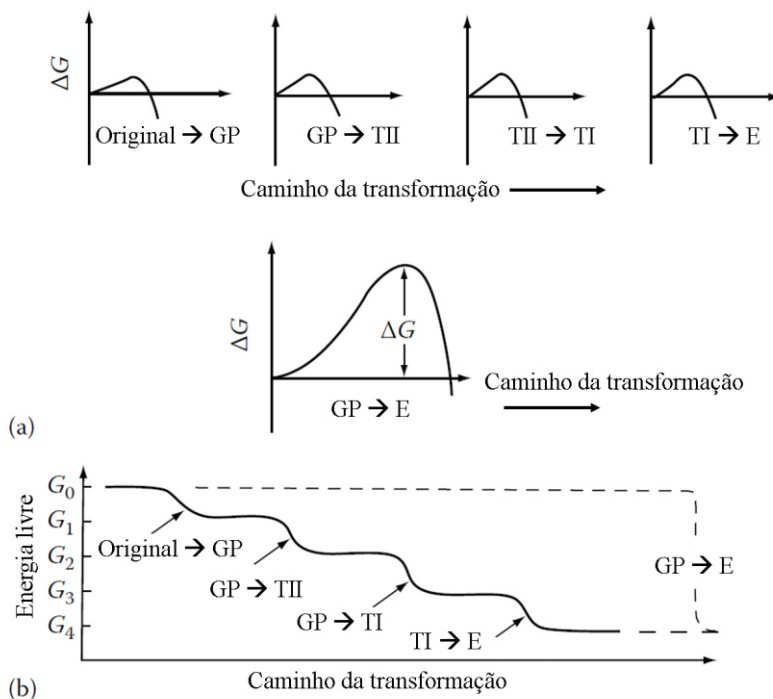


Fonte: (Adaptada de PORTER; EASTERLING, 2009).

A diminuição da energia livre e o aumento da estabilidade do sistema são mais pronunciados durante a formação das fases de transição I e II, quando comparados à formação direta (em etapa única) da fase de equilíbrio, conforme se mostra na Figura 7. Isso ocorre por conta da menor energia de ativação requerida para gerar as fases de transição. Em função da estrutura cristalina das fases de transição ser intermediária em relação às estruturas da matriz e da fase de equilíbrio, há um maior grau de coerência e, por conseguinte, uma menor variação de energia livre associada às transformações parciais (PORTER; EASTERLING, 2009).

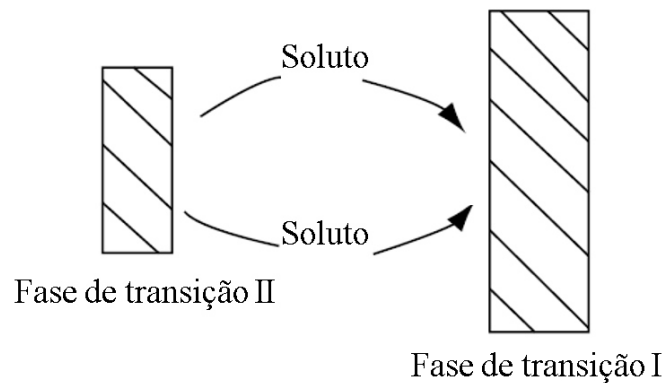
Como mencionado nos parágrafos anteriores, a transformação de fases é encerrada quando a fase de equilíbrio é formada. O mecanismo que propicia o crescimento da fase de equilíbrio em detrimento das fases de transição, à medida que o envelhecimento ocorre, baseia-se no gradiente de concentração dos átomos de soluto em diferentes regiões da matriz, conforme postulado por Fick, em seus primeiros trabalhos. De acordo com a Figura 8, a região de transição II tende a se transformar na região de transição I, pois a concentração de átomos de soluto naquela é maior do que nesta (PORTER; EASTERLING, 2009).

Figura 7 – (a) Variação de energia livre (ΔG) das transformações parciais e da reação em etapa única; (b) decréscimos de energia livre (G) relativos às transformações.



Fonte: (Adaptada de PORTER; EASTERLING, 2009).

Figura 8 – Representação esquemática da migração dos átomos de soluto da região mais concentrada (transição II) para a região menos concentrada (transição I).

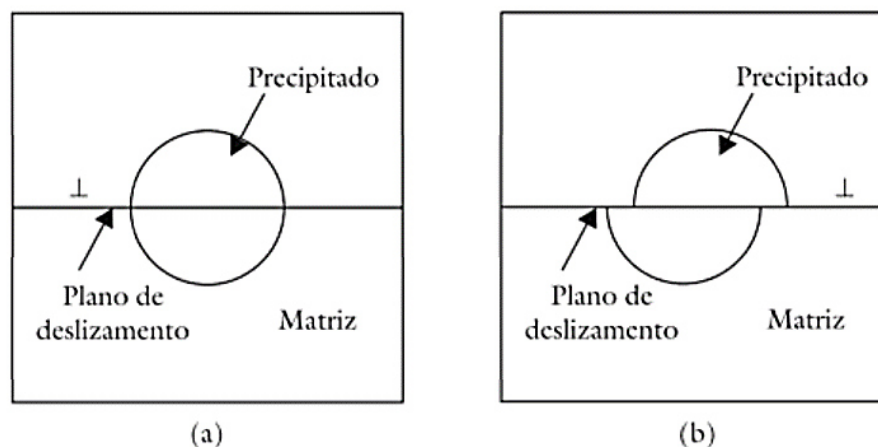


Fonte: (Adaptada de PORTER; EASTERLING, 2009).

Existem dois mecanismos associados à distorção da rede cristalina que explicam o impedimento da movimentação das discordâncias em uma liga endurecida por precipitação.

O primeiro mecanismo diz respeito ao cisalhamento de um precipitado coerente, devido à passagem de uma discordância. Quando ocorre o cisalhamento, há encruamento do material e a deformação se dá por deslizamento planar comum (ANTUNES, 2017; DIETER, 1988; SANTOS, 2017). A Figura 9 traz uma representação esquemática do primeiro mecanismo de aumento da resistência por precipitação.

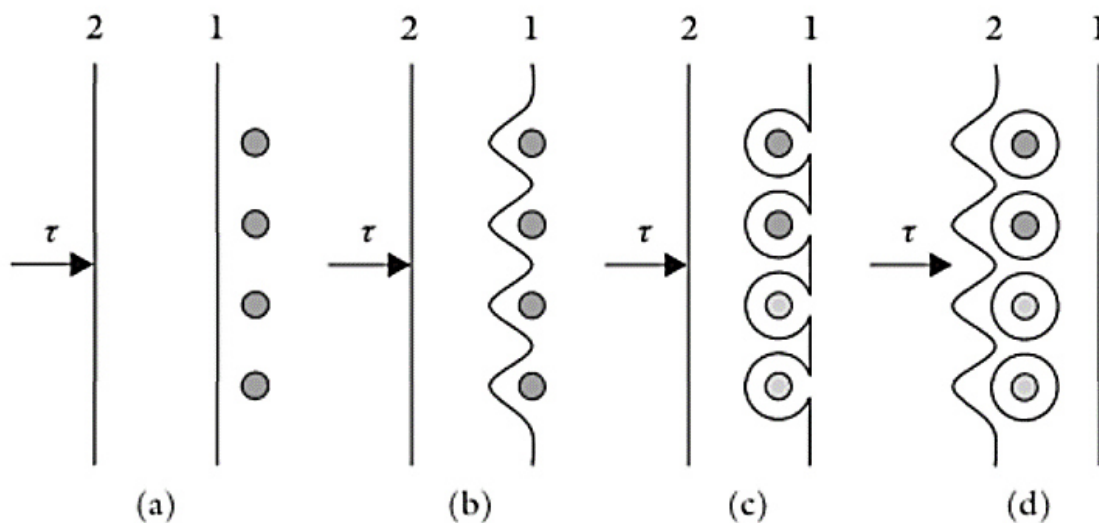
Figura 9 – “Corte” de um precipitado por uma discordância: (a) antes de a discordância atravessar o precipitado e (b) depois de a discordância atravessar o precipitado.



Fonte: (SANTOS, 2017).

O segundo mecanismo, por sua vez, explica o endurecimento de uma liga envelhecida pelo desvio de uma discordância de um precipitado incoerente com a matriz. Este mecanismo, que foi proposto por Orowan (1948), é dividido em quatro estágios, os quais serão descritos em conformidade com a representação esquemática da Figura 10: (a) duas discordâncias “1” e “2” se movimentam em direção a uma fila de precipitados, sob a ação de uma tensão τ ; (b) a discordância “1” inicia sua curvatura para continuar o movimento; (c) a discordância “1” é restaurada em frente à fileira de precipitados, deixando anéis de discordâncias ao redor dos precipitados; (d) assim, a discordância “2” para se mover entre os precipitados, deverá “vencer” as tensões remanescentes, ou seja, os anéis de discordâncias produzidos nos precipitados geram uma tensão contrária que deverá ser superada por outras discordâncias ao tentarem provocar um deslizamento adicional (ANTUNES, 2017; DIETER, 1988; SANTOS, 2017).

Figura 10 – Estágios do mecanismo de Orowan (1948).



Fonte: (SANTOS, 2017).

2.5 ENVELHECIMENTO INTERROMPIDO (T6I4)

O tratamento térmico de envelhecimento interrompido é um tipo de envelhecimento artificial, isto é, a nucleação de partículas endurecedoras ocorre em uma temperatura e em um intervalo de tempo preestabelecidos. Para a liga 7050, a temperatura atua na nucleação de zonas GP que, posteriormente, geram

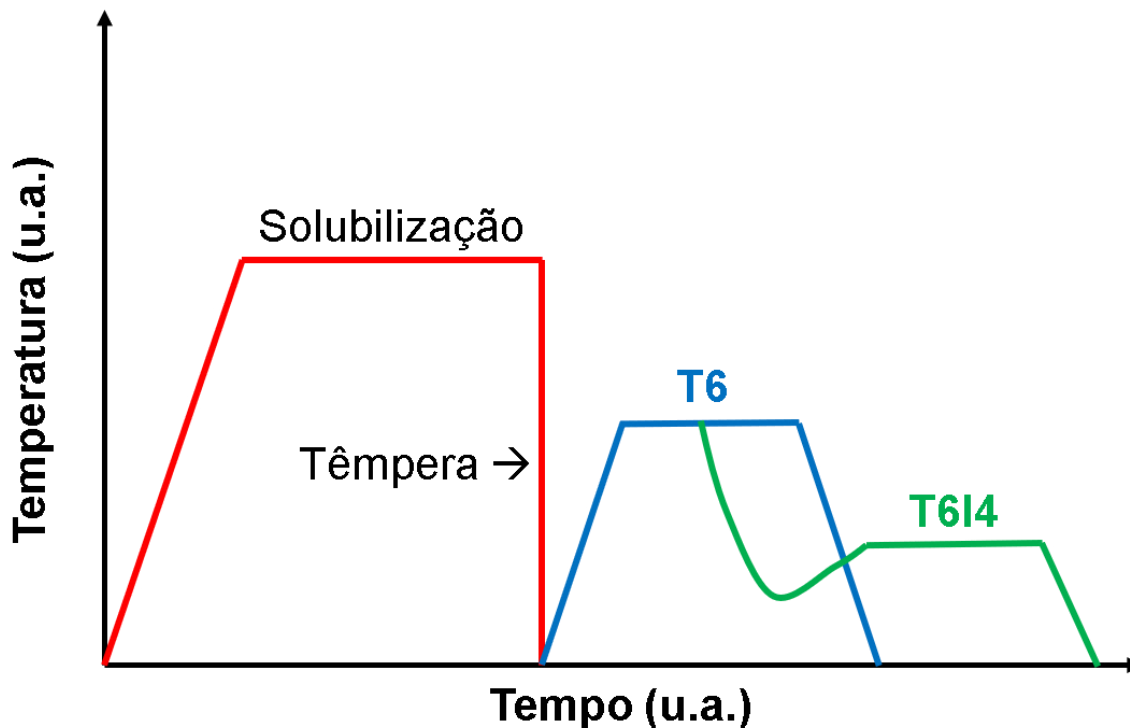
partículas η e η' (as características microestruturais da liga 7050 serão detalhadas na seção 2.6 desta dissertação) (LUMLEY; POLMEAR; MORTON, 2004).

Há inúmeras combinações de temperatura e intervalos de tempo que podem ser usadas em um envelhecimento artificial. Contudo, em ligas de alumínio destinadas para aplicações aeronáuticas, comumente, utiliza-se o envelhecimento artificial em duas etapas, já que a resistência mecânica e à corrosão, bem como o tempo de processamento são otimizados em relação ao envelhecimento artificial realizado em etapa única. Apesar da melhoria nas propriedades mecânicas da liga AA7050 quando submetida ao tratamento de envelhecimento duplo, gradativamente, a precipitação secundária acontece à temperatura ambiente. Isto, a longo prazo, tende a reduzir a ductilidade e a tenacidade à fratura destas ligas, que são também propriedades importantes para aplicações aeronáuticas (LIMA, 2014; LUMLEY; POLMEAR; MORTON, 2004; MUKHOPADHYAY; PRASAD, 2011).

Sendo assim, é fundamental que a precipitação secundária seja utilizada para melhorar as propriedades mecânicas da liga AA7050 e não as deteriorar com o passar do tempo. Neste sentido, o tratamento térmico que promove o efeito supracitado é conhecido como envelhecimento interrompido ou envelhecimento secundário.

Neste tratamento térmico, são utilizadas duas etapas de envelhecimento, sendo a primeira em maiores temperaturas (*e.g.* 130 a 160 °C) e a segunda em menores temperaturas (*e.g.* 30 a 100 °C). A segunda etapa de envelhecimento é denominada envelhecimento secundário e é por este motivo que o tratamento de envelhecimento interrompido também é conhecido como envelhecimento secundário. Este ciclo de envelhecimento é designado como têmpera T6I4, em que “I” significa que o envelhecimento foi interrompido nas condições “T6” e o número “4” que o envelhecimento secundário foi realizado à temperatura ambiente. A Figura 11 traz uma representação esquemática que compara os tratamentos T6 (envelhecimento artificial simples) e T6I4 (envelhecimento interrompido) (ANTUNES, 2017; BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008).

Figura 11 – Comparação gráfica entre os tratamentos térmicos T6 e T6I4.

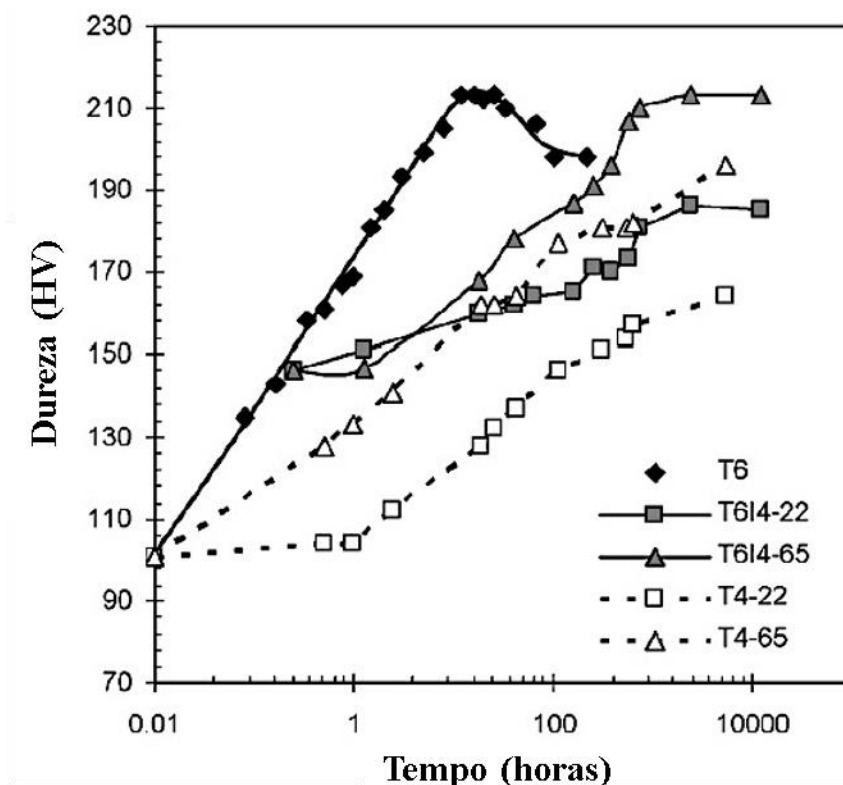


Fonte: (Adaptado de LIMA, 2014).

Assim como outros tratamentos de envelhecimento duplo (*e.g.* T7451), o T6I4, durante a etapa de subenvelhecimento, promove a formação de zonas GP, as quais, durante a etapa de têmpera, começam a nuclear partículas metaestáveis por toda a extensão microestrutural (BERG *et al.*, 2001). A distribuição homogênea dos precipitados por toda a matriz pode elevar a tenacidade à fratura (BUHA *et al.*, 2007), a resistência à tração (ANTUNES, 2017), o limite de escoamento (BURBA *et al.*, 2013) e a ductilidade das ligas de alumínio (CHEN; WEYLAND; HUTCHINSON, 2013).

Entretanto, a faixa de temperaturas e o intervalo de tempo em que a têmpera pode ser realizada no tratamento T6I4 são variáveis importantes para as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, já que estão diretamente relacionadas à formação dos aglomerados microestruturais. Buha, Lumley e Crosky (2008) estudaram a dureza e a microestrutura das ligas de alumínio AA7050 quando submetidas a cinco tratamentos térmicos distintos, entre os quais o T6I4 foi reproduzido em duas temperaturas: 22 e 65 °C. As curvas de dureza Vickers construídas são mostradas na Figura 12.

Figura 12 – Curvas de dureza Vickers para a liga AA7050 submetida a cinco diferentes tratamentos térmicos.



Fonte: (Adaptada de BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008).

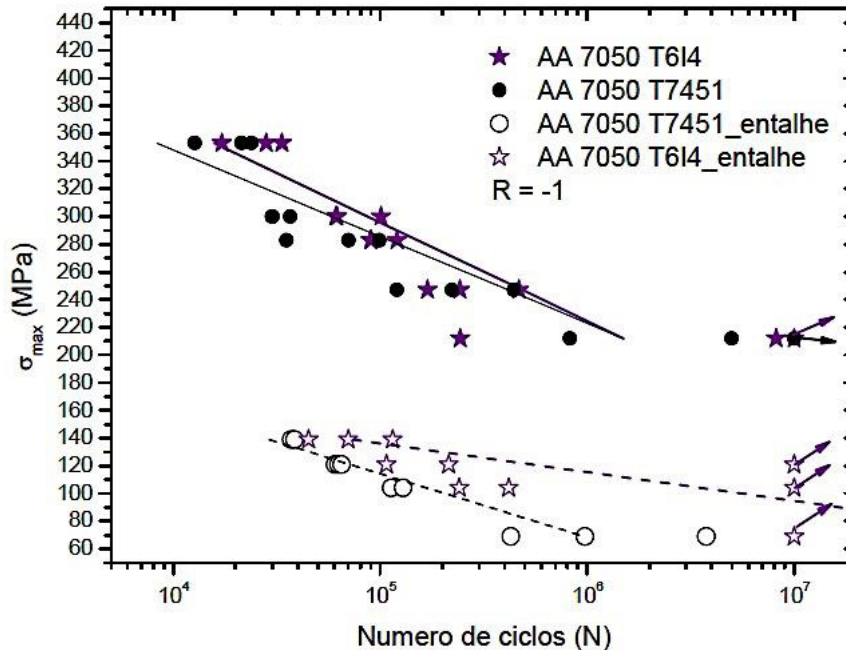
Os resultados de Buha, Lumley e Crosky (2008) permitem verificar que os melhores resultados para a liga em questão foram obtidos para o envelhecimento interrompido realizado a 65 °C. Este estudo prévio abre possibilidades para investigar a influência de outras combinações de temperaturas próximas a 65 °C e tempos do tratamento T6I4 na dureza da liga AA7050.

Trabalhos envolvendo o efeito do T6I4 nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio vêm sendo desenvolvidos, entre os quais destacam-se estudos envolvendo a liga AA7055 (ZHANG *et al.*, 2018; ZHANG; WANG, 2018) e ligas da série 6xxx (RISANTI *et al.*, 2009; YE *et al.*, 2019). Com relação à liga AA7050 tratada por envelhecimento interrompido, os estudos analisam seu comportamento em fadiga (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008; CARVALHO *et al.*, 2016; LIMA, 2014; ANTUNES, 2017), inexistindo qualquer pesquisa sobre os efeitos do tratamento térmico T6I4 em sua tenacidade à fratura.

Na tese de Antunes (2017), estudou-se a vida em fadiga da liga AA7050 submetida aos tratamentos T7451 e T6I4 (65 °C por 24 h.). Foram ensaiados

corpos de prova em flexão rotativa ($R = -1$) com e sem entalhe. As curvas tensão-vida para as amostras de Antunes (2017) são exibidas na Figura 13.

Figura 13 – Curvas de tensão-vida para espécimes com e sem entalhe – liga AA7050 - T6I4 (65 °C por 24 h.) e AA7050 - T7451.



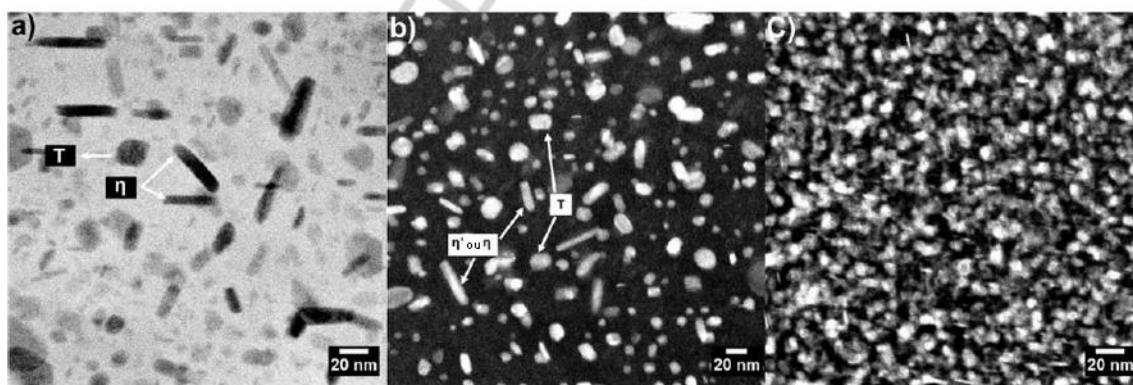
Fonte: (ANTUNES, 2017).

A partir da Figura 13, a autora inferiu que a vida em fadiga das amostras entalhadas, submetidas ao T6I4 foi superior à vida daquelas tratadas com o T7451. Este resultado de Antunes (2017) pode estar associado a um aumento na tenacidade à fratura das ligas AA7050 que foram tratadas por envelhecimento interrompido. Ademais, em um estudo recente, publicado em 2019 (Antunes *et al.*, 2019), a distribuição de deformação plástica ao longo de amostras da liga 7050 envelhecidas por T6I4 tornou-se mais uniforme, devido à formação de anéis e emaranhados de discordâncias, o que possibilitou à trinca se propagar de maneira mais estável. A proposição feita pelos autores desse estudo baseou-se na diminuição da sensibilidade ao entalhe, q , das amostras de AA7050 tratadas por T6I4 em relação à condição comercial (T7451) e em análises microestruturais, a partir de microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Jacumasso *et al.* (2019) estudaram a microestrutura da liga AA7050 tratada termicamente em três condições: T7451, T6 e T6I4 (65 °C por 24 h.). Os autores relataram que apenas as amostras submetidas ao envelhecimento interrompido

apresentaram concomitantemente, em sua microestrutura, zonas GP(2) e fase S, as quais atuam como pontos de nucleação de precipitados endurecedores. Além disso, a região livre de precipitados (PFZ – *precipitated free zone*) nestas amostras foi a menor, o que explica a máxima densidade de precipitados da liga 7050 na condição T6I4, conforme é mostrado na Figura 14.

Figura 14 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET) para liga AA7050 submetida aos tratamentos: (a) T7451, (b) T6 e (c) T6I4 (65 °C por 24 h.).



Fonte: (Adaptada de JACUMASSO *et al.*, 2019).

2.6 MICROESTRUTURA DA LIGA AA7050

A adição de átomos de outros elementos químicos à liga de alumínio 7050 forma soluções sólidas substitucionais, que podem apresentar solubilidade estendida ou limitada, ou soluções sólidas intersticiais (SANTOS, 2017).

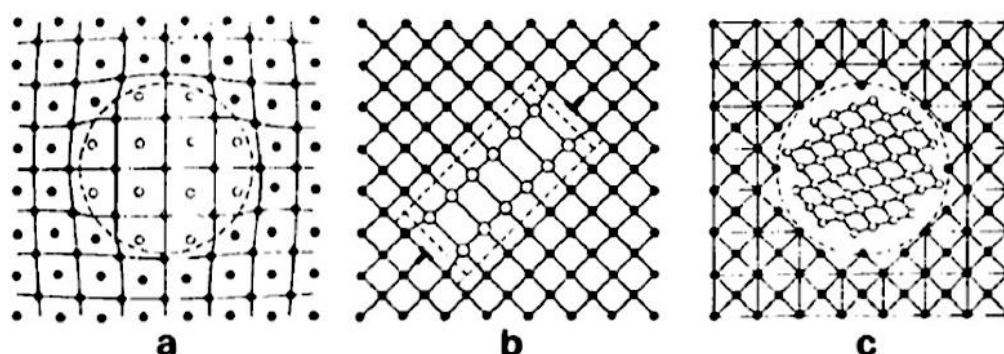
Soluções sólidas substitucionais de solubilidade estendida são aquelas em que os critérios de Hume-Rothery são obedecidos integralmente: a diferença entre os raios dos átomos do soluto e do hospedeiro varia, no máximo $\pm 15\%$; as eletronegatividades e valências do soluto e do hospedeiro são próximas; e as estruturas cristalinas são as mesmas. Caso estes critérios sejam satisfeitos, os átomos dos elementos adicionados substituirão os átomos da matriz, sem provocar alterações em sua estrutura cristalina. Por outro lado, se um ou mais critérios forem descumpridos, a solução formada apresentará solubilidade parcial dos átomos do soluto na matriz e eventuais segundas fases poderão ser formadas (REED HILL, 1973).

Já nas soluções sólidas intersticiais, os átomos dos elementos de liga adicionados à matriz devem ter raios substancialmente pequenos para que ocupem posições intersticiais da rede. Esta exigência se faz necessária para este tipo de solução, já que grande parte dos metais apresenta um empacotamento atômico compacto (REED HILL, 1973).

Na liga de alumínio 7050 e em várias outras ligas destinadas para aplicações aeronáuticas, as soluções sólidas substitucionais apresentam solubilidade parcial e os elementos que precipitam formam segundas fases que podem melhorar propriedades mecânicas, através de tratamentos térmicos adequados, como por exemplo o endurecimento por precipitação (ANTUNES, 2017).

Como já dito anteriormente, os precipitados em uma liga de alumínio têm efeito endurecedor, devido ao bloqueio do movimento das discordâncias. Isto se deve à interação de suas partículas com os átomos da rede, que pode ser coerente, semicoerente ou incoerente: a primeira interação precipitado/matriz se dá através de ligações químicas entre os átomos dos elementos de liga que precipitaram e os átomos de alumínio (matriz); já na segunda interação, a correspondência entre os átomos do precipitado e os da matriz não é total, isto é, a distância interatômica original da rede é parcialmente distorcida; por fim, na terceira interação precipitado/matriz, não há correspondência entre as redes cristalinas na região de interface (STRUDEL, 1996). Na Figura 15, são mostrados três esquemas sobre os tipos de interação precipitado/matriz. A classificação das partículas de segunda fase é baseada em três requisitos: seus mecanismos de formação, sua solubilidade e sua coerência com a matriz (STRUDEL, 1996). Na seção 2.2 deste trabalho, os quatro tipos de partículas de segunda fase foram detalhados e, agora, cabe definir as fases e os microconstituintes associados a cada uma destas partículas. Assim sendo, a Tabela 5 resume as principais fases presentes em ligas de alumínio 7050.

Figura 15 – Interações precipitado/matriz: (a) coerente, (b) semicoerente e (c) incoerente.



Fonte: (STRUDEL, 1996).

Tabela 5 – Fase, composição química e estrutura cristalina das partículas de segunda fase presentes em ligas de alumínio 7050.

Fase	Classificação	Composição química	Estrutura cristalina
Alumínio α	Matriz	Al	Cúbica de face centrada
AlSi	Primária	AlSi	-
Al ₂ CuMg	Constituinte	Al ₂ CuMg	Ortorrômbica
Al ₇ Cu ₂ Fe	Constituinte	Al ₇ Cu ₂ Fe	Tetragonal
Mg ₂ Si	Constituinte	Mg ₂ Si	Cúbica
Al ₃ Zr	Dispersóide	Al ₃ Zr	Tetragonal
η e η'	Precipitado	Mg ₂ Zn	Hexagonal
S e S'	Precipitado	Al ₂ CuMg	Ortorrômbica ou monoclinica
T e T'	Precipitado	Mg ₃₂ (Zn,Al) ₄₉	Hexagonal ou cúbica
GP(1)	-	Variável	-
GP(2)	-	Variável	-

Fonte: (LIMA, 2014).

Entre as fases mostradas na Tabela 5, as que mais são encontradas em ligas de alumínio da série 7xxx solubilizadas e envelhecidas são η e η' ; S e S'; T e T'; GP(1) e GP(2) (JACUMASSO *et al.*, 2019).

As fases η' e η , representadas pela fórmula química MgZn₂, interagem de maneira semicoerente com os átomos de alumínio da matriz e apresentam estrutural hexagonal (JACUMASSO *et al.*, 2019; SCHMUCK *et al.*, 1995). A fase η' ,

quando associada às zonas GP, é a que mais contribui com o endurecimento da liga 7050. Embora poucos estudos com viés experimental tenham explorado a constituição da fase η' , em escala atômica, sabe-se, a partir de simulações, que ela é formada por estruturas de precipitados metaestáveis com alta densidade de defeitos. Os precipitados presentes em η' estão submetidos a campos de tensões compressivos, ao longo da direção cristalográfica $[\bar{1}\bar{1}1]$, o que garante o empacotamento compacto dessa fase, bem como o ancoramento das discordâncias. Por sua vez, pesquisas sobre a orientação da fase η em relação aos átomos da matriz de alumínio são mais recorrentes na literatura. São reconhecidos onze(11) diferentes tipos de fase η , entre os quais destacam-se η_1 , η_2 e η_4 (AZARNIYA; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K., 2019). Os parâmetros de rede (“a” e “c”) das estruturas dessas fases encontram-se na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros de rede das fases η e η' presentes na liga AA7050.

Fase	Estrutura cristalina	a (nm)	c (nm)
η	Hexagonal	0,52	0,86
η'	Hexagonal	0,50	1,40

Fonte: (Adaptada de JACUMASSO *et al.*, 2019).

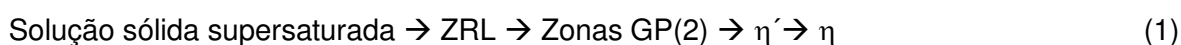
Além das fases supracitadas, podem estar presentes em uma amostra da liga AA7050 outras fases. Dependendo da composição química, as fases S (Al_2CuMg) e T ($\text{Mg}_{32}(\text{ZnAl})_{49}$) podem ser formadas. Embora manifestem-se em famílias de planos diferentes, – $\{110\}_{\text{Al}}$ para a fase S e $\{111\}_{\text{Al}}$ para a fase T – as duas fases surgem quando a quantidade de um elemento (Cu para a fase S e Mg para a fase T) é maior do que a quantidade de outro elemento na liga (Mg para a fase S e Zn para a fase T) (BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008).

Por sua vez, as zonas GP são formadas por camadas ordenadas de átomos de Al, Zn e Mg, preferencialmente na família de planos $\{100\}_{\text{Al}}$. Estas zonas interagem coerentemente com a matriz de alumínio, principalmente, devido a suas dimensões nanométricas (de 1,5 a 6,0 nm) (JACUMASSO *et al.*, 2019).

As zonas GP podem ser divididas em dois tipos: (1) e (2). As do primeiro tipo resultam de aglomerados de átomos de zinco e alumínio ou magnésio nos planos $\{001\}$ da matriz; já as do segundo tipo consistem em camadas ricas de átomos de

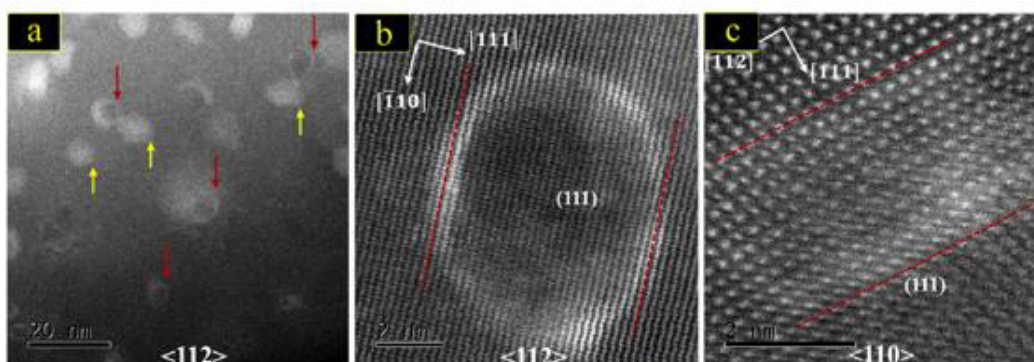
zinco nos planos $\{111\}$. Enquanto as zonas GP(1) possuem morfologia esférica e são obtidas em mais baixas temperaturas de têmpera (de 25 a 150 °C, aproximadamente), as zonas GP(2) se apresentam na forma de placas, a partir de solubilizações/têmperas acima de 450 °C e envelhecimentos a partir de 70 °C (SHA; CERREZO, 2004).

Nos primeiros instantes do envelhecimento da liga 7050 são formados precipitados esféricos que rapidamente se dissociam em plaquetas nanométricas. Devido aos movimentos difusionais, envolvendo a migração de átomos dos solutos, ocorre a formação das chamadas Zonas Ricas em Lacunas (ZRL), as quais são precursoras da zona GP(2) que, posteriormente, pode vir a se tornar a fase η' . O crescimento da fase η' diminui a coerência da interação precipitado-matriz, até a formação da fase η , que é ainda menos coerente (WERENSKIOLD; DESCHAMPS; BRÉCHET, 2000). Na literatura, as transformações de fase que ocorrem com as ligas da série 7xxx, por conta do tratamento de envelhecimento, são explicadas através do processo elementar denotado na equação (1).



A Figura 16 que foi adaptada do trabalho de Xu *et al.* (2017) evidencia a evolução da formação dos precipitados em uma liga de Al-Zn-Mg-Cu, através da técnica de microscopia eletrônica de transmissão (MET), conforme descreveu-se no parágrafo anterior.

Figura 16 – Micrografias obtidas via MET: (a) precipitados esféricos interagindo coerentemente com a matriz; (b) plaquetas nanométricas e (c) interfaces coerentes entre os precipitados e os átomos de alumínio (escala atômica).



Fonte: (XU *et al.*, 2017).

À medida que o processo de envelhecimento ocorre, em regiões próximas aos contornos de grãos da liga 7050, podem ser formadas as Zonas Livres de Precipitados (ZLP). Nelas, a insuficiente quantidade de lacunas faz com que não se formem precipitados endurecedores. Por este motivo, a liga fica fragilizada e possíveis fraturas prematuras podem ocorrer. Jacumasso *et al.* (2019) verificaram uma menor densidade na Zona Livre de Precipitados (PFZ – *precipitated free zone*) para a liga 7050 submetida ao tratamento T6I4 quando comparada à condição comercial (T7451).

2.7 ESTUDOS RECENTES SOBRE A LIGA AA7050

A liga de alumínio 7050, em função de suas notórias propriedades mecânicas e considerável resistência à corrosão vem sendo objeto de estudo de inúmeros pesquisadores. A seguir, serão apresentados alguns trabalhos recentes em que esse material foi utilizado.

Chung *et al.* (2019) investigaram, em escala atômica, os precipitados η da liga AA7050. Os autores verificaram que os precipitados η crescem em camadas sustentadas por átomos de soluto segregados nas interfaces entre η e a matriz, tais como Zn, Cu ou Mg, devido à maior energia de deformação associada a essa região. Baseados nas diferentes orientações dos precipitados η em relação aos átomos de alumínio da matriz, os autores propuseram dois novos tipos de η : η_4' e η_{12} .

Hou *et al.* (2021) realizaram ensaios de fadiga de baixo ciclo e tenacidade à fratura (integral J ; LT) em amostras da liga 7050 sob duas condições: laminadas assimétrica e simetricamente, à temperatura de 400 °C. Segundo os autores, o processo de laminação assimétrico apresenta algumas vantagens, uma vez que ao distribuir de maneira mais uniforme a tensão aplicada, ao longo da espessura do corpo de prova, promove o refino dos grãos, diminui o grau de anisotropia e melhora as propriedades mecânicas das ligas de alumínio, de uma forma geral. No entanto, os resultados obtidos mostraram o contrário, considerando o objetivo principal do trabalho: a presença de grãos recristalizados e de partículas insolúveis, na superfície das amostras submetidas ao processo de laminação assimétrico, contribuiu para com a iniciação da trinca e a consequente redução da vida em

fadiga das amostras, o que acabou comprometendo também a tenacidade à fratura da liga 7050. Os pesquisadores concluíram que o procedimento de laminação assimétrico deve ser investigado de maneira profunda e, provavelmente, associado a tratamentos térmicos de recozimento, recristalização e envelhecimento para que uma microestrutura mais resistente à fratura seja obtida (menor densidade de ZLP e grãos coalescidos).

O comportamento em fluência da liga 7050 foi avaliado por Lyu *et al.* (2017). Os pesquisadores utilizaram equações constitutivas unificadas determinadas a partir de testes experimentais de fluência em uma rotina computacional de elementos finitos para estudar o processo de relaxação e a deformação por fluência de corpos de prova da liga 7050, na forma de sela. Os autores verificaram que a maior deformação por fluência ocorreu na primeira etapa do processo, a qual foi acompanhada do fenômeno de relaxação (primeiras duas horas). Além do mais, o limite de escoamento de amostras relativamente grandes, na forma de sela, da liga 7050 submetidas ao processo de fluência foi menor do que em corpos de prova menores. Assim sendo, os autores concluíram que a simulação realizada foi fiel aos resultados experimentais, entretanto sugeriram que as condições de carregamento, o tempo de aplicação da carga, a temperatura de trabalho e, sobretudo, as dimensões e a forma dos corpos de prova sejam parâmetros muito bem controlados no modelo, para que o desempenho mecânico do produto seja coerente com as necessidades requeridas.

Juntas da liga 7050 (T7451) soldadas por fricção vêm sendo submetidas a tratamentos de superfície alternativos, como por exemplo o *laser shock peening* (LSP). Tal tratamento consiste na aplicação de breves pulsos de feixes de alta densidade de laser na região soldada, com o intuito de formar plasma a partir da vaporização do metal superficial. O plasma gerado produz uma onda de choque que se propaga da superfície para o interior do material, alterando o estado de tensões superficiais de trativo para compressivo. Liu *et al.* (2018) verificaram que quando o LSP é aplicado a juntas soldadas da liga 7050, a dureza e a resistência à fadiga do material são melhoradas. A melhoria na resistência à fadiga deveu-se, majoritariamente, à presença de tensões residuais compressivas na superfície das amostras soldadas, o que retardou a iniciação da trinca de fadiga.

Os artigos supracitados, embora não apresentem como enfoque a mecânica da fratura aplicada à liga 7050 tratada por envelhecimento interrompido (T6I4)

foram os mais recentes encontrados na literatura, envolvendo esse material. De certa forma, a tenacidade à fratura e o comportamento em fadiga da liga 7050 vêm sendo discretamente explorados nos *papers* analisados; contudo, trabalhos atuais, como o de Jacumasso *et al.* (2019) e Antunes *et al.* (2019), que se concentram em analisar a influência dos tratamentos de solubilização e precipitação nas propriedades mecânicas e na microestrutura da AA7050 são escassos. Considerando essa lacuna na literatura, principalmente, com relação à mecânica da integridade estrutural, a próxima subseção da presente dissertação será destinada a um breve histórico e aos principais conceitos dessa área.

2.8 MECÂNICA DA FRATURA

Desde o tempo dos faraós egípcios e dos imperadores romanos, a construção de estruturas mecanicamente resistentes vem sendo realizada. Ao longo da história, muitas obras permaneceram praticamente intactas. Em várias cidades europeias, por exemplo, a arquitetura da renascença, período que vigorou do século XIV ao século XVII, pode ser admirada, ainda hoje (ANDERSON, 2005).

Até a primeira revolução industrial (de 1760 a 1850), madeira, tijolo e argamassa foram os materiais, predominantemente, utilizados nas obras de engenharia. As construções feitas, até então, eram restritas para suportar esforços compressivos. No entanto, o emprego de materiais com maior ductilidade, como os aços, permitiu que as limitações de projeto fossem superadas e, conseqüentemente, estruturas submetidas a carregamentos trativos passaram a ser concebidas (ANDERSON, 2005).

Inesperadamente, em janeiro de 1919, as ruas da cidade de Boston, nos Estados Unidos, foram inundadas com melaço a uma velocidade de 56 km/h, devido à falha de um tanque de armazenamento de aço, de 15 metros de altura e 27 metros de diâmetro. O incidente resultou em 12 mortes e prejuízos para a população local. As explicações para a falha, em questão, não puderam ser propostas, à época. Contudo, atualmente, sabe-se que essa foi uma das primeiras catástrofes estruturais, cujas causas poderiam ser apontadas pela mecânica da fratura (ANDERSON, 2005).

Embora o acidente supracitado tenha sido importante para incitar a curiosidade humana sobre as falhas mecânicas, foi apenas durante a segunda

grande guerra mundial (de 1939 a 1945) que a mecânica da fratura começou a se tornar uma disciplina da engenharia. Em 1943, os norte-americanos fabricaram rapidamente 2700 navios para auxiliar os ingleses com a distribuição de suprimentos aos soldados. Essa frota foi chamada de Liberty e possuía, ineditamente, a estrutura do casco inteiramente soldada. Do total produzido, aproximadamente 400 navios apresentaram falhas mecânicas, dos quais 20 colapsaram catastroficamente, a ponto de a estrutura ter sido dividida ao meio. As falhas dos navios Liberty deveram-se a três fatores: as soldas apresentavam penetração incompleta, o que é equivalente à presença de trincas na estrutura; a fratura foi iniciada nas bordas quadradas do convés, onde a concentração de tensões era elevada; o aço a partir do qual o navio foi produzido apresentava baixa tenacidade, determinada por ensaios de impacto Charpy. Foi a partir da identificação e da proposição das causas e soluções dos problemas que levaram os navios Liberty à falha que a mecânica da fratura ou mecânica da integridade estrutural começou a ser desenvolvida (ANDERSON, 2005).

A existência de uma trinca em um componente submetido a uma dada sollicitação mecânica abaixo do limite de escoamento pode levar à sua falha inesperada. Não obstante, riscos superficiais, irregularidades e delaminações em materiais soldados e/ou forjados, inclusões e pites de corrosão também devem ser encarados como trincas em um material (LEE, 2005). Apesar de as ideias apontadas acima serem tidas como axiomas, desde tempos imemoriais, a primeira contribuição da mecânica da fratura para com a compreensão daquelas deve-se a Charles Inglis, em 1913.

O intuito do estudo de Inglis era aproximar o comportamento de uma trinca por entalhes elíptico ou semielíptico. Assim sendo, esse pesquisador adotou uma placa infinita com um furo elíptico de eixos $2c$ e $2b$, submetida a uma tensão uniforme de tração (σ) (ANDERSON, 2005). A Figura 17 esquematiza o carregamento da placa proposto por Inglis.

A superfície do entalhe elíptico pode ser expressa pela equação (2).

$$\frac{x^2}{c^2} + \frac{y^2}{b^2} = 1 \quad (2)$$

O raio de curvatura do furo elíptico (ρ) é dado por $\rho = b^2/c$.

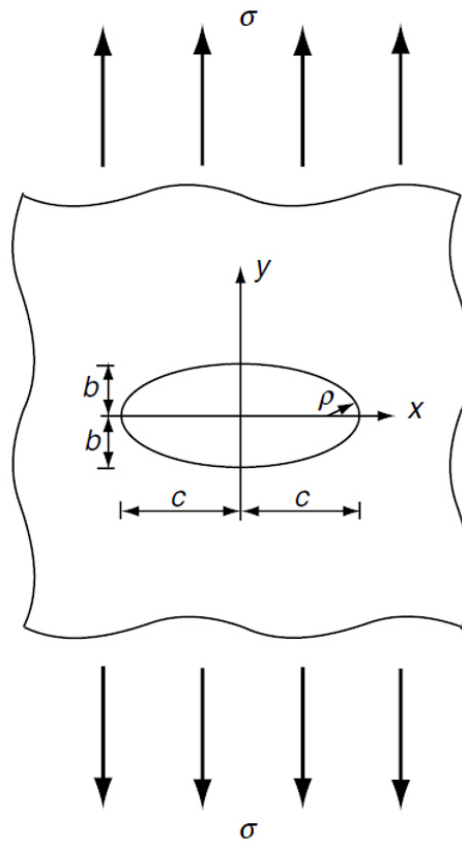
Inglis determinou uma expressão para a tensão máxima nas extremidades do eixo y da placa (σ_m), a qual é mostrada na equação (3).

$$\sigma_m = \sigma \cdot \left(1 + \frac{2c}{b}\right) = \sigma \cdot \left[1 + 2\sqrt{\left(\frac{c}{\rho}\right)}\right] \quad (3)$$

A partir da equação (3), percebe-se que para um concentrador de tensão circular ($c = b$), a tensão máxima é três vezes maior do que a tensão nominal. Ademais, para uma trinca perfeitamente afiada, isto é, $\rho \rightarrow 0$, a tensão máxima tenderia ao infinito. Esse resultado é fisicamente incoerente, pois sugere que, na extremidade de uma trinca, a resistência dos materiais é nula (SCHIJVE, 2009).

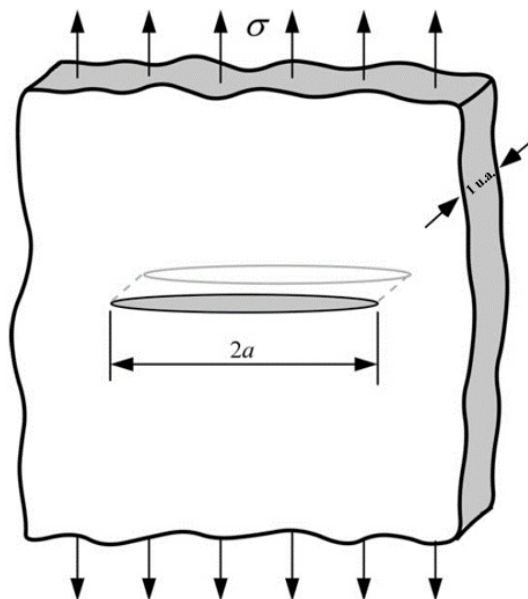
A contribuição subsequente veio com Arnold Griffith, em 1920. O enfoque dado por esse engenheiro mecânico para analisar os efeitos de uma trinca em um material reside em um balanço energético. Inicialmente, Griffith verificou que a resistência à tração de hastes de vidro aumentava à medida que se diminuía o comprimento dos corpos de prova. Para explicar essa observação, considerou que a resistência à fratura de materiais frágeis estava diretamente relacionada a uma população de defeitos, como trincas. A propagação dessas, segundo Griffith, deveria obedecer a lei de conservação de energia. Dessa forma, na presença de uma trinca, a rigidez elástica de um material diminui e, conseqüentemente, a energia de deformação decresce à medida que o comprimento da trinca aumenta. Na situação proposta por Griffith, uma placa de largura unitária (1 u.a.) feita a partir de um material com comportamento elástico-linear, contendo uma trinca de comprimento $2a$ está submetida a uma tensão uniforme de tração (σ), conforme a representação esquemática da Figura 18. Na equação (4), representa-se a expressão para o cálculo da energia de deformação por unidade de volume (ϕ_0), em que σ é a tensão aplicada à placa que produz uma deformação ε e E é o módulo de elasticidade do material (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

Figura 17 – Carregamento trativo uniaxial atuando em um componente com entalhe elíptico.



Fonte: (Adaptada de LEE *et al.*, 2005).

Figura 18 – Tensão uniforme de tração atuando sobre uma placa infinita (largura da placa \gg comprimento da trinca, $2a$) contendo uma trinca.



Fonte: (ANDERSON, 2005).

$$\phi_o = -\frac{\sigma^2}{2E} = -\frac{E\varepsilon^2}{2} \quad (4)$$

Nas adjacências à trinca (imediatamente acima e abaixo), a tensão será muito baixa, tornando-se desprezível nos flancos. Griffith assumiu que essa região é uma elipse com comprimento do eixo vertical igual ao dobro do eixo horizontal (4a). A diminuição da energia de deformação da placa pode ser calculada multiplicando-se a equação (4) pelo volume de material livre de tensão, conforme se indica na equação (5) (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

$$\phi = \left(-\frac{\sigma^2}{2E}\right) \cdot (\text{Área}_{elipse} \cdot 1) = \left(-\frac{\sigma^2}{2E}\right) \cdot (\pi \cdot 2a \cdot a \cdot 1) = \left(-\frac{\pi\sigma^2 a^2}{E}\right) \quad (5)$$

Para que novas superfícies de trinca sejam formadas, é necessário que as ligações químicas entre os átomos sejam rompidas. Nesse sentido, cada material resiste à formação de novas seções com trincas de uma maneira própria. A essa resistência dá-se o nome de energia de superfície específica (γ_s). O aumento da energia de superfície de um material com uma trinca (W_s) é expresso na equação (6). Como há duas faces de comprimento $2a$ e largura unitária, a área total da nova superfície de trinca é dada por: $4a \cdot 1 = 4a$ (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

$$W_s = 4a \cdot \gamma_s \quad (6)$$

Analisando as equações (5) e (6), Griffith percebeu que para que uma trinca cresça, é necessário que a energia de deformação por unidade de volume liberada seja maior do que a energia consumida na criação de novas superfícies de trinca. Matematicamente abordada, a conclusão de Griffith é mostrada nas equações (7), (8) e (9) (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

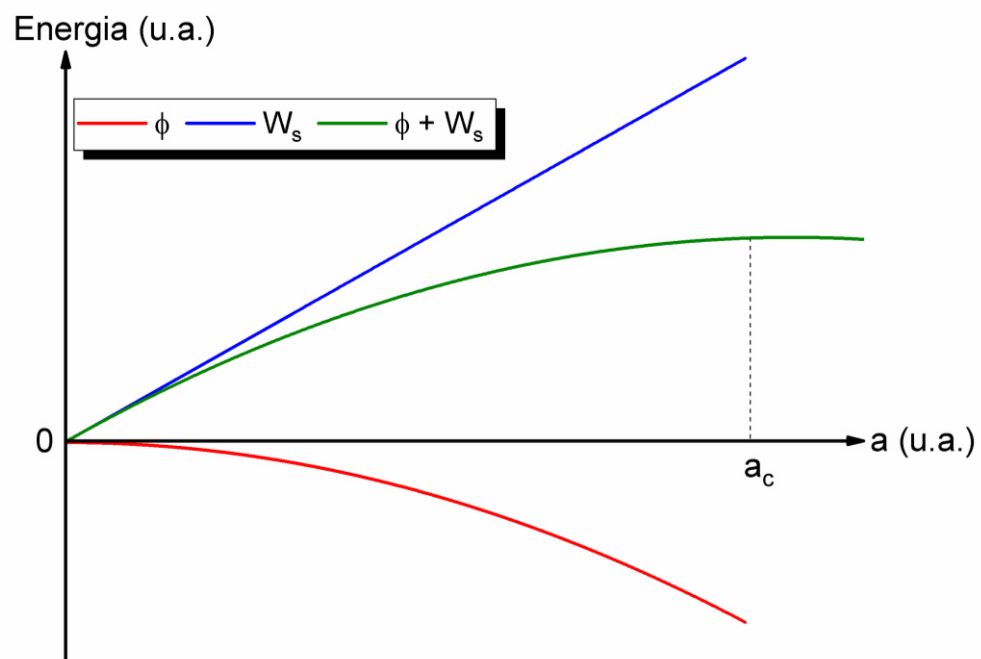
$$\frac{\partial \phi}{\partial a} + \frac{\partial W_s}{\partial a} < 0 \quad (7)$$

$$-\frac{2\pi\sigma^2 a_c}{E} + 4\gamma_s < 0 \quad (8)$$

$$a_c > \frac{2\gamma_s \cdot E}{\pi\sigma^2} \quad (9)$$

Na equação (8), a_c é o tamanho crítico, a partir do qual a trinca cresce espontaneamente. Vale comentar que a explicação dada por Griffith para a maior resistência à tração de corpos de prova diminutos, à luz das equações previamente desenvolvidas e da Figura 19, pode ser melhor fundamentada: como as amostras são pequenas, a dimensão dos defeitos presentes no material pode não atingir o valor crítico e, por esse motivo, a resistência aumenta (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

Figura 19 – Balanço energético de Griffith.



Fonte: Arquivo pessoal.

A tensão que promove o tamanho crítico de uma trinca por ser obtida pelo rearranjo da equação (9), conforme se apresenta na equação (10) (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{\pi a_c}} \quad (10)$$

Embora a abordagem energética de Griffith tenha contribuído significativamente com a mecânica da fratura, seus estudos mostraram-se

limitados, já que a equação (10) se restringe a materiais frágeis, isto é, que não apresentam deformação plástica durante o processo de fratura (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

Para os materiais reais ou de engenharia, em que há deformação plástica, durante a fratura, o critério de Griffith teve de ser modificado. O principal pesquisador que se dedicou à adequação da modelagem de Griffith para materiais dúcteis foi George Irwin, em 1957 (ANDERSON, 2005; IRWIN, 1956; SHI, 2009).

Baseando-se em trabalhos prévios (WEERTMAN, 1978), Irwin generalizou a resistência ao crescimento de uma trinca, considerando uma pequena região de deformação plástica em torno da superfície de fratura, através de um único parâmetro, denominado taxa de alívio de energia de deformação (G_c , em homenagem a Griffith). Na equação (11), denota-se a expressão proposta por Irwin da tensão que promove o crescimento de uma trinca até o tamanho crítico (ANDERSON, 2005; SHI, 2009).

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{G_c \cdot E}{\pi a_c}} \quad (11)$$

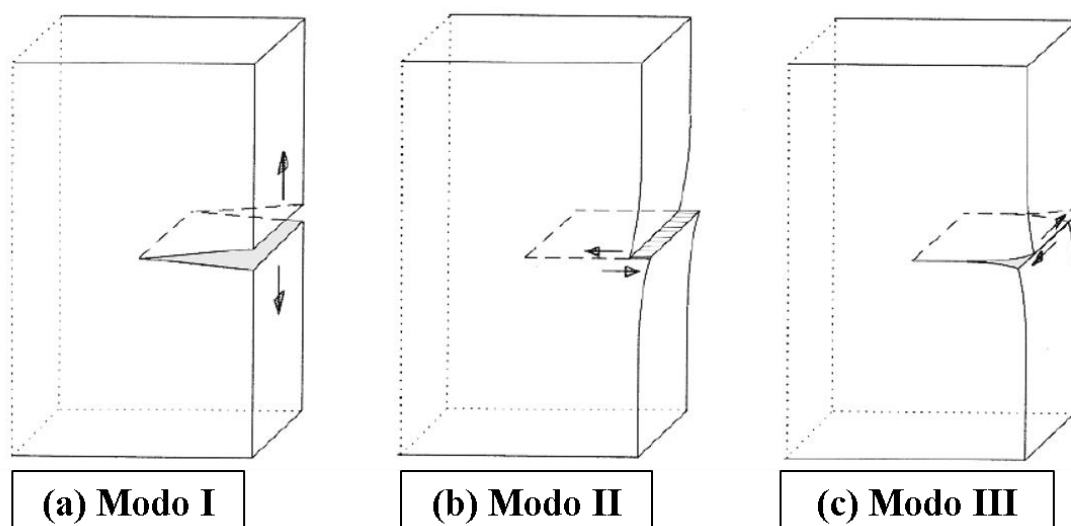
Ressalva-se que a expressão acima foi desenvolvida para um estado plano de tensão (placa relativamente fina em relação às dimensões da trinca). Caso o regime de trabalho seja o plano de deformação, o módulo de elasticidade deve ser ajustado pelo coeficiente de Poisson (ν), conforme se mostra na equação (12).

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{G_c}{\pi a_c}} \cdot \sqrt{\frac{E}{1-\nu^2}} \quad (12)$$

Outra abordagem valiosa para a mecânica da fratura foi proposta por Harald Westergaard, em 1939. Esse matemático investigou o estado de tensão nas adjacências de uma trinca ideal embutida (o raio de curvatura na extremidade da trinca é nulo e suas dimensões são desprezíveis em relação às, do corpo de prova). A premissa para compreender o trabalho de Westergaard é a dependência existente entre o estado de tensão de uma trinca e o modo de carregamento da peça em que a trinca está contida (ZHUANG *et al.*, 2014). Os três modos de solitação básicos são exibidos na Figura 20.

O modo de carregamento I, também chamado de modo de abertura, é obtido quando uma peça é solicitada em tração. Essa forma de carregamento é extremamente comum nas aplicações de engenharia, uma vez que as superfícies das trincas se propagam sem dissipar energia por atrito. O modo de carregamento II, por sua vez, é chamado de modo de escorregamento e, finalmente, o modo de carregamento III é conhecido como modo de rasgamento. Nas duas últimas solicitações, as superfícies das trincas se propagam paralelamente entre si. A diferença entre esses modos reside na propagação da trinca: em II, ela é paralela ao deslocamento, enquanto que, em III, é perpendicular ao deslocamento (SCHIJVE, 2009).

Figura 20 – Modos de solicitação mecânica de uma peça contendo uma trinca: (a) abertura, (b) escorregamento e (c) rasgamento.



Fonte: (Adaptada de SCHIJVE, 2009).

Parte do problema do campo de tensões elásticas nas redondezas de uma trinca pode ser solucionado matematicamente através da metodologia proposta por George Airy, em 1863. Para tanto, esse cientista definiu uma função-tensão que resolvia as equações da Elasticidade. O raciocínio empregado por Airy será descrito, a seguir (ANDERSON, 2005; SCHIJVE, 2009; SHI, 2009; ZHUANG *et al.*, 2014).

A Figura 21 traz uma representação esquemática de uma estrutura submetida a um carregamento, cujos componentes da tensão são descritos, em coordenadas

cartesianas, por: σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{xz} e τ_{yz} . As deformações correspondentes às tensões previamente notadas são, respectivamente: ε_x , ε_y , ε_z , γ_{xy} , γ_{xz} e γ_{yz} . Para problemas bidimensionais, em que os deslocamentos são relativamente pequenos, as relações cinemáticas entre deformação-deslocamento são denotadas nas equações (13) a (15).

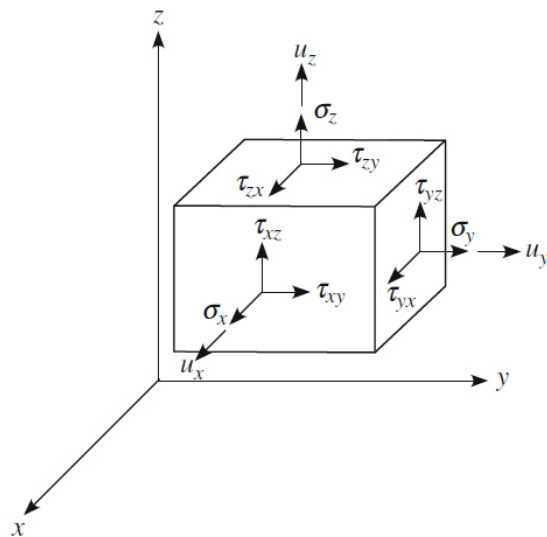
$$\varepsilon_x = \frac{\partial u_x}{\partial x} \quad (13)$$

$$\varepsilon_y = \frac{\partial u_y}{\partial y} \quad (14)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial u_x}{\partial y} + \frac{\partial u_y}{\partial x} \quad (15)$$

em que, u_x e u_y são os deslocamentos nas direções x e y , respectivamente.

Figura 21 – Representação de um carregamento em um ponto qualquer de uma estrutura.



Fonte: (SHI, 2009).

A existência de uma solução única para os deslocamentos é garantida pela expressão de compatibilidade, que é escrita na equação (16), a partir da diferenciação das equações (13) a (15).

$$\frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y} = \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} \quad (16)$$

Assumindo que as forças de volume (e.g. gravitacional, magnética entre outras) sejam invariáveis ou desprezíveis, pode-se escrever as equações de equilíbrio em x (17) e y (18).

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0 \quad (17)$$

$$\frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} = 0 \quad (18)$$

No estado de tensão plana ($\sigma_z = \tau_{zx} = \tau_{zy} = 0$), um material isotrópico apresenta as relações constitutivas expressas pela Lei de Hooke generalizada (forma matricial), conforme se exhibe na equação (19).

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{1}{E} \cdot \begin{bmatrix} 1 & -\nu & 0 \\ -\nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 2(1+\nu) \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (19)$$

Resolvendo a equação matricial acima e diferenciando parcialmente até a segunda ordem as três expressões resultantes, em relação a x e y, chega-se às equações (20) a (22).

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} = \frac{1}{E} \cdot \left(\frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial y^2} - \nu \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \right) \quad (20)$$

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} = \frac{1}{E} \cdot \left(\frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial x^2} - \nu \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} \right) \quad (21)$$

$$\frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y} = \frac{2(1+\nu)}{E} \cdot \left(\frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x \partial y} \right) \quad (22)$$

Diferenciando parcialmente as equações de equilíbrio (17) e (18), até a segunda ordem; posteriormente, somando-as e, em seguida, isolando o termo referente à tensão de cisalhamento em x e y, obtém-se a equação (23).

$$2 \frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x \partial y} = - \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \quad (23)$$

Substituindo a equação (23) na equação (22), estabelece-se uma relação entre as equações de equilíbrio e as relações constitutivas advindas da Lei de Hooke, como é mostrado na equação (24).

$$\frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y} = \frac{(1+\nu)}{E} \cdot \left(- \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \right) \quad (24)$$

A equação de compatibilidade (16) e a equação (24) compartilham um termo em comum: $\frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y}$. Assim, pode-se expressar, concomitantemente, as relações cinemáticas, a equação de compatibilidade, as equações de equilíbrio e as relações constitutivas, através de uma única equação, que será deduzida, a seguir, através das equações (25) a (27).

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} = \frac{(1+\nu)}{E} \cdot \left(- \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \right) \quad (25)$$

$$\frac{1}{E} \cdot \left(\frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial y^2} - \nu \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \right) + \frac{1}{E} \cdot \left(\frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial x^2} - \nu \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} \right) = \frac{(1+\nu)}{E} \cdot \left(- \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} \right) \quad (26)$$

$$\frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \sigma_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \sigma_y}{\partial y^2} = 0 \quad (27)$$

A equação (27) foi obtida para a situação de tensão plana. Caso fosse necessário adaptá-la para o regime de deformação plana ($\varepsilon_z = \gamma_{zx} = \gamma_{zy} = 0$), a equação matricial (19) sofreria alguns ajustes, em função do coeficiente de Poisson (ν). Entretanto, a equação (27) permaneceria exatamente a mesma, uma vez que independe das constantes elásticas do material (SHI, 2009). Pode-se reescrever a equação (27), usando o operador ∇ . A equação (28) é chamada de equação diferencial de Laplace ou harmônica (STEWART, 2009).

$$\nabla^2 (\sigma_x + \sigma_y) = 0 \quad (28)$$

A contribuição de Airy para a solução da equação harmônica foi engenhosa: o matemático propôs uma única função-tensão U que satisfazia, simultaneamente, as relações expressas na equação (28), conforme denota-se na equação (29).

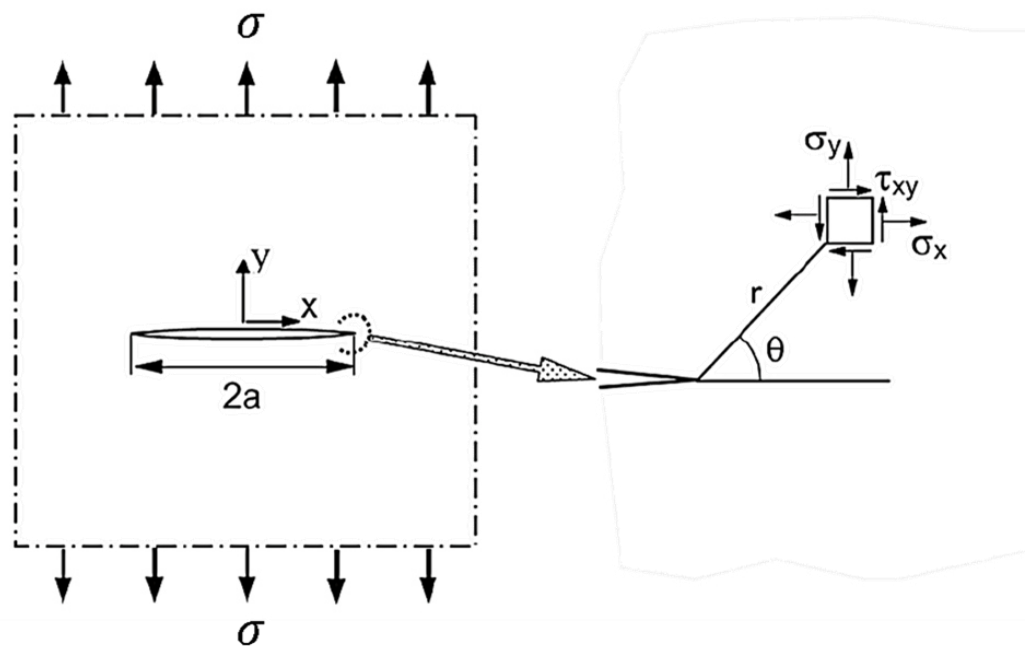
$$\frac{\partial^2 U}{\partial y^2} = \sigma_x \quad \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} = \sigma_y \quad \frac{\partial^2 U}{\partial x \partial y} = \tau_{xy} \quad (29)$$

Dessa forma, Airy reescreveu a equação (27), transformando-a em uma equação biarmônica (30).

$$\frac{\partial^4 U}{\partial x^4} + 2 \frac{\partial^4 U}{\partial x^2 \partial y^2} + \frac{\partial^4 U}{\partial y^4} = 0 \quad \therefore \nabla^4(U) = 0 \quad (30)$$

À luz do ferramental matemático previamente elucidado, usando um sistema de coordenadas polares (r, θ) , como se mostra na Figura 22, e através de uma função-tensão complexa analítica, cujas integrais de primeira e segunda ordem existam, Westergaard determinou o campo de tensões elásticas na vizinhança de uma trinca (ANDERSON, 2005; PASTOUKHOV; VOORWALD, 1995; SHI, 2009).

Figura 22 – Campo de tensões elásticas atuantes em um ponto da vizinhança de uma trinca.



Fonte: (Adaptada de SCHIJVE, 2009).

A metodologia utilizada por Westergaard, por ser trabalhosa e relativamente extensa, não será detalhada neste trabalho. Caso haja interesse do leitor em se aprofundar na dedução matemática realizada pelo matemático dinamarquês, sugere-se a leitura da obra de Pastoukhov e Voorwald (1995). As tensões determinadas por ele para o modo I de carregamento, em uma chapa infinita com trinca de comprimento $2a$, são denotadas nas equações (31) a (33).

$$\sigma_x = \sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \left[\cos \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cdot \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (31)$$

$$\sigma_y = \sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \left[\cos \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cdot \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \right] \quad (32)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{2r}} \cdot \left(\cos \frac{\theta}{2} \cdot \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (33)$$

Caso o componente com trinca apresente largura considerável (regime de deformação plana), a tensão na direção z pode ser calculada, a partir da equação (34).

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \quad (34)$$

Percebe-se que, na ponta de uma trinca ($r \rightarrow 0$), os componentes do campo de tensões elásticas tendem ao infinito. Nos metais, essa singularidade é corrigida pela presença de pequenas regiões deformadas plasticamente, isto é, a solução encontrada por Westergaard se limita às adjacências elásticas de uma trinca (SCHIJVE, 2009).

Ao analisar as equações (31) a (33), percebe-se que as tensões atuantes apresentam um termo independente das coordenadas polares (r, θ): $\sigma\sqrt{a}$. Em 1957, George Irwin argumentou que se esse fator for conhecido, qualquer ponto na vizinhança de uma trinca pode ter seu campo de tensões descrito em função de (r, θ). Assim sendo, o pesquisador denominou o termo constante fator intensidade de tensões (K) e sua definição encontra-se na equação (35).

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \quad (35)$$

Genericamente, o campo de tensões elásticas nas adjacências de uma trinca $\sigma(r, \theta)$ pode ser descrito em função de K , conforme se mostra na equação (36).

$$\sigma(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(r, \theta) \quad (36)$$

O termo $\sqrt{\pi}$ encontra-se no trabalho de Irwin e permaneceu na definição de K , nas publicações subsequentes. A incorporação dessa constante à expressão de K , segundo alguns autores, é uma manobra algébrica para facilitar a comparação do fator intensidade de tensões com a taxa de alívio de energia de deformação (G_c) dos trabalhos de Griffith. A correlação entre K e G_c , dada pela equação (37), é obtida com a substituição da tensão crítica (σ_c) da equação (11) pela correspondente tensão crítica determinada a partir da equação (35). Neste caso, como a tensão associada ao fator intensidade de tensões é crítica, assume-se que esse parâmetro também será crítico (K_c), isto é, o valor necessário para uma trinca se propagar (ZHUANG *et al.*, 2014).

$$G_c = \frac{K_c^2}{E} \quad (37)$$

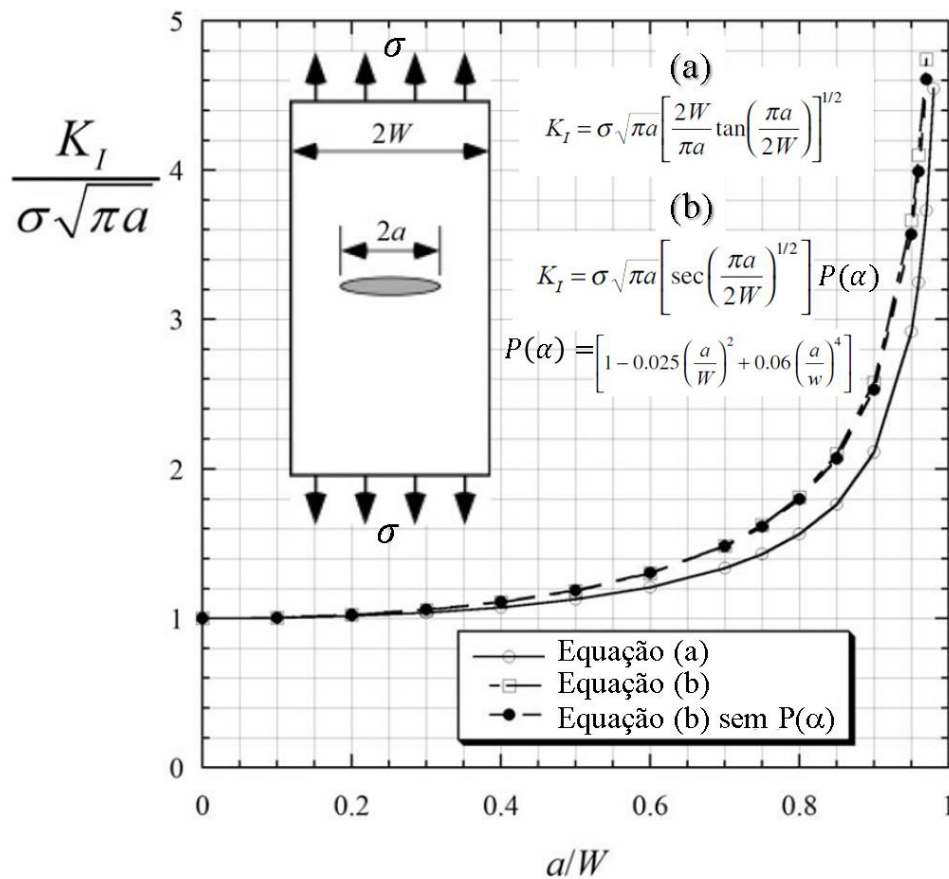
A notação indicial é comumente utilizada para distinguir o modo de solitação em que K foi determinado. Os modos I, II e III são representados, respectivamente, por K_I , K_{II} e K_{III} . A equação (35) pode ser utilizada para peças com dimensões finitas e com as mais variadas geometrias, desde que seja corrigida por um fator geométrico adimensional (Y).

O parâmetro Y depende do tamanho e da forma da trinca e das dimensões da peça. A Figura 23 mostra a dependência do parâmetro Y do termo α (comprimento da trinca (a) / espessura da peça (W)) para um corpo de prova com trinca central embutida (de duas pontas) submetido ao modo I de solitação (ANDERSON, 2005).

As equações trigonométricas para o cálculo de Y mostradas na Figura 22 divergem entre si. A solução a partir da tangente de α apresenta maior desvio,

quando comparada à solução proposta pela secante de α com a correção polinomial $P(\alpha)$. Embora o ajuste polinomial aumente a precisão dos dados, a determinação de expressões, pelo método dos elementos finitos, que elevem, significativamente, a qualidade dos resultados desencoraja seu uso. Além disso, como se mostra na figura, os valores de Y obtidos apenas com o termo secante foram muito próximos daqueles calculados com a correção polinomial (ANDERSON, 2005).

Figura 23 – Variação do parâmetro geométrico Y em função de α , para um corpo de prova com trinca central embutida submetido ao modo I de carregamento.



Fonte: (Adaptada de ANDERSON, 2005).

É importante destacar que o fator intensidade de tensões (K) e o fator de concentração de tensões (K_t) não devem ser conceituados analogamente para uma trinca e um entalhe, respectivamente. Embora, ambos tenham sido deduzidos a partir de conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica, o primeiro leva em consideração tanto a geometria da peça, quanto o modo de carregamento aplicado.

Ademais, K é dimensional (no Sistema Internacional de Unidades, $[K] = [\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}]$) e pode vir a se tornar uma propriedade mecânica de um material, o que será discutido futuramente. O segundo parâmetro, por sua vez, é adimensional e considera apenas aspectos geométricos do corpo de prova. Pode-se dizer que K_t é comparável ao fator geométrico Y , uma vez que ambos são adimensionais e levam em conta apenas os fatores da “forma” de um corpo (SCHIJVE, 2009).

O fator intensidade de tensões pode se tornar crítico (K_c). Para o modo de solitação I, ao atingir o valor crítico de K , tem-se um nível de tensão suficiente para abrir as superfícies da trinca. A equação (38) denota o cálculo de K_{Ic} , a partir de uma carga crítica (σ_c) e de um tamanho de trinca crítica (a_c) para um corpo de prova com dimensões finitas (ANDERSON, 2005).

$$K_{Ic} = Y \cdot \sigma_c \cdot \sqrt{\pi a_c} \quad (38)$$

O valor de K_{Ic} é chamado de tenacidade à fratura. Essa propriedade estima a resistência mecânica de um material na presença de uma trinca.

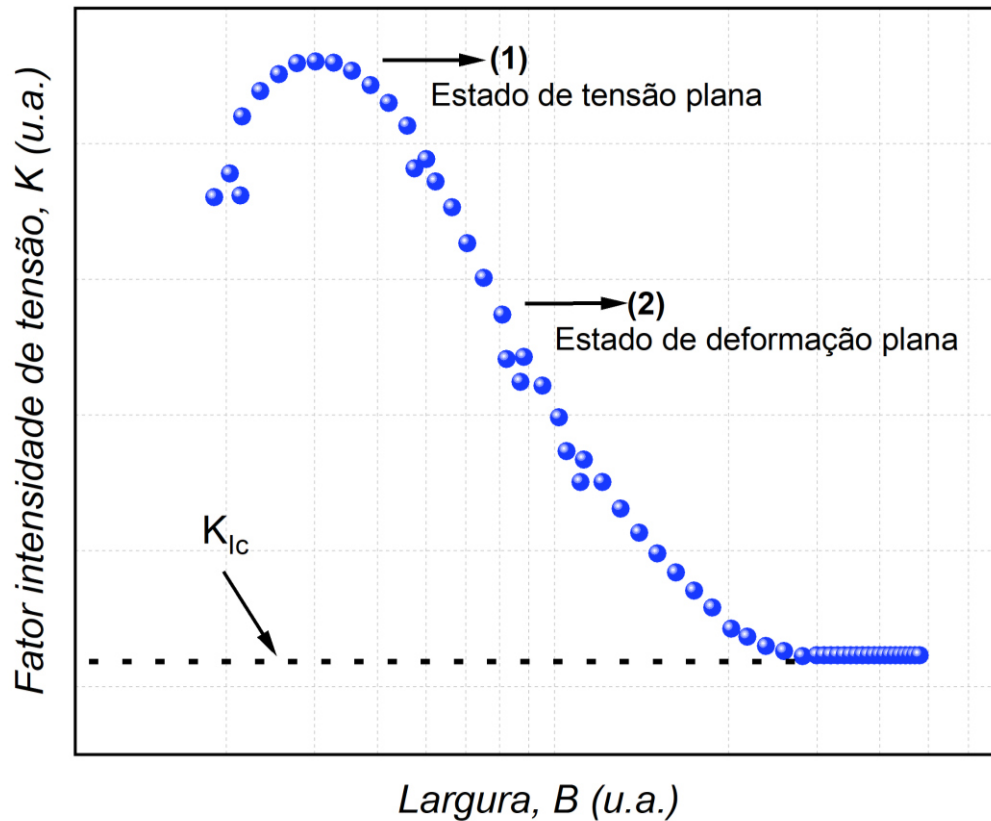
Conhecendo o valor da tenacidade à fratura (K_{Ic}) de um material, é possível fazer uma previsão de seu comportamento quanto à falha, através da equação (39).

$$a_t = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K_{Ic}}{Y \cdot \sigma_e} \right)^2 \quad (39)$$

em que a_t é a trinca de transição. Caso o material apresente uma trinca com comprimento superior em relação ao da trinca de transição, o valor de K_{Ic} é alcançado com uma tensão inferior à de escoamento e , neste caso, o material apresenta fratura frágil. Em contrapartida, se a trinca for menor do que a_t , o componente apresenta deformação plástica antes da fratura e, portanto, seu comportamento é dúctil (FERREIRA, 2019).

Com a evolução dos estudos a respeito da tenacidade à fratura, em 1972, foi aprovada a norma ASTM E399. Ela regulamenta a determinação experimental dessa propriedade, em deformação plana. A restrição para deformação plana, no título da norma, deve-se à dependência de K da largura do corpo de prova (B), conforme se mostra na Figura 24.

Figura 24 – Variação do fator intensidade de tensão em função da largura da amostra.



Fonte: (Adaptada de ANDERSON, 2005).

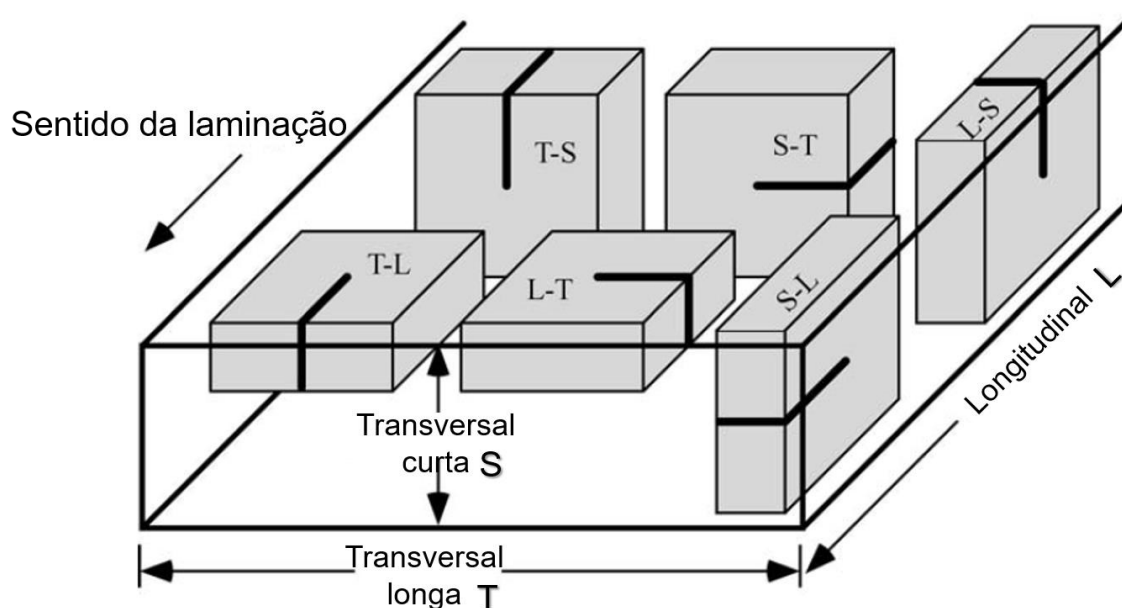
À época da instauração da norma ASTM E399, na década de 1970, a explicação para o decréscimo de K com o aumento de B residia na transição de um estado plano de tensões para um estado de deformação plana, na ponta da trinca. Todavia, há, por menor que seja, certa triaxialidade de tensões na ponta de uma trinca. De fato, o estado puramente plano de tensões é encontrado apenas na superfície livre da chapa (ANDERSON, 2005).

Para materiais com certa ductilidade, isto é, que apresentam alguma parcela de deformação plástica, o aumento de K com a redução de B se dá pelo fato de a trinca crescer preferencialmente no centro da chapa (efeito de “tunelamento”), enquanto a fratura ocorre a 45° com o plano da trinca (formação de *shear lips*). Por outro lado, em materiais relativamente largos, predomina o comportamento de deformação plana e, conseqüentemente, a fratura ocorre no mesmo plano da trinca. O critério para determinar se um corpo de prova é suficientemente largo para a predominância do estado plano de deformação será detalhado na metodologia e

a modelagem matemática dos estados planos será exibida nos Apêndices deste trabalho.

Assim como qualquer outra propriedade mecânica, a tenacidade à fratura é influenciada pela orientação do corpo de prova em relação ao material, a partir do qual a amostra foi extraída. Em laminados planos, costuma-se definir três direções em relação à direção da laminação: L (longitudinal), T (transversal longa) e S (transversal curta ou espessura). Para o estudo da tenacidade à fratura, uma combinação de duas letras, na ordem em que aparecem, designa a direção normal ao plano da trinca (ou a direção paralela ao carregamento trativo aplicado) e a direção esperada de crescimento e propagação da trinca. É extremamente importante estudar o material de origem previamente à confecção dos corpos de prova, uma vez que os aspectos microestruturais e as propriedades do bloco ou da chapa, em seu estado fornecido, podem influenciar significativamente na nucleação da trinca, a partir do entalhe e, por conseguinte, em sua propagação e seu crescimento, bem como na tenacidade à fratura (ANDERSON, 2005). A representação esquemática da Figura 25 resume as possíveis orientações dos corpos de prova destinados a ensaios de tenacidade à fratura.

Figura 25 – Possíveis orientações de corpos de prova utilizados em ensaios de tenacidade à fratura.



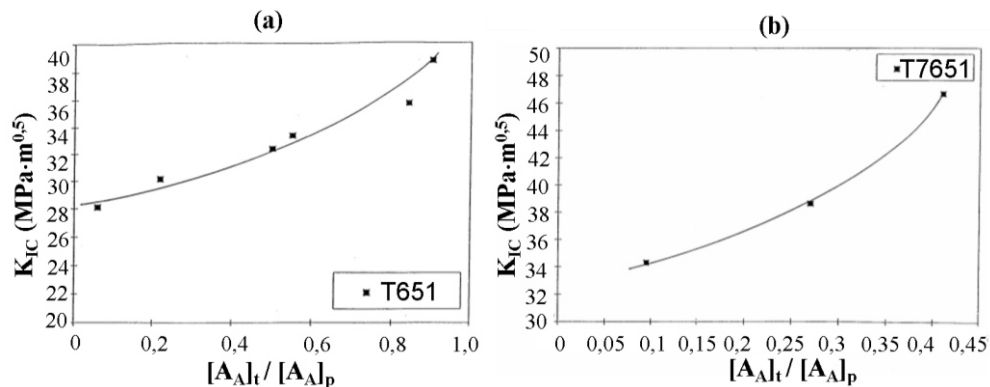
Fonte: (Adaptada de ANDERSON, 2005).

2.9 TENACIDADE À FRATURA DA LIGA AA7050

Um dos estudos mais citados acerca da tenacidade à fratura (K_{Ic}) da liga 7050 é o de Deshpande *et al.* (1997). Os autores investigaram a relação entre o percurso da trinca, a microestrutura e a tenacidade à fratura de amostras da liga 7050 solubilizadas (472 °C, por 1 hora; têmpera em água), que foram, primeiramente, submetidas a quatro diferentes temperaturas (na faixa entre 288 e 440 °C), durante o processo de laminação a quente, visando promover a recristalização dos grãos. Por fim, as amostras foram envelhecidas através de duas rotas: T651 e T7651. Verificou-se que a fração de grãos recristalizados da liga 7050 decresce com o aumento da temperatura do processo de laminação a quente, por conta da maior extensão do processo de recuperação dinâmica. Dessa forma, a energia de deformação armazenada nas amostras laminadas em mais altas temperaturas é menor (recuperação dinâmica), desencadeando assim, uma menor quantidade de grãos recristalizados durante a etapa de solubilização. Analisando as proximidades à pré-trinca de fadiga, na superfície de fratura de amostras da liga 7050 submetidas a ensaios de K_{Ic} , os pesquisadores notaram a existência de duas regiões distintas: a central, na qual a concentração de microcavidades é elevada (deformação plana) e a próxima às faces do corpo de prova, em que predomina o estado plano de tensões. A partir da análise microestrutural citada, estabeleceu-se uma correlação empírica entre a fração superficial de microcavidades / fração superficial de partículas presentes na superfície de fratura, $[A_A]_t / [A_A]_p$, e a tenacidade à fratura da liga 7050 (K_{Ic}). A tendência verificada foi a mesma para corpos de prova tratados por T651 (envelhecidos) e T7651 (superenvelhecidos), em duas orientações (T-L e S-L) e para uma fração volumétrica de grãos recristalizados de 0,35: à medida que a fração superficial de microcavidades $[A_A]_t$ aumenta, a tenacidade à fratura tende a aumentar também. Essa propriedade depende fortemente dos micromecanismos de fratura (fratura das partículas, fratura intergranular ou fratura transgranular), os quais, geralmente, manifestam-se concomitantemente. No entanto, neste caso, como a fração superficial de microcavidades aumentou, devido à laminação a quente e aos tratamentos de envelhecimento e superenvelhecimento a fratura ocorreu predominantemente de maneira transgranular, o que impõe maior resistência à propagação da trinca e, conseqüentemente, aumenta o valor da tenacidade. De acordo com Padilha e Siciliano (2005), a maior precipitação de

partículas com diâmetro médio de 1 μm , característica do processo de envelhecimento, torna a distribuição de deformação pela rede cristalina mais homogênea, o que dificulta a migração dos contornos de grão. Conseqüentemente, a quantidade de grãos recristalizados diminui e, à medida que a precipitação ocorre, a formação de alvéolos (*dimples*) é mais intensa. Os gráficos da Figura 26 resumem a discussão do trabalho abordado.

Figura 26 – Correlação gráfica empírica entre a tenacidade à fratura e a fração de microcavidades da liga 7050 submetida a dois tratamentos térmicos: (a) envelhecimento e (b) superenvelhecimento.



Fonte: (Adaptada de DESHPANDE *et al.*, 1997).

Outro estudo relevante para a literatura sobre a tenacidade à fratura da liga 7050 é o de Han *et al.* (2011). Os pesquisadores submeteram amostras desse material a diferentes condições de solubilização (têmpera em água): solubilização em etapa única (SST com 6 temperaturas diferentes), solubilização otimizada (EST) e pré-precipitação em alta temperatura (HTPT). As rotas de tratamentos térmicos citadas são mostradas na Tabela 7.

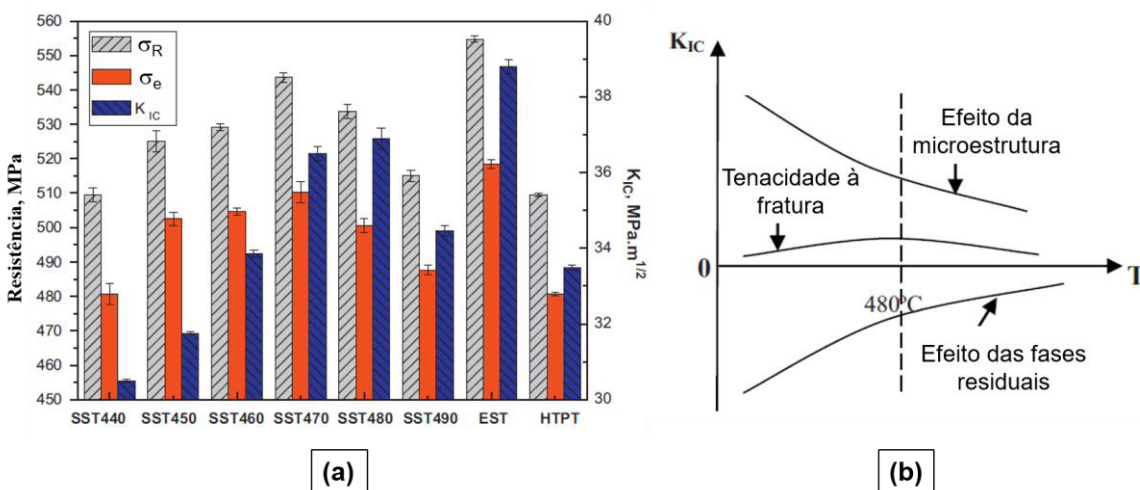
Tabela 7 – Parâmetros dos tratamentos térmicos aos quais a liga AA7050 foi submetida.

Tratamento	1ª etapa	Taxa de aquecimento	2ª etapa	Taxa de aquecimento	3ª etapa
SST440	440°C/2,5h				
SST450	450°C/2,5h				
SST460	460°C/2,5h				
SST470	470°C/2,5h				
SST480	480°C/2,5h				
SST490	490°C/2,5h				
EST	450°C/1,5h	60°C/h	480°C/0,5h	30°C/h	
HTPT	450°C/1,5h	60°C/h	480°C/0,5h	30°C/h	420°C/0,5h

Fonte: (Adaptada de HAN *et al.*, 2011).

Os efeitos do tratamento de solubilização em uma única etapa nas propriedades da liga 7050 estão fortemente vinculados à temperatura do processo. Até 480 °C, os autores verificaram que fases residuais e até mesmo inclusões podem ser dissolvidas na matriz, o que é benéfico para a tenacidade à fratura do material, uma vez que a nucleação de microtrincas tende a ocorrer preferencialmente em microconstituintes fragilizadores. No entanto, em temperaturas superiores a 480 °C, os processos de recristalização e de crescimento drástico dos subgrãos tornam-se dominantes em relação à dissolução de precipitados, fazendo assim com que a tenacidade à fratura decaia. O esquema da Figura 27 adaptado do *paper* de Han *et al.* (2011) resume a análise realizada por esses pesquisadores. Vale destacar que na Figura 27(b), a partir de 480 °C, as fases residuais prejudicam cada vez mais a tenacidade da liga 7050, enquanto a microestrutura contribui cada vez menos com o aumento dessa propriedade, devido ao crescimento dos subgrãos.

Figura 27 – (a) Limite de resistência à tração (σ_R), limite de escoamento (σ_e) e tenacidade à fratura (K_{IC}) da liga AA7050 submetida a diferentes tratamentos térmicos; (b) diagrama qualitativo dos efeitos microestruturais e das fases residuais, em função da temperatura, na tenacidade à fratura da liga AA7050.



Fonte: (Adaptada de HAN *et al.*, 2011).

Os tratamentos de solubilização alternativos, EST e HTPT, promoveram efeitos antagônicos nas propriedades mecânicas da liga 7050: enquanto o primeiro diminuiu a fração volumétrica de partículas de segunda fase nos contornos de grão, promovendo assim o aumento da tenacidade à fratura e das propriedades em

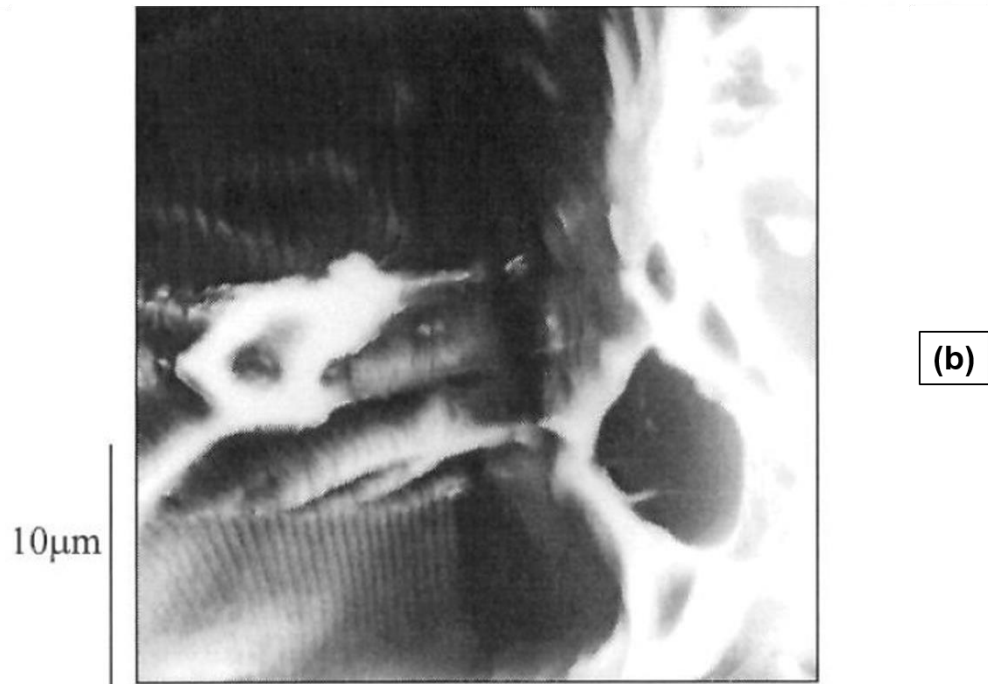
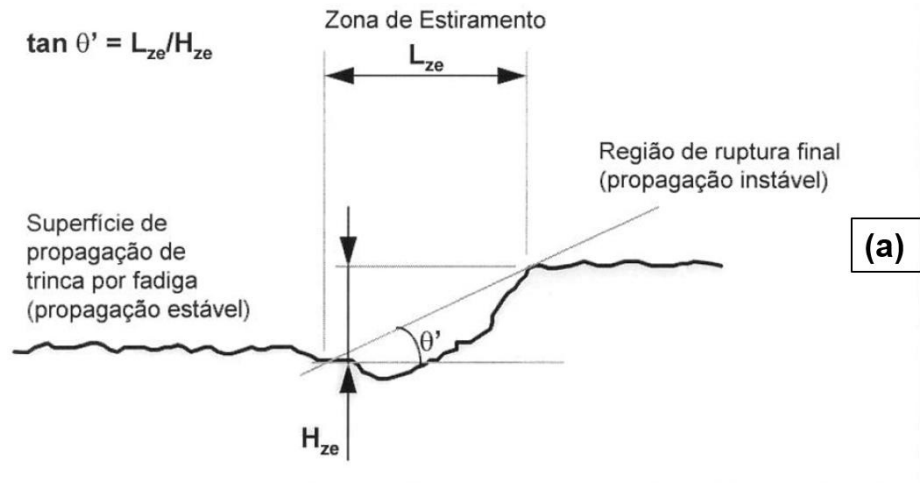
tração, o segundo, em função da alta temperatura empregada, propiciou a formação de grãos maiores com fases fragilizadoras de Al-Zn-Mg-Cu, o que diminuiu significativamente a tenacidade à fratura e a resistência à tração da liga 7050.

Hein (1996) estudou a zona de estiramento da fratura (Figura 28(a)), que é definida como a região intermediária entre as propagações estável e instável da trinca, da liga AA7050-T73651 (Figura 28(b)), com o intuito de correlacioná-la à tenacidade à fratura desse material, que foi determinada pelo método CTOD crítico ($K_{Ic} = 34,166 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) (ASTM E1290-08, 2008). O pesquisador propôs um algoritmo de reconstrução das micrografias (MEV, elétrons secundários, 20 kV) da zona de estiramento em que a fronteira entre a região de propagação estável e a zona de estiramento foi definida pelo ponto crítico mais evidente (máximo ou mínimo), enquanto que o limite entre a zona de estiramento e a superfície da fratura final foi dado pelo máximo local. Em função da topografia acentuada da região de fratura da liga 7050, os resultados obtidos das dimensões (altura e largura) da zona de estiramento mostraram certa dispersão, dependendo da região analisada (Figura 29). Em virtude também de o estado plano de tensões predominar nas bordas da zona de estiramento, o relevo apresenta superfícies mais complexas, o que permitiu ao autor indagar se, de fato, as extremidades do corpo de prova devem ser inseridas na medição da largura da zona de estiramento. Como uma das conclusões do trabalho, Hein (1996) questiona se o tamanho da zona de estiramento pode ser quantitativamente associado à tenacidade à fratura da liga 7050, uma vez que a análise qualitativa, respaldada pela mecânica da fratura, apresenta lógica.

Embora o trabalho de Antunes *et al.* (2019) não se concentre na determinação da tenacidade à fratura da liga 7050 como recebida (T7451) e envelhecida (T6I4), os pesquisadores propuseram que a maior densidade de precipitados endurecedores aliada à presença de anéis e emaranhados de discordâncias, nas amostras submetidas ao T6I4, aumentou a capacidade de absorver deformação plástica do material. Explicou-se essa melhoria na liga AA7050 através do coeficiente de encruamento (n) determinado pelo modelo de Ludwick-Hollomon para as duas condições: enquanto n para a condição T7451 foi igual 0,0837, para a condição T6I4, $n = 0,1216$. Maiores valores de n estão associados à maior capacidade de endurecimento cíclico e, conseqüentemente, à maior capacidade de

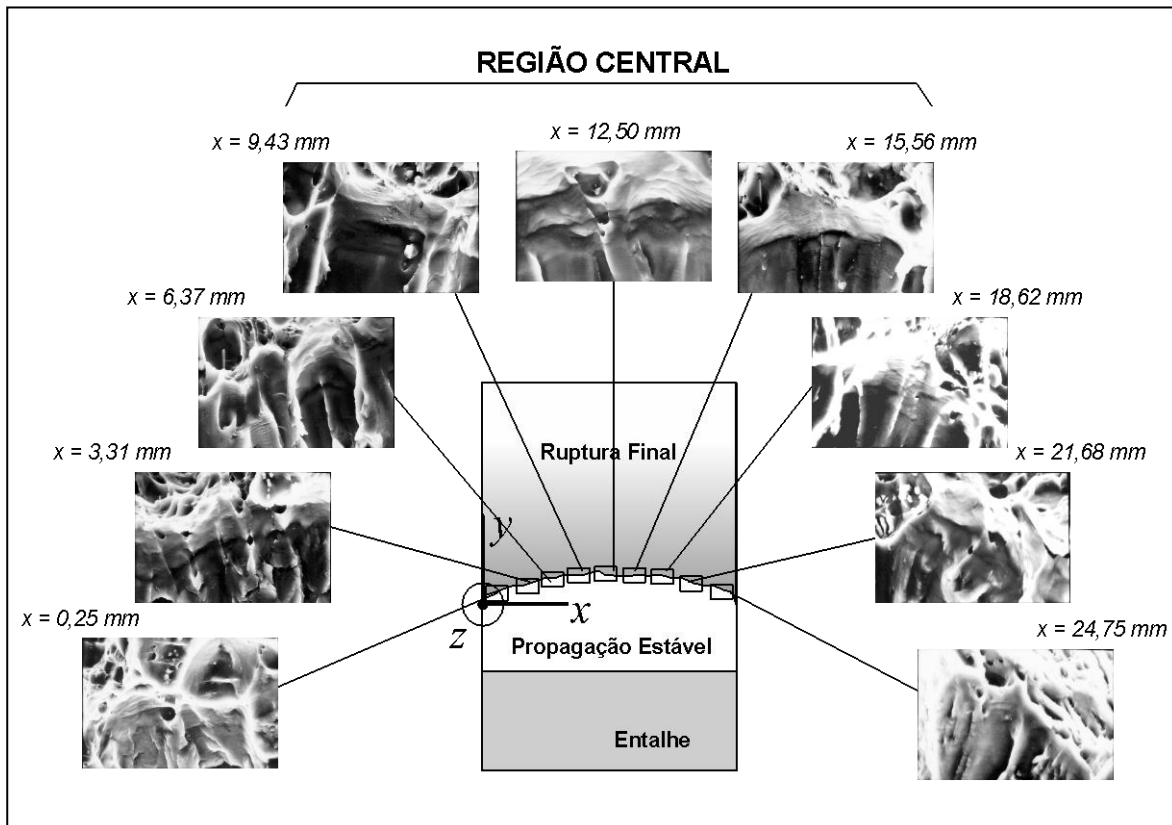
impedir o movimento de discordâncias e absorver deformação plástica. Em outras palavras, os resultados encontrados por Antunes *et al.* (2019) revelam que a tenacidade à fratura da liga 7050 tratada por envelhecimento interrompido pode ser melhorada. Ademais, os autores constataram por meio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão que há microconstituintes fragilizadores na superfície dos corpos de prova fraturados, (por flexão rotativa, $R = -1$, à temperatura ambiente) que atuam como sítios preferenciais para a iniciação da trinca. Esse pode ser um indício de que a confecção do entalhe Chevron, no presente trabalho, deve partir da superfície rumo ao interior das amostras, já que segundo a metodologia da norma ASTM E1304-97 (2020) não se deve nuclear uma pré-trinca de fadiga para os ensaios de K_{Ic} .

Figura 28 – (a) Representação esquemática da zona de estiramento da fratura, em que L_{ze} e H_{ze} são definidos, respectivamente, como a largura e a profundidade (altura) da zona de estiramento. (b) Micrografia da zona de estiramento da liga AA7050-T73651 (MEV).



Fonte: (HEIN, 1996).

Figura 29 – Variação do relevo da zona de estiramento ao longo da frente da trinca.



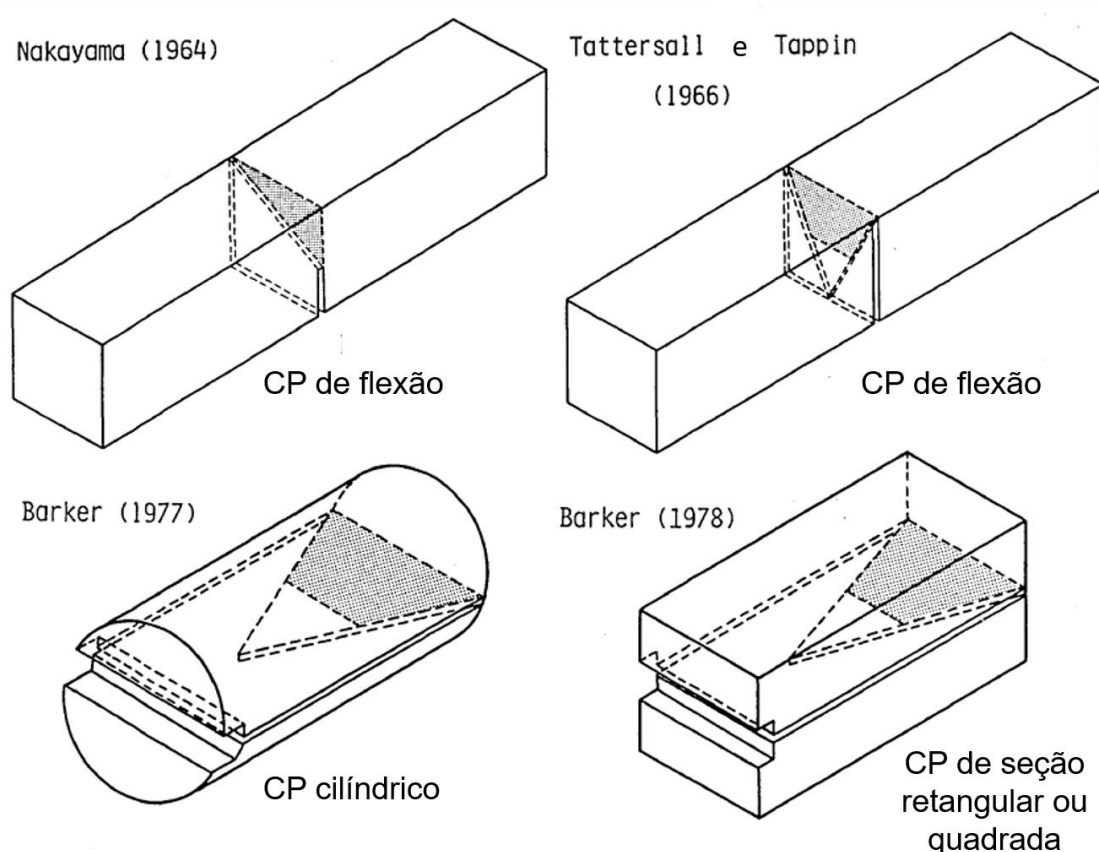
Fonte: (HEIN, 1996).

2.10 METODOLOGIA CHEVRON PARA DETERMINAÇÃO DE K_{Iv}

O ensaio Chevron, normatizado pela ASTM E1304-97 (2020), vem sendo consideravelmente utilizado para determinar a tenacidade à fratura de materiais cerâmicos (DLOUHÝ; CHLUP; BOCCACCINI, 2013), rochas (ALBUQUERQUE; BORTOLUCCI, 1998), metais e ligas de alta resistência mecânica (SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005) e de outros materiais frágeis. Sua primeira utilização data de 1965, com os trabalhos de Junn Nakayama sobre a energia de fratura de materiais cerâmicos policristalinos. No Brasil, esse ensaio foi introduzido pelo grupo de pesquisa liderado pelo professor Hélio Goldenstein (Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - EPUSP), já no final dos anos 1990, e posteriormente empregado em trabalhos de pesquisa na Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN) para o estudo de diferentes materiais (SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

Os corpos de prova requeridos para os ensaios Chevron são relativamente pequenos (de 5 a 25 mm de largura) se comparados aos da norma ASTM E399 (2009). Ao longo da história, várias mudanças foram feitas na geometria das amostras empregadas nesse método, entre as quais quatro(4) são destacadas juntamente aos nomes dos cientistas que as propuseram, na Figura 30.

Figura 30 – Diferentes corpos de prova Chevron utilizados ao longo da história.



Fonte: (Adaptada de NEWMAN, 1984).

Além da vantagem dimensional, as amostras não necessitam da nucleação de uma pré-trinca de fadiga, uma vez que a construção geométrica do entalhe em "V" promove alta concentração de tensões, permitindo a nucleação espontânea de uma trinca sob cargas monotônicas baixas (NEWMAN, 1984). Outro aspecto interessante da metodologia Chevron relaciona-se à facilidade de determinação de K_{Iv} , considerando-se por exemplo que, em uma de suas variantes, necessita-se apenas da carga máxima do ensaio.

O ensaio de K_{Iv} parte da premissa que os materiais testados apresentam uma curva de resistência à propagação da trinca vs. tamanho da trinca praticamente

constante, conforme se mostra na Figura 31. Assim sendo, a determinação de K_{IV} independe das características geométricas do corpo de prova (seção circular ou retangular), pois o comprimento crítico da trinca é sempre o mesmo (SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

É evidente que os materiais de engenharia, como por exemplo os materiais metálicos, apresentam certa parcela de deformação plástica antes da fratura. Nesse sentido, a curva de resistência à propagação da trinca vs. tamanho da trinca mostra-se crescente (Figura 32). Por esse motivo, a carga máxima do ensaio ocorre antes da carga crítica. Em outras palavras, devido à considerável tenacidade à fratura inerente à maioria dos materiais dúcteis (e.g.: ligas de alumínio da série 7xxx), não ocorre fratura após a trinca atingir seu comprimento máximo. No entanto, mesmo que a falha não tenha ocorrido, após a carga máxima, não se deve considerar a carga crítica para o cálculo de K_{IV} , porque essa propriedade estaria sendo superestimada (SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

A equação (40), que é utilizada para determinar o valor condicional da tenacidade à fratura ao se calcular o fator intensidade de tensões (K_{QVM}), em $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, correspondente à carga máxima do ensaio (P_M), em N, é denotada a seguir.

$$K_{QvM} = \frac{Y_m^* \cdot P_M}{B \cdot \sqrt{W}} \quad (40)$$

em que, Y_m^* é fator geométrico mínimo (para o CP empregado, neste trabalho, $Y_m^* = 29,90$) (ASTM E1304-97, 2020), B é a largura (24 mm) e W é a espessura do corpo de prova (50 mm). A análise dimensional de K_{QVM} será deduzida nos Apêndices deste trabalho.

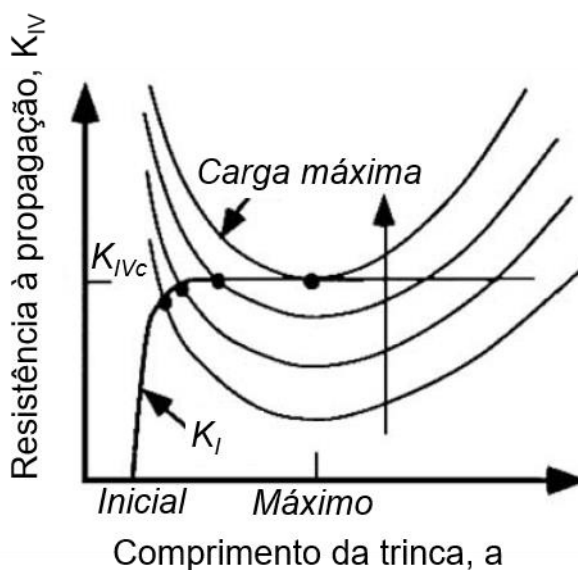
De acordo com a norma ASTM E1304-97 (2020), os corpos de prova Chevron podem apresentar seção retangular ou seção circular. Como no presente trabalho, o corpo de prova empregado apresenta seção retangular, na Figura 33, exibe-se uma representação esquemática de um CP retangular e, logo em seguida, na Tabela 8, trazem-se os parâmetros definidos pela norma do ensaio Chevron para seu dimensionamento. Dependendo da geometria e das dimensões do corpo de prova, o fator geométrico (Y_m^*) pode assumir valores distintos. Há inúmeras maneiras, na literatura, a partir das quais o fator geométrico pode ser determinado,

como por exemplo métodos analíticos, experimentais ou numéricos (SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

Existem dois comportamentos possíveis para a propagação de uma trinca, durante um ensaio Chevron: suave (atividade elástica) e com “saltos” (atividade inelástica). Caso o material apresente um comportamento suave de percurso da trinca, a variação entre todos os picos e vales de força, ao longo do ensaio, será inferior a 5%. Caso contrário, a trinca percorre um caminho inelástico ao longo da superfície do entalhe e, metaforicamente, essa trajetória é identificada pela ocorrência de “saltos” da trinca (ASTM E1304-97, 2020; SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

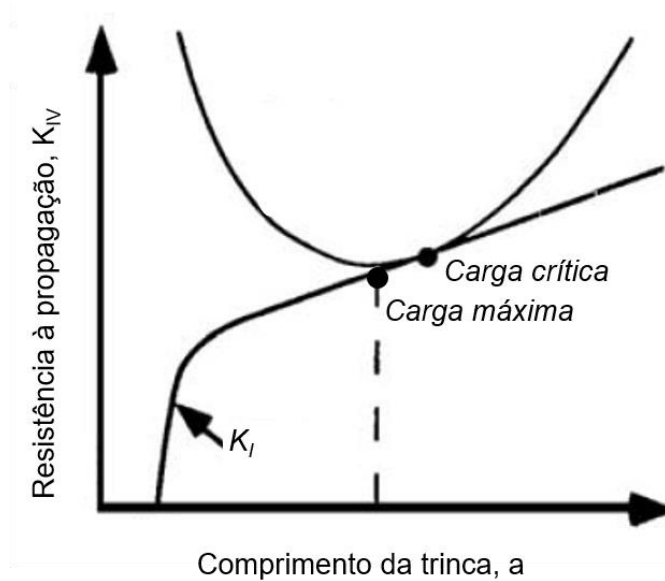
A execução do ensaio de K_{IV} pode se dar de duas maneiras: através de esforços cíclicos, em um total de três ciclos de carregamento/descarregamento, conforme recomenda a norma ASTM E1304-97 (2020) ou através de um carregamento monotônico, desde que o material ensaiado apresente um comportamento suave de propagação da trinca. O procedimento experimental e a forma de análise dos resultados obtidos serão detalhados nas próximas seções do presente trabalho.

Figura 31 – Curva de resistência à propagação da trinca vs. comprimento da trinca plana, típica de materiais frágeis.



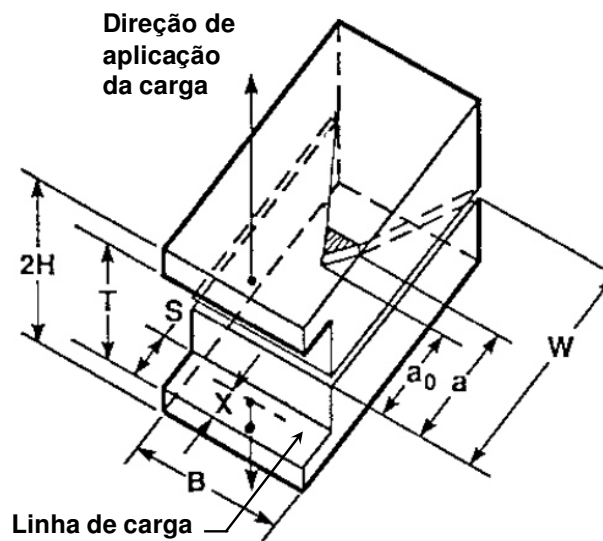
Fonte: (Adaptada de SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

Figura 32 – Curva de resistência à propagação da trinca vs. comprimento da trinca crescente, típica de materiais de engenharia (dúcteis).



Fonte: (Adaptada de SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005).

Figura 33 – Corpo de prova de seção retangular utilizado nos ensaios Chevron.



Fonte: (Adaptada de ASTM E1304-97, 2020).

Tabela 8 – Dimensões requeridas para os corpos de prova dos ensaios Chevron.

Parâmetros	Símbolo	Dimensão	Tolerância
		$W/B = 2,0$	
Largura do CP	B	B	...
Espessura do CP	W	2,000B	$\pm 0,010B$
Distância da linha de carga até o entalhe	a_0	0,400B	$\pm 0,005B$
Profundidade da “boca” do CP	S	0,150B	$\pm 0,010B$
Distância da extremidade do CP à linha de carga	X	0,100B	$\pm 0,003B$
Altura da “boca” do CP	T	0,350B	$\pm 0,005B$
Espessura do entalhe	t	$\leq 0,030B$...
Ângulo do entalhe Chevron	ϕ	34,7°	$\pm 0,5^\circ$
Metade da altura do CP	H	B	$\pm 0,005B$

Fonte: (Adaptada de ASTM E1304-97, 2020).

Alguns critérios devem ser obedecidos para que os ensaios Chevron sejam validados, sendo os principais (ASTM E1304-97, 2020; SILVA; MENDANHA; GOLDENSTEIN, 2005; CAVALCANTE, 2016):

- 1) a desigualdade dimensional denotada na equação (41) deve ser cumprida.

$$B \geq 1,25 \cdot \left(\frac{K_{QVM}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (41)$$

na qual, B é a largura do corpo de prova, K_{QVM} é o fator intensidade de tensões determinado a partir da carga máxima do ensaio e σ_e é a tensão de escoamento do material. O cumprimento do critério dimensional supracitado (ASTM E1304-97, 2020) pode implicar na utilização de amostras de espessura superior às utilizadas na indústria aeronáutica, tendo em vista a ocorrência do estado plano de deformações (vide Figura 24). Em termos práticos, as espessuras típicas de componentes estruturais de aeronaves são da ordem de uma polegada ou menos (TOOLEY *et al.*, 2009). Como será mostrado à frente, as amostras da liga AA7050 tratadas por T6I4 necessitariam de larguras próximas a 3 polegadas para que o valor condicional do fator intensidade de tensões se tornasse a tenacidade à fratura do material. No entanto, do ponto de vista acadêmico e, até mesmo industrial, é compreensível adotar espessuras menores para as amostras.

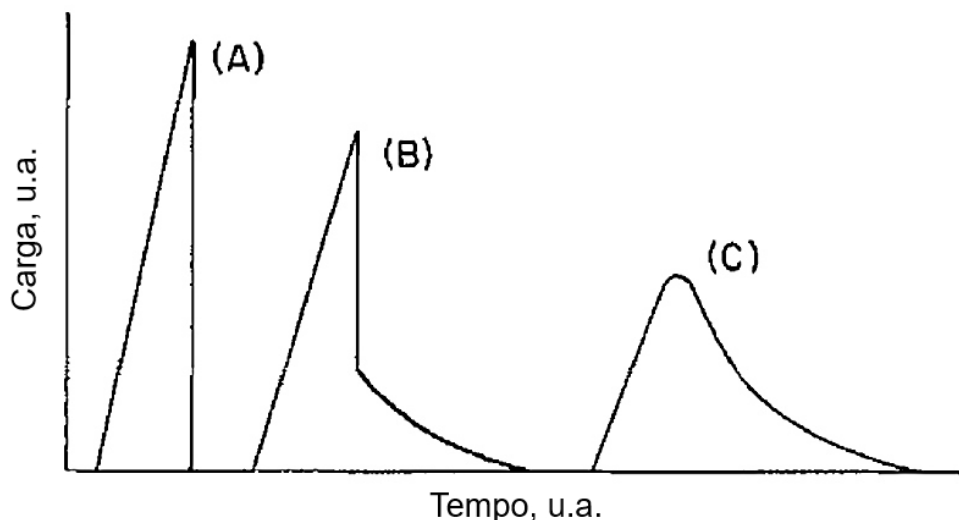
- 2) A carga máxima utilizada no cálculo de K_{QVM} não pode divergir consideravelmente da carga crítica. Caso isso ocorra, tem-se um forte indício de que a confecção do entalhe em “V” e os processos de produção do corpo de prova deixaram tensões residuais compressivas consideráveis.

3) A trinca deve se afastar suficientemente do vértice do entalhe em “V” até o seu tamanho crítico (no mínimo, 1/3 da largura da amostra) para assegurar o estado plano de deformações.

4) Devem ser realizados, no mínimo, três ensaios Chevron, em que os critérios anteriores sejam atendidos, para o fator intensidade de tensões vir a se tornar a tenacidade à fratura do material.

5) Há um último critério qualitativo a partir do qual se pode verificar a validade de um ensaio Chevron: através do formato da curva de carga vs. tempo apreendida de um teste. Segundo Nakayama (1965), existem três possibilidades (A, B e C), que são mostradas na Figura 34, entre as quais a ideal é mostrada em “C”. As curvas “A” e “B” representam ensaios inválidos, uma vez que indicam problemas na nucleação da trinca.

Figura 34 – Curvas características de um ensaio Chevron que ocorreu com (A) fratura catastrófica, (B) fratura semiestável e (C) fratura estável da amostra.



Fonte: (Adaptada de NAKAYAMA, 1965).

Com o intuito de elucidar conceitos densos abordados na metodologia de execução do ensaio de tenacidade à fratura Chevron, nos Apêndices deste trabalho, será feita uma descrição apurada de tópicos presentes na norma ASTM E1304-97 (2020). Embora seja relevante conhecer e revisar o conteúdo, em questão, muitos elementos abordados, nos Apêndices, não serão discutidos ou nem sequer citados neste texto, o que justifica a ausência de tal conteúdo nesta revisão.

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Os resultados deste trabalho foram obtidos a partir de uma liga de alumínio da série 7xxx com designação AA7050-T7451 fornecida pela EMBRAER com a composição química e as propriedades mecânicas próximas àquelas mostradas nas Tabelas 9 e 10, respectivamente, a partir do tratamento térmico genericamente descrito na Tabela 11.

Tabela 9 – Composição química da liga AA7050-T7451, em porcentagem de massa.

Liga	Si	Fe	Cu	Zn	Mg	Zr
AA7050-T7451	0,03	0,07	2,01	5,59	1,87	0,13

Fonte: (JACUMASSO *et al.*, 2014).

Tabela 10 – Propriedades mecânicas da liga AA7050-T7451.

Liga	Limite de escoamento σ_e [MPa]	Limite de resistência σ_R [MPa]	Módulo de elasticidade E [GPa]
AA7050-T7451	470 \pm 5	531 \pm 8	91 \pm 3

Fonte: (ANTUNES, 2017).

Tabela 11 – Condições do tratamento térmico T7451 aplicado à liga AA7050.

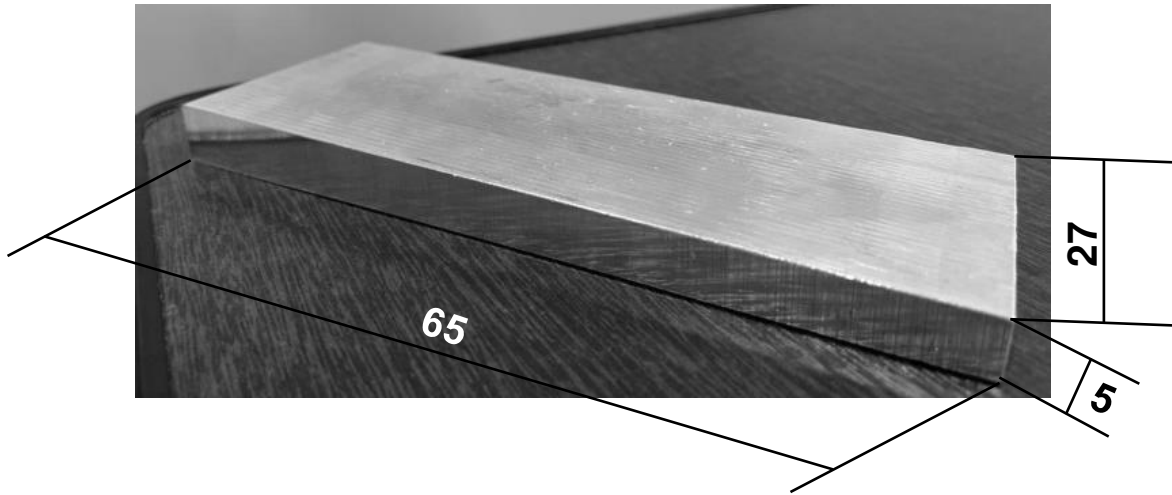
Liga - Condição de tratamento térmico	Solubilização	Envelhecimento	
		1ª etapa	2ª etapa
AA7050-T7451	10 °C/min. até 485 °C 485 °C durante 4 h.	115/125 °C, 3 a 6 h.	160/170 °C, 24 a 30 h.

Fonte: (JACUMASSO *et al.*, 2014).

Os corpos de prova (CPs) utilizados nas caracterizações microestruturais e mecânicas foram retirados de uma placa da liga AA7050-T7451 com as seguintes dimensões 5 x 27 x 65 (espessura x largura x comprimento, em mm) e de um bloco da liga AA7050-T7451 com as seguintes dimensões 76 x 148 x 198 (espessura x largura x comprimento, em mm), os quais (placa e bloco) provieram do mesmo lote

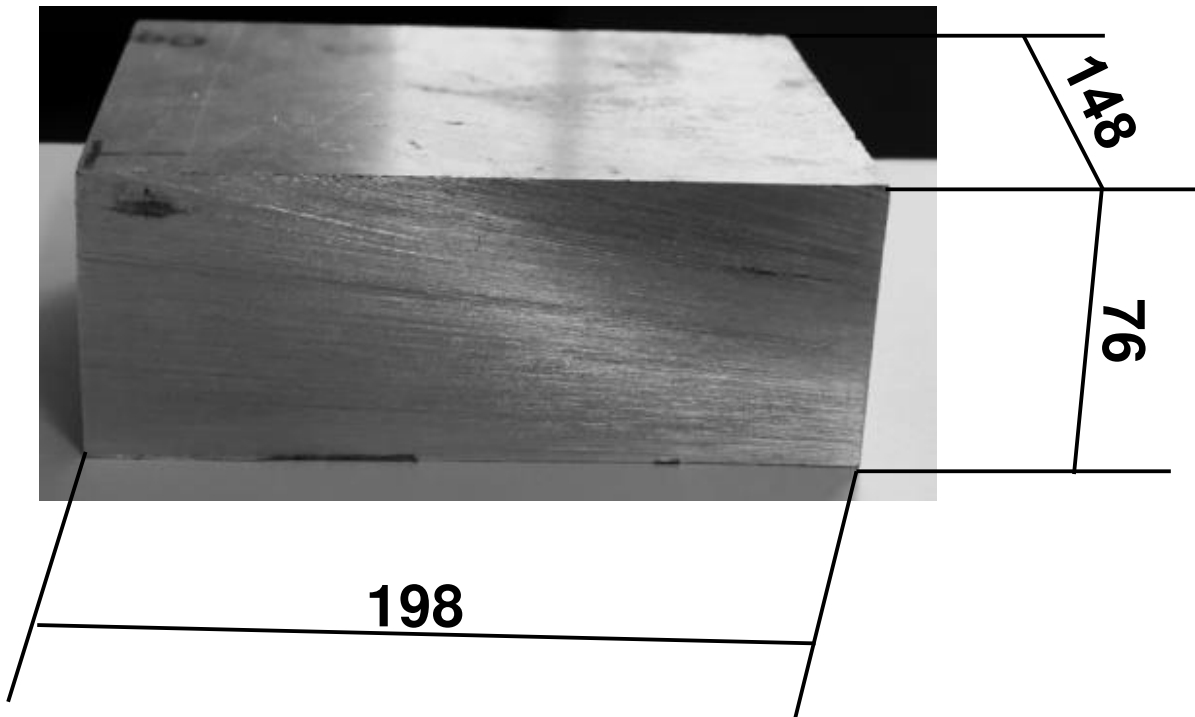
de material. As Figuras 35 e 36 mostram as dimensões da placa e do bloco devidamente indicadas, em milímetros, respectivamente.

Figura 35 – Dimensões, em milímetros, da placa base da liga AA7050-T7451 (fora de escala).



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 36 – Dimensões, em milímetros, do bloco base da liga AA7050-T7451 (fora de escala).



Fonte: Arquivo pessoal.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Microdureza Vickers e análise microestrutural da liga como recebida

O material recebido foi caracterizado mecânica e microestruturalmente por meio de ensaios de microdureza Vickers e de microscopia óptica. Para tal, foram cortadas três amostras retangulares com as seguintes dimensões 5 x 9 x 13 (em mm), através de uma cortadeira de precisão, Isomet 1000 – Buehler com disco diamantado (frequência de corte: 250 rpm). A Figura 37 mostra a cortadeira em funcionamento.

Figura 37 – Cortadeira Isomet 1000 – Buehler.

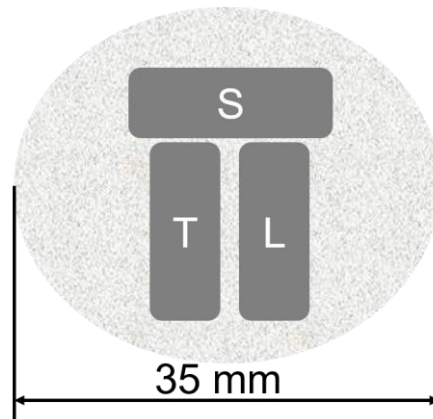


Fonte: Arquivo pessoal.

Previamente à preparação metalográfica, as três amostras foram embutidas a frio em resina polimérica. Cada uma das amostras foi disposta, de forma que a face transversal longa (T), transversal curta (S) ou longitudinal (L) ficasse na superfície da resina (vide o esquema da Figura 38). Uma vez embutidas, essas foram lixadas com lixas de carbetto de silício, em água, utilizando-se uma politriz rotativa, na seguinte sequência granulométrica: 600, 1200 e 2400 mesh. O polimento das amostras foi realizado com pano OP-CHEM, através de uma suspensão de sílica coloidal O-PS (0,05 μm) e água.

A microdureza Vickers das amostras foi aferida em um microdurômetro Buehler, modelo Micromet 2004 – Microhardness Tester (DEMAR/EEL/USP), nas três faces relativas ao sentido da laminação: T, S e L, as quais foram identificadas com o auxílio de um lápis gravador elétrico. As indentações foram realizadas com uma carga de 100 gf, durante 10 s, através de um penetrador piramidal diamantado. A combinação carga/tempo foi escolhida de modo que se obtivessem indentações menos distorcidas. Foram realizadas 10 medições de microdureza em cada uma das faces das amostras, de acordo com as recomendações da norma ASTM E384-17 (2017). Na Figura 39, exibe-se uma foto do microdurômetro utilizado nas medições.

Figura 38 – Representação esquemática das amostras embutidas em resina polimérica.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 39 – Microdurômetro modelo Micromet 2004 – Buehler.



Fonte: Arquivo pessoal.

Para investigar a microestrutura da liga AA7050 na condição recebida, as amostras foram, novamente, lixadas e polidas, conforme o procedimento descrito anteriormente. O ataque químico para revelação dos grãos e contornos de grão foi feito com o reagente de Keller (1,0 mL de HF, 1,5 mL de HCl, 2,5 mL de HNO₃ e 95,0 mL de H₂O), à temperatura ambiente, durante 10 s. A microestrutura das amostras foi analisada em um microscópio óptico Leica, modelo DM 4000 M (DEMAR/EEL/USP). O procedimento de medição do tamanho médio de grão das três faces de amostras da liga AA7050 baseou-se na norma ASTM E1181 (2015). Foram realizadas 50 medições dos diâmetros dos grãos, em micrografias com ampliação de 100 vezes, através do *freeware ImageJ* (SCHNEIDER; RASBAND; ELICEIRI; 2012). Os resultados obtidos foram tabulados e, a partir deles, construídos histogramas de frequência para verificar qual(is) era(m) o(s) intervalo(s) de grãos dominante(s).

3.2.2 Definição da melhor condição do tratamento térmico T6I4

Inicialmente, nove CPs retangulares com as seguintes dimensões 5 x 9 x 13 (em mm) da liga AA7050-T7451 foram submetidos ao tratamento de solubilização e precipitação. As amostras foram mantidas à temperatura de 485 °C, durante 3 horas, em um forno mufla da marca Quimis, modelo q318m21 (DEMAR/EEL/USP) e, posteriormente, resfriadas em um banho de água com gelo.

As temperaturas das duas etapas do tratamento térmico T6I4 foram definidas com base nos trabalhos de Buha, Lumley e Crosky (2008) e Antunes (2017). Para sua realização, utilizaram-se dois fornos, concomitantemente. Destinou-se o forno da marca Quimis supracitado para a primeira etapa e um forno mufla da marca EDG, modelo 3P-S (DEMAR/EEL/USP) para a segunda etapa do envelhecimento interrompido. As três condições propostas são apresentadas na Tabela 12 e os fornos utilizados, mostrados na Figura 40.

A preparação metalográfica dos nove CPs tratados termicamente foi realizada manualmente com lixas de carbo de silício de 600, 1200 e 2400 mesh. Em seguida, a microdureza Vickers das amostras foi aferida em 10 pontos da face longitudinal à direção de laminação (ASTM E384-17, 2017) e utilizada como figura de mérito na definição da melhor condição de tratamento térmico. Tal decisão

baseou-se em análises estatísticas das curvas de microdureza de cada uma das condições.

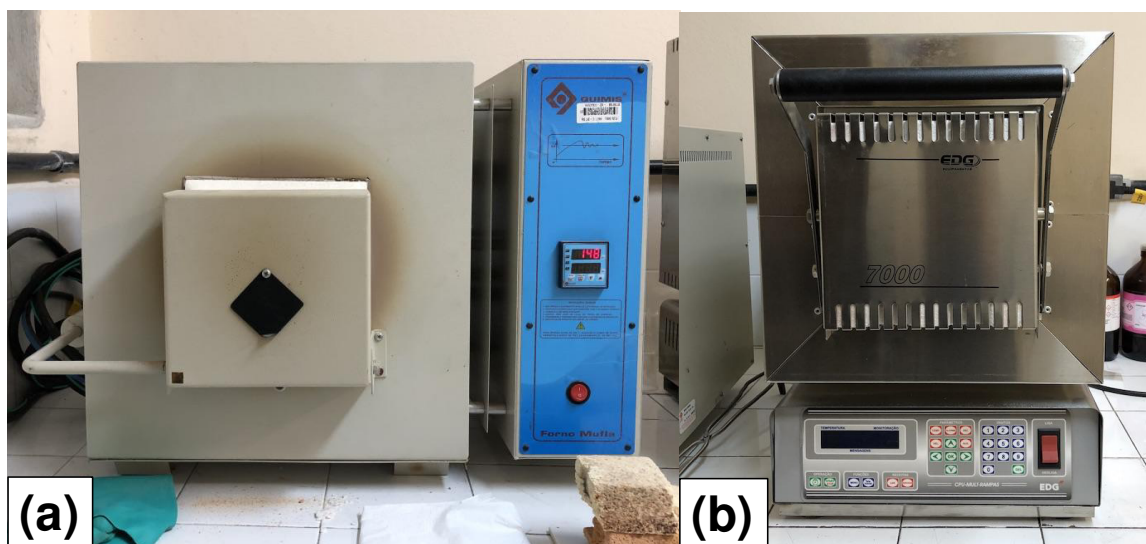
O método estatístico utilizado foi do tipo análise da variância (ANOVA), com grau de significância de 5%. A avaliação dos ruídos envolvidos no processo foi feita através da metodologia Taguchi, com grau de significância de 5% (KACKAR, 1985).

Tabela 12 – Condições do tratamento térmico de envelhecimento interrompido – AA7050.

LOTE	Solubilização (485 °C)	1º Envelhecimento (145 °C)	2º Envelhecimento (65 °C)
1 AA7050 - T7451 / T614		15 min.	24 h. 48 h. 72 h.
2 AA7050 - T7451 / T614	3 h.	30 min.	24 h. 48 h. 72 h.
3 AA7050 - T7451 / T614		60 min.	24 h. 48 h. 72 h.

Fonte: (Adaptada de BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008; ANTUNES, 2017).

Figura 40 – Fornos utilizados no tratamento T614: (a) forno mufla Quimis para a primeira etapa e (b) forno mufla EDG para a segunda etapa do envelhecimento interrompido.



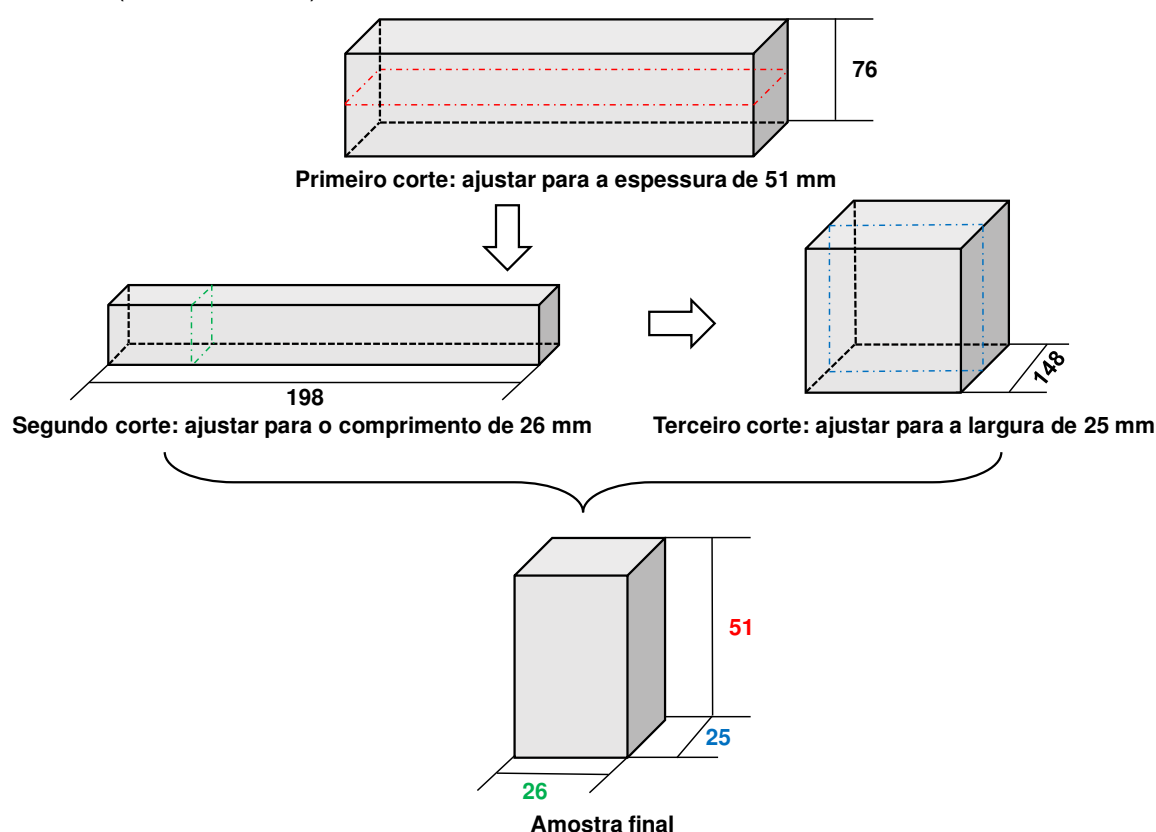
Fonte: Arquivo pessoal.

3.2.3 Confeção dos CPs e do dispositivo do ensaio de K_{Iv}

Os CPs para os ensaios de tenacidade à fratura Chevron foram preparados a partir de blocos com 51 x 25 x 26 (espessura x largura x comprimento, em mm).

A Figura 41 traz um fluxograma que representa os cortes, em uma retífica, de 30 amostras do bloco base da liga AA7050-T7451, cujas dimensões eram: 76 x 148 x 198 (espessura x largura x comprimento, em mm).

Figura 41 – Sequência de cortes para obtenção de amostras para o ensaio de tenacidade à fratura (fora de escala).



Fonte: Arquivo pessoal.

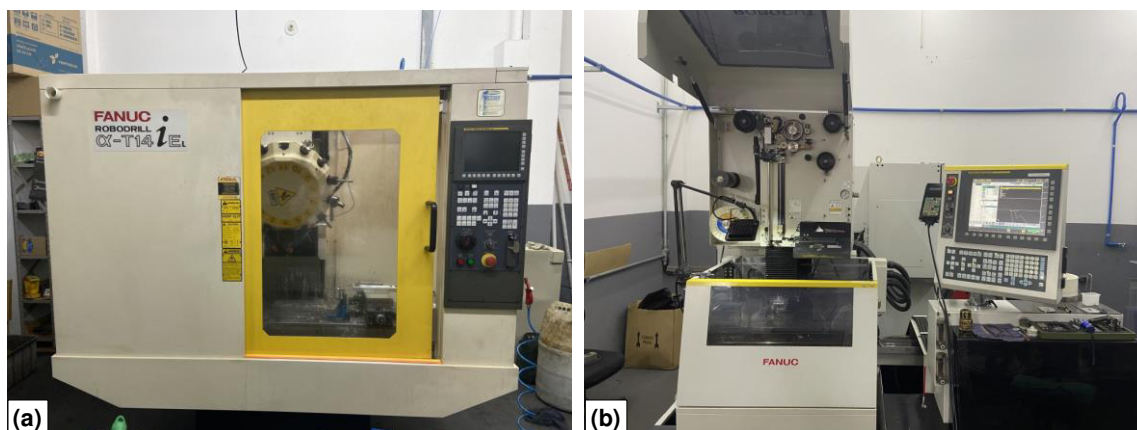
A confecção dos CPs baseou-se na norma ASTM E1304-97 (2020). Inicialmente, para garantir o paralelismo das faces e minimizar as discrepâncias dimensionais decorrentes do processo de corte, as amostras foram aplainadas e padronizadas nas três dimensões, em um centro de usinagem controlado por comando numérico (CNC) da marca Fanuc, modelo α -T14 (Figura 42(a)). A espessura, a largura e o comprimento após o acabamento dos blocos passaram a ser, respectivamente, 50 mm, 24 mm e 25 mm, preservando-se as dimensões preconizadas pela norma ASTM E1304-97 (2020). Os cortes mais trabalhosos e o entalhe na forma de “V” foram feitos através do processo de eletroerosão a fio, em uma máquina de corte da marca Fanuc, modelo α -C400tB (Figura 42(b)). Os

parâmetros utilizados no processo de eletroerosão foram: fio de latão de 0,25 mm de diâmetro, diferença de potencial: 8,5 V, corrente elétrica: 12,5 A, fluido de arrefecimento: água deionizada, mantida à temperatura de 20 °C.

O entalhe Chevron foi aberto paralelamente à face de 24 mm, partindo da superfície dos CPs em direção à face interior (orientação L-S, vide Figura 25, conforme explicar-se-á na seção 4.3 deste trabalho). A metodologia de abertura do entalhe empregada baseou-se nos resultados de dureza obtidos ao longo das faces, os quais serão devidamente explicados na seção subsequente, bem como ao fato de a nucleação de uma trinca se dar preferencialmente na superfície de um espécime submetido a um carregamento (DOWLING, 2012). A Figura 43 mostra as vistas do CP Chevron confeccionado por eletroerosão a fio.

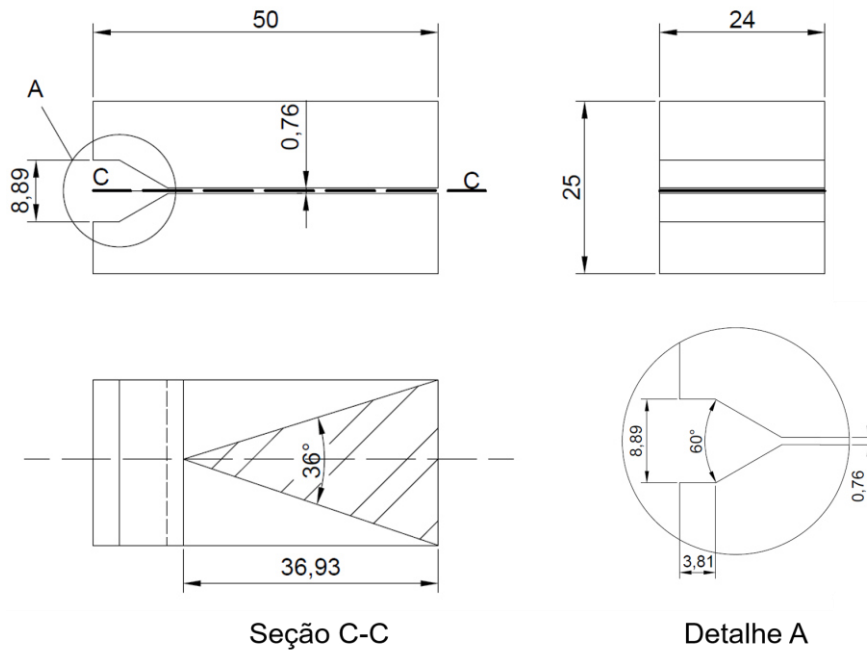
Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados com o auxílio de um dispositivo, ao qual as amostras da liga AA7050 eram acopladas. De acordo com o princípio de Saint-Venant, uma singularidade presente nas proximidades do ponto de aplicação de um carregamento pode ser desconsiderada, à medida que nos afastamos dessa região. Tal princípio pode ser aplicado ao sistema solidário “suporte de ensaio – corpo de prova”, já que mesmo existindo uma distribuição de tensão complexa entre o “dente” do suporte e a parte interna do CP, pode-se assumir que o carregamento é uniforme, no sistema, como um todo (BEER; JOHNSTON, 1989). O dispositivo de ensaio foi confeccionado na oficina mecânica do DEMAR/EEL/USP, a partir de uma barra de aço SAE 4340, como sugere a norma ASTM E1304-97 (2020). Na Figura 44, são mostradas as dimensões e as vistas do suporte.

Figura 42 – (a) CNC e (b) máquina de corte por eletroerosão a fio utilizados.



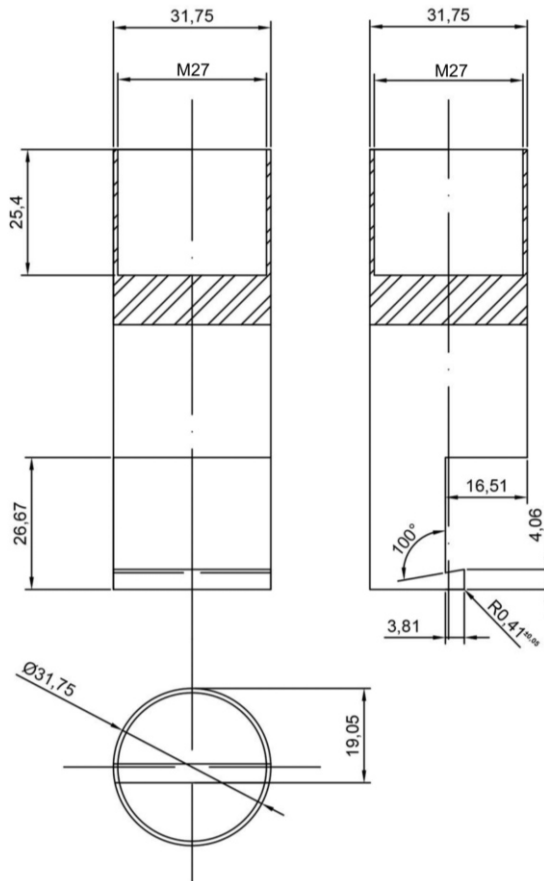
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 43 – Dimensões, em mm, dos CPs utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 44 – Dimensões, em mm, do suporte dos ensaios de tenacidade à fratura.



Fonte: Arquivo pessoal.

3.2.4 Tratamento térmico dos corpos de prova Chevron

Os corpos de prova da liga AA7050-T7451 com o entalhe em “V” foram divididos em três grupos contendo seis(6) amostras cada. O primeiro grupo era composto por seis amostras na condição comercial (T7451), enquanto os outros dois grupos eram formados por doze amostras que seriam submetidas ao envelhecimento interrompido por 24 horas e 72 horas (as condições da primeira etapa do tratamento foram mantidas as mesmas para todas as amostras – 145 °C, durante 30 minutos). Com o intuito de se trabalhar com apenas três condições da liga AA7050, de se estabelecer análises comparativas com outros trabalhos da literatura (ANTUNES *et al.*, 2019; JACUMASSO *et al.*, 2019), bem como de se avaliar os efeitos de tempos extremos do tratamento T614 (24 a 72 horas) na tenacidade à fratura do material, a condição de envelhecimento secundário por 48 horas (Tabela 12) foi descartada.

A rota e os fornos empregados no tratamento térmico dos CPs Chevron foram os mesmos que os descritos na subseção 3.2.2. A única diferença residiu no resfriamento em banho de água e gelo: pelo fato de a inércia dos CPs Chevron ser maior do que a das amostras retangulares utilizadas na investigação da melhor condição do tratamento T614, o recipiente destinado ao *quenching* possuía um volume maior para abrigar uma maior quantidade de água e gelo.

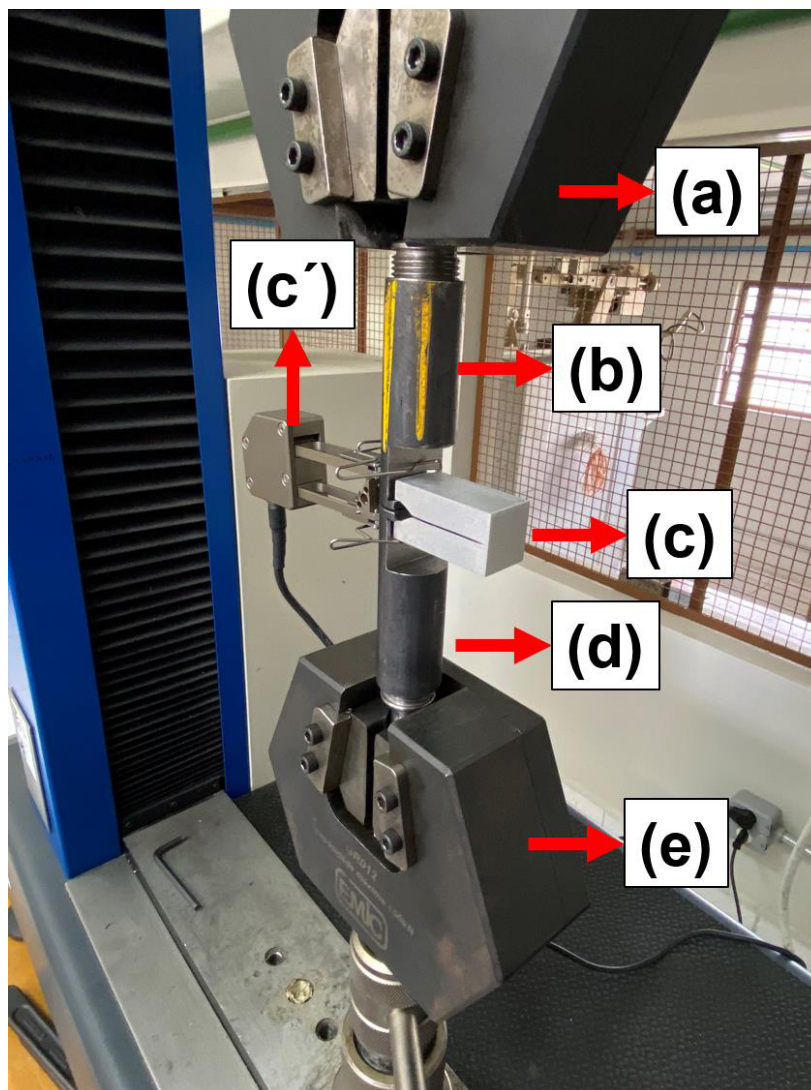
As amostras tratadas termicamente e as na condição recebida foram armazenadas em um ambiente seco, à temperatura ambiente (em torno de 25 °C), até que os ensaios de tenacidade à fratura fossem realizados.

3.2.5 Ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMAR/EEL/USP, em uma máquina de ensaios mecânicos EMIC INSTRON /DL 10.000 (última calibração: 2018, NBR ISO/IEC 17025), com capacidade para 100 kN, à temperatura ambiente. A velocidade de avanço do ensaio foi de 0,2 mm/min. O deslocamento de abertura da trinca, registrado por extensômetro axial com comprimento de referência de 25 mm, foi solidário a um suporte acoplado ao corpo de prova. A aquisição dos dados foi realizada por meio do *software* TESC, versão 3.04, a partir do qual obtiveram-se os valores de carga

e deslocamento. O sistema solidário célula de carga (a) – dispositivo de ensaio (b) – corpo de prova Chevron (c) – extensômetro axial (c') – dispositivo de ensaio (d) – célula de carga (e) é mostrado na Figura 45.

Figura 45 – Montagem do ensaio de tenacidade à fratura pelo método Chevron.



Fonte: Arquivo pessoal.

De acordo com a norma ASTM E1304-97 (2020), o ensaio para determinação da tenacidade à fratura sob regime de deformação plana pode ser realizado de duas maneiras: cíclica ou monotonicamente. Na próxima seção deste trabalho, os motivos que fizeram com que os testes Chevron fossem conduzidos sob carregamento monotônico serão detalhados.

Previamente à aplicação da carga contínua e crescente de tração, o sistema foi submetido a uma pré-carga que variou de 200 a 400 N, com o intuito de fixar

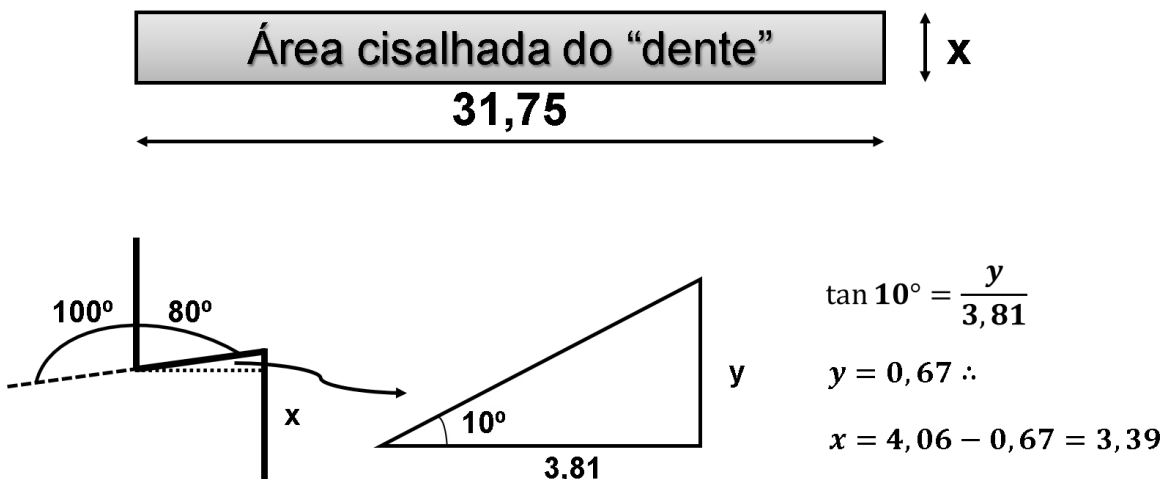
efetivamente o corpo de prova ao dispositivo de suporte. Os ensaios foram realizados até a fratura do corpo de prova.

Os resultados de carga vs. deslocamento adquiridos foram tratados e analisados, conforme mostrar-se-á na seção subsequente. As características macroscópicas da superfície de fratura foram estudadas qualitativa e quantitativamente, sendo as últimas análises realizadas por meio de um projetor de perfil da marca Pantec, modelo PJ3150, com ampliação de 10 vezes. A partir desse equipamento, foi possível determinar o ângulo entre as superfícies de propagação estável e instável (φ), o comprimento de propagação estável (l_e), a largura no início da propagação (w_i) e a largura no final da propagação estável (w_f) da trinca.

3.2.6 Reconstrução do dispositivo do ensaio de tenacidade à fratura

Como será descrito posteriormente, o primeiro dispositivo confeccionado para os ensaios Chevron fraturou em serviço. A falha do suporte motivou o estudo das tensões atuantes na região do acoplamento do corpo de prova, designada “dente”. Analisando o desenho do suporte, na Figura 44, percebe-se que a área cisalhada corresponde àquela mostrada na Figura 46.

Figura 46 – Dimensões, em mm, da área cisalhada do “dente”.



Fonte: Arquivo pessoal.

De posse da área cisalhada, estimou-se a tensão nominal de cisalhamento (τ_c) na região do “dente” do dispositivo, a partir da equação (42).

$$\tau_c = \frac{P_M}{A} \quad (42)$$

na qual, P_M representa a carga máxima atingida nos ensaios de tenacidade à fratura e A , a área cisalhada do “dente”. A tensão cisalhante encontrada foi de aproximadamente 197 MPa. O limite de resistência à tração do aço SAE 4340 vale 745 MPa (SEVALE, 2014). De acordo com Dowling (2012), o limite de resistência ao cisalhamento de um aço pode ser razoavelmente estimado a partir de 60 a 70% de seu limite de resistência à tração. Assim sendo, para o aço SAE 4340, seu limite de resistência ao cisalhamento seria próximo de 484 MPa. Como a tensão nominal cisalhante no “dente” do suporte correspondeu a apenas 40% do limite de resistência ao cisalhamento estimado para o material, levantou-se a hipótese de que além da tensão cisalhante, a tensão na “raiz do dente” seria amplificada pela tensão de flexão, a qual desencadearia o processo de fratura.

A tensão de flexão (σ_f) presente na “raiz do dente” pode ser determinada por meio da equação (43).

$$\sigma_f = \frac{M_f \cdot c_{ln}}{I} \quad (43)$$

em que, M_f é o momento fletor (calculado pelo produto entre a carga máxima dos ensaios Chevron e a distância da raiz até o final do “dente” – 3,81 mm), c_{ln} é o comprimento da linha neutra (correspondente à metade de 3,39 mm, vide a Figura 44) e I é o momento de inércia da seção fletida, que é determinado através da equação (44). Os valores utilizados nesta equação foram obtidos a partir das cotas mostradas na Figura 44.

$$I = \frac{3,39 \cdot (31,75)^3}{12} \quad (44)$$

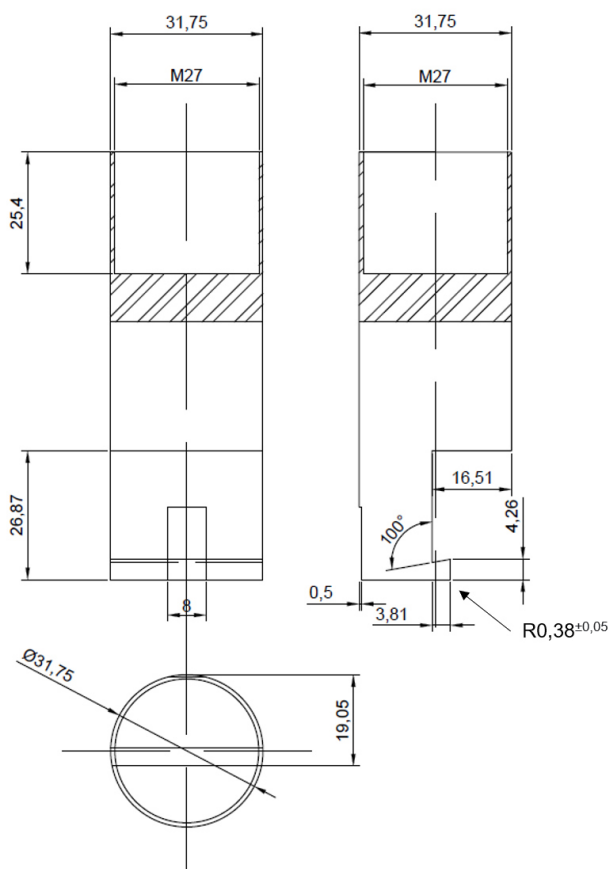
Determinou-se, então, que a tensão nominal de flexão na “raiz do dente” é igual a 15 MPa. Embora essa tensão seja menor do que a tensão cisalhante, sugere-se que sua natureza trativa contribua para o início do processo de fratura no dispositivo de ensaio, bem como a concentração de tensão na raiz do “dente” amplifique a sua atuação. Os micromecanismos atuantes podem ser investigados,

em análises futuras, por microscopia eletrônica de varredura da superfície fraturada e confirmar se a hipótese proposta se verifica.

Com o intuito de refazer o dispositivo de maneira a evitar a fratura, durante os ensaios, propôs-se um aumento de 5% na altura do “dente”. Da Figura 45, apreende-se que a folga existente entre os dois suportes do ensaio não é muito larga (por volta de 0,5 mm). Por esse motivo, sugeriu-se um aumento de 5%, pois, assim, a altura do “dente” passaria de 4,06 mm para 4,26 mm, resultando em um aumento dimensional global de 0,40 mm. O dispositivo de ensaio com a altura do “dente” redimensionada é exibido na Figura 47.

Na próxima seção deste trabalho, os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura a serem exibidos foram obtidos com o uso do suporte redimensionado (vide a Figura 47). A fim de eliminar uma possível variável na análise dos dados, isto é, a influência de dois dispositivos nos testes, adotou-se esta conduta.

Figura 47 – Dimensões, em mm, do novo suporte dos ensaios de tenacidade à fratura.

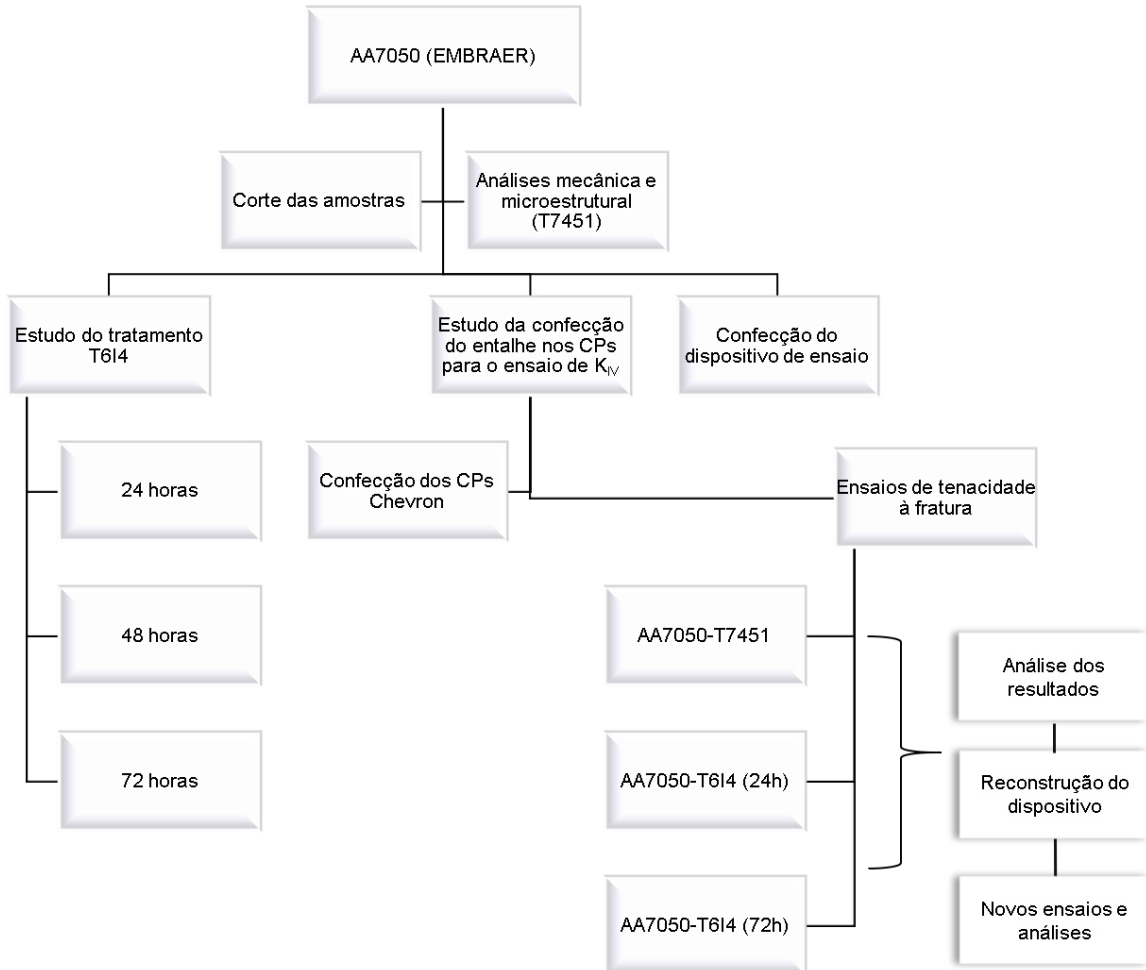


Fonte: Arquivo pessoal.

Nota: o raio do “dente”, no desenho desta figura, é levemente diferente do que consta na Figura 44, pois foi utilizada a real largura (pós-usinagem) dos corpos de prova, $B = 24$ mm.

O fluxograma da Figura 48 resume a sequência metodológica empregada neste trabalho.

Figura 48 – Fluxograma do procedimento experimental.



Fonte: Arquivo pessoal.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ANÁLISES MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DA LIGA AA7050 NA CONDIÇÃO RECEBIDA

Com o intuito de avaliar mecanicamente as faces da placa e do bloco utilizados na confecção dos CPs da liga AA7050 foram realizados ensaios de microdureza Vickers. Os resultados obtidos são exibidos na Tabela 13.

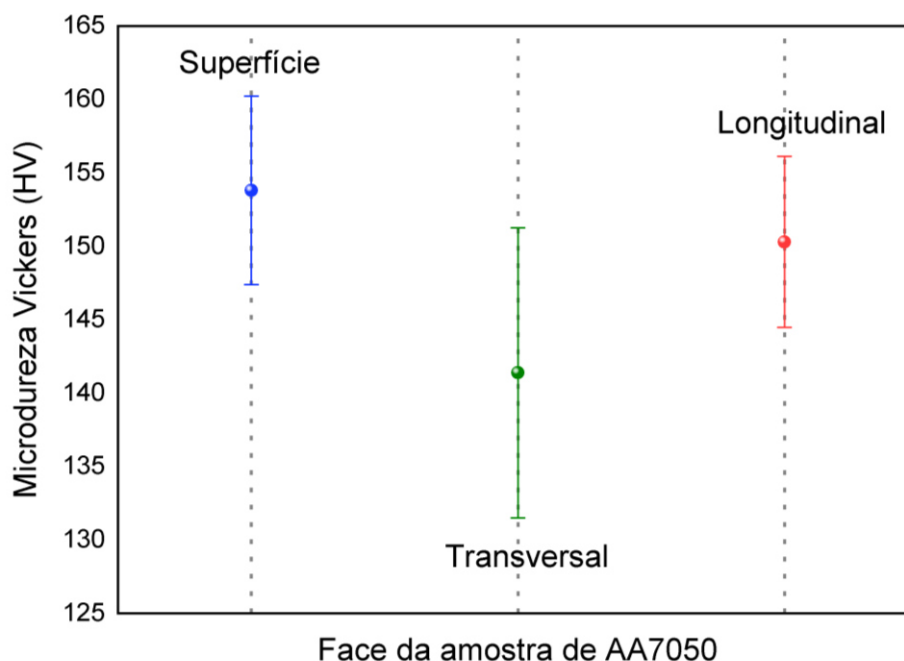
Tabela 13 – Microdurezas Vickers referentes às três faces de amostras de AA7050.

Medição	HV_{Transversal}	HV_{Superfície}	HV_{Longitudinal}
1 ^a	147,6	164,7	142,3
2 ^a	144,7	147,6	156,7
3 ^a	133,6	145,1	159,9
4 ^a	147,6	154,5	143,9
5 ^a	123,2	150,1	149,7
6 ^a	140,0	150,5	150,5
7 ^a	146,7	153,6	153,6
8 ^a	150,1	165,7	150,1
9 ^a	152,2	157,6	159,5
10 ^a	128,1	154,0	146,7
Média	141,4	153,8	150,3
Desvio padrão	9,9	6,4	5,8

Fonte: Arquivo pessoal.

Analisando as microdurezas médias expostas na Tabela 13, percebe-se que as faces superficial e longitudinal apresentam valores relativos a essa propriedade que são praticamente os mesmos. Além disso, em função do elevado desvio padrão obtido para as medidas de microdureza relacionadas à face transversal, considera-se que a propriedade mecânica, em questão, não permitiu a distinção clara das faces das amostras da liga AA7050. O gráfico da Figura 49 auxilia na compreensão dos argumentos propostos, por meio do acréscimo das barras de erro das medições de cada uma das faces.

Figura 49 – Microdurezas Vickers das faces de amostras da liga AA7050 e barras de erros associadas às medições.



Fonte: Arquivo pessoal.

Observando a Figura 49, apreende-se que as barras de erro das faces superficial e longitudinal estão contidas no limite superior do erro relativo à face transversal. Sendo assim, não se pode afirmar categoricamente que apenas os resultados de microdureza Vickers são suficientes para caracterizar a anisotropia do material. À luz da questão exposta, a teoria da conformação voltada para os materiais e, posteriormente, análises microestruturais da liga AA7050 serão confrontadas para a melhor compreensão das faces investigadas.

De acordo com a teoria da conformação, a direção longitudinal em relação à laminação tende a apresentar grãos mais alongados decorrentes da intensa deformação plástica do processo. Ademais, as altas taxas de deformação podem aumentar significativamente a densidade de discordâncias do material, provocando o fenômeno do encruamento. Cabe ressaltar um ponto: caso o processo de laminação seja realizado a quente, a recuperação dinâmica (formação de discordâncias poligonizadas de baixa energia), aliada à recuperação estática (aniquilação de discordâncias e rearranjo dessas em estados de menor energia) e à recristalização (nucleação e crescimento de novos grãos) diminuem o grau de encruamento (OLIVEIRA, 2009).

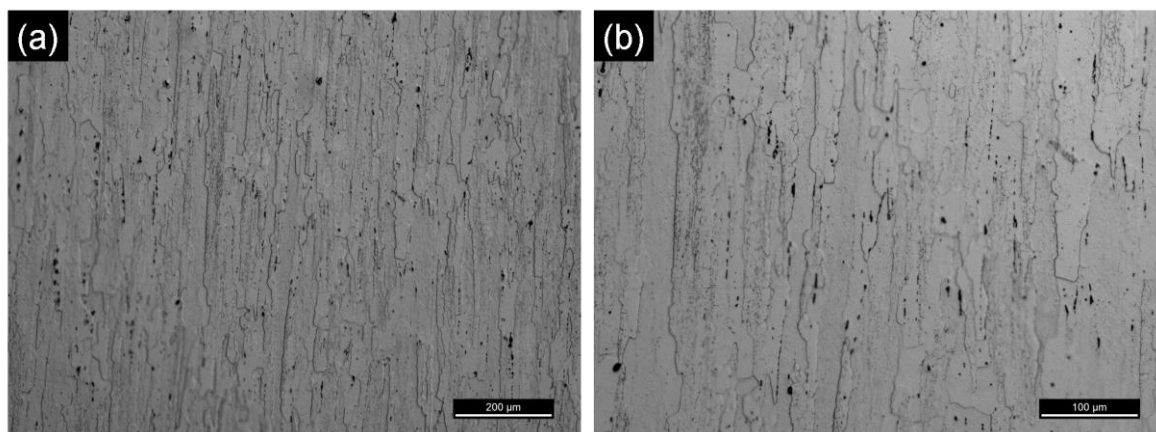
Entretanto, a discussão, em voga, não tem como cerne a laminação, em si, mas as consequências desse processo na morfologia dos grãos e, por conseguinte, na microdureza da liga AA7050. O fenômeno do encruamento que, comumente ocorre na face longitudinal à laminação, provoca um aumento considerável no número de discordâncias presentes no material (10^7 para 10^{12} discordâncias por cm^2 , em média) (REED-HILL, 1973). Nesse sentido, espera-se que os grãos dessa face sejam mais alongados e apresentem os maiores valores de microdureza. Embora a média aritmética da microdureza da face longitudinal não seja a maior, o seu desvio padrão foi o menor, o que indica menor dispersão dos resultados medidos nessa face, bem como maior quantidade de grãos representativos do valor médio encontrado (BUSSAB; MORETTIN, 2010). As Figuras 50 a 55 trazem as micrografias com 100 e 200 vezes de ampliação e o histograma referente aos tamanhos de grão das faces longitudinal, superficial e transversal, respectivamente.

A partir das micrografias com ampliação de 100 vezes, do *freeware ImageJ* (SCHNEIDER; RASBAND; ELICEIRI; 2012) e à luz da norma ASTM E1181 (2015) os histogramas relativos à distribuição dos tamanhos de grãos das três faces de uma amostra da liga AA7050 foram construídos. Analisando as porcentagens dominantes dos grãos da face longitudinal, percebe-se que a distribuição morfológica desta face é bimodal, em que se tem grãos mais finos (de 10 a 40 μm) e grãos mais grosseiros (de 80 a 90 μm). De maneira análoga, a face superficial também apresenta distribuição bimodal de grãos, isto é, há grãos mais finos (de 10 a 40 μm) e grãos mais grosseiros (de 50 a 60 μm). Por sua vez, a face transversal possui grãos finos dominantes (de 15 a 35 μm) e um intervalo de grãos mais grosseiros que se destacam (de 40 a 45 μm). Embora os intervalos de grãos finos predominantes nas faces longitudinal e superficial sejam os mesmos, os grãos mais grosseiros daquela apresentam um tamanho médio superior, o que se deve ao processo de laminação. Como já esperado, os grãos, na face transversal, são os menores, em função do alongamento, na face longitudinal à direção da laminação.

Uma vez que a textura dos grãos tende a influenciar os mecanismos de deformação, nos materiais metálicos, torna-se importante compreendê-la. A microestrutura característica de uma amostra laminada da liga AA7050 apresenta grãos alongados (tipo “panqueca”), na face longitudinal à laminação. Das micrografias da face longitudinal (Figura 50), apreende-se que os grãos mais

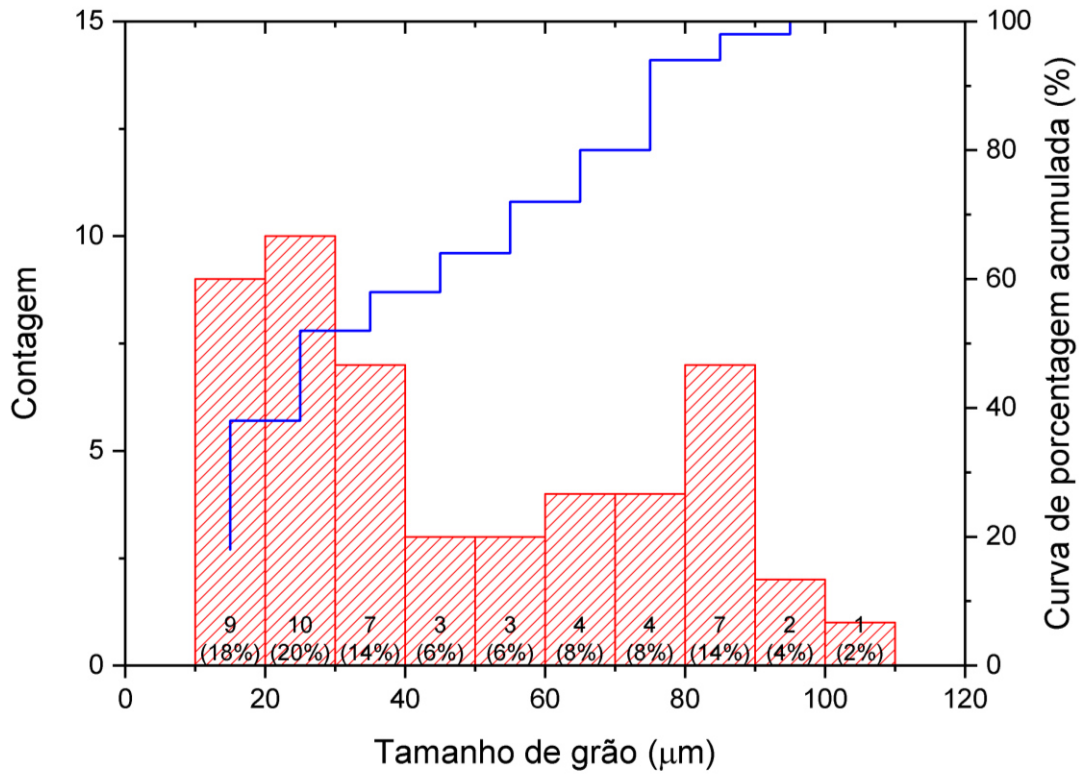
grosseiros se encontram distantes da superfície (no centro da amostra), enquanto os grãos mais finos localizam-se nas extremidades. A formação de bandas de deslizamento se dá preferencialmente no centro de uma amostra de um material metálico, onde as regiões que sofrem desvio encontram-se submetidas às tensões de cisalhamento macroscópicas máximas e os planos cristalográficos deformam-se com maior facilidade (LINS *et al.*, 2009). Para o caso da face longitudinal do corpo de prova da liga AA7050, os grãos que se encontram no centro são os maiores, os quais devem estar diretamente relacionados à presença das bandas de escorregamento e, conseqüentemente, ao processo de encruamento decorrente do acúmulo de deformação plástica localizada. Nesse sentido, os maiores valores de microdureza determinados para a face longitudinal são explicados em função de seus maiores grãos centrais, os quais são propícios à nucleação das bandas de escorregamento e, por conseguinte, à intensificação do encruamento. As micrografias das seções longitudinal e transversal de uma amostra laminada da liga AA7050-T7451 apresentadas, na Figura 56, são do trabalho de Chang *et al.* (1998). Elas estão em conformidade com aquelas exibidas neste trabalho; ademais, as discussões realizadas pelos autores do trabalho citado são convergentes às propostas. Vale a pena comentar que os pontos mais escuros nas micrografias podem estar relacionados à presença de precipitados maiores (e.g.: $MgAl_2$, $MgCuAl$ etc.) que se depositaram nos contornos de grão. Nota-se que o alongamento das partículas mais escuras acompanha o sentido dos grãos, o que exclui a possibilidade de serem inclusões exógenas advindas da preparação metalográfica.

Figura 50 – Micrografias ópticas da face longitudinal de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes.



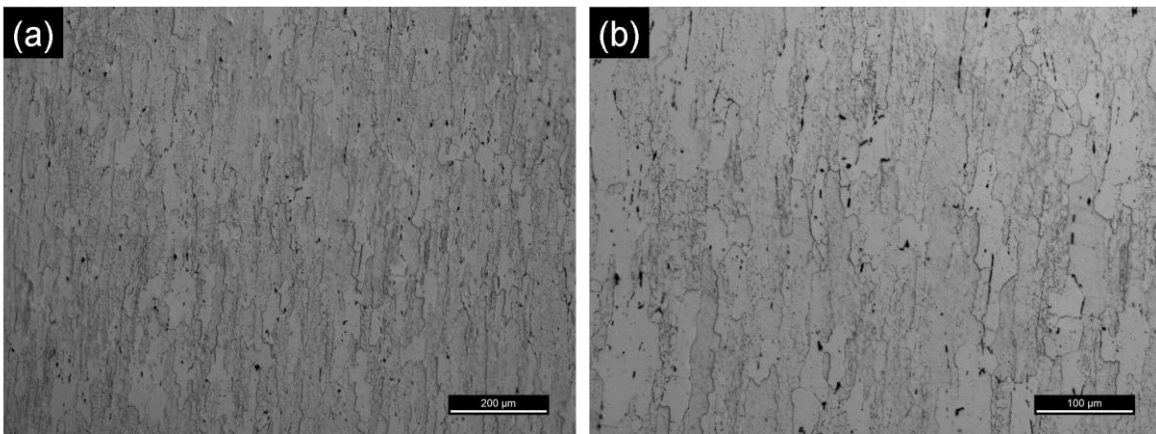
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 51 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face longitudinal de uma amostra da liga AA7050.



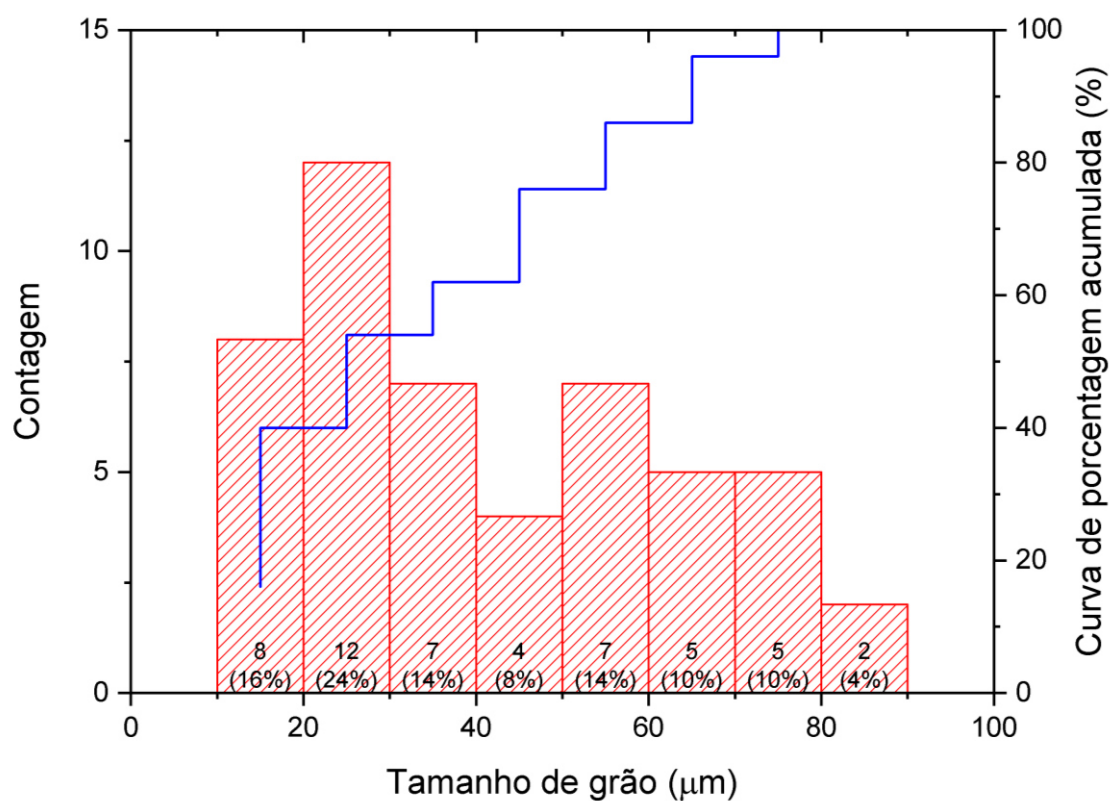
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 52 – Micrografias ópticas da face superficial de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes.



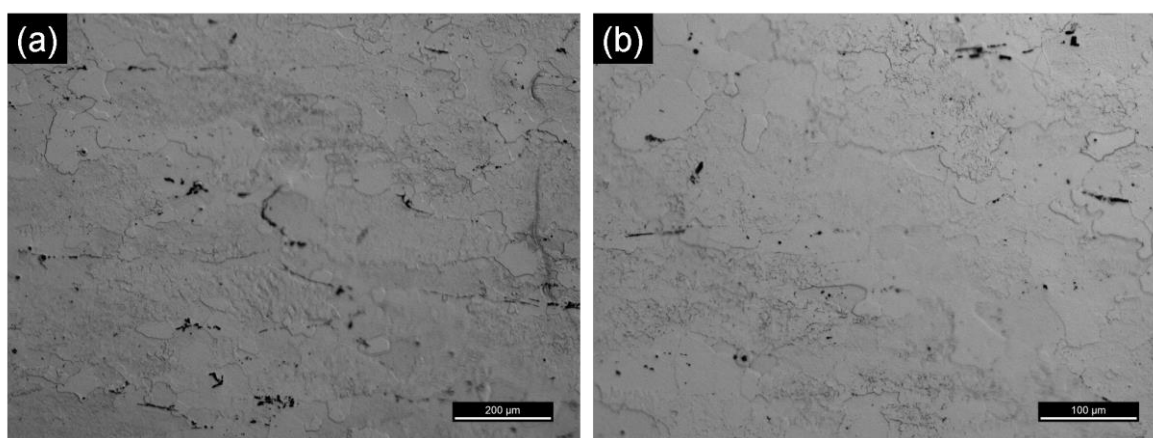
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 53 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face superficial de uma amostra da liga AA7050.



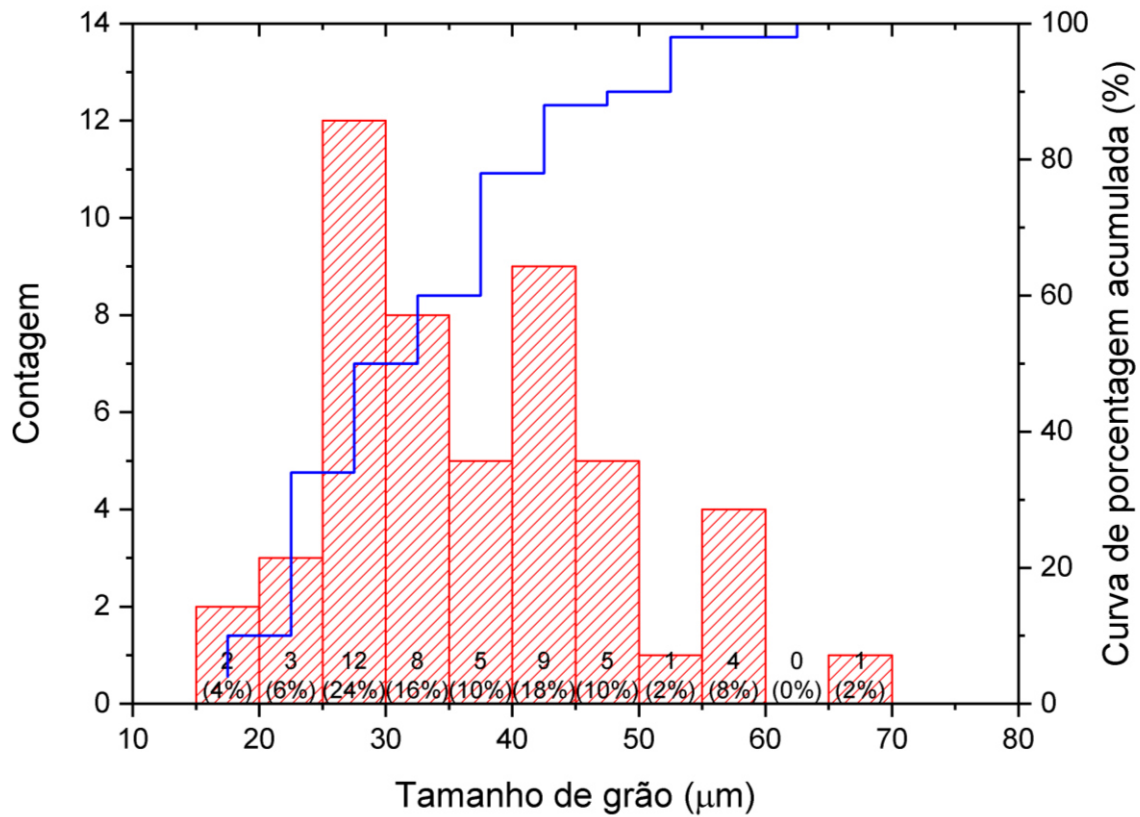
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 54 – Micrografias ópticas da face transversal de uma amostra da liga AA7050 atacada com o reagente Keller (10 s) com ampliação de (a) 100 e (b) 200 vezes.



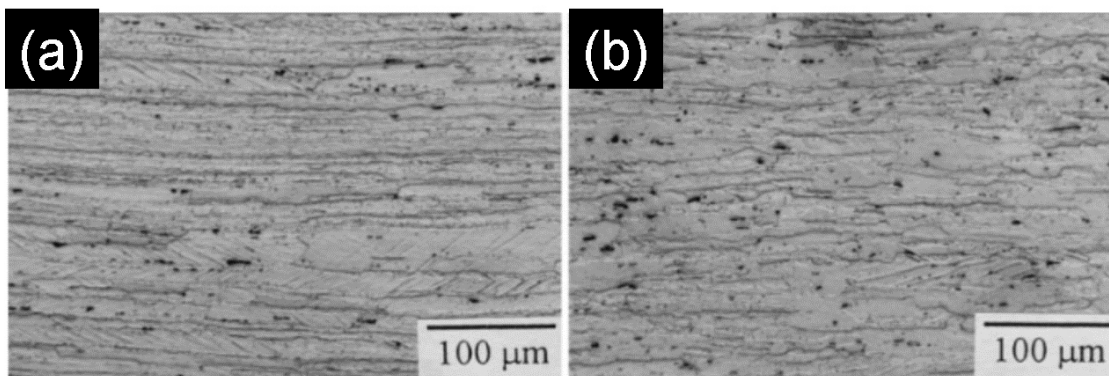
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 55 – Histograma e curva de porcentagem acumulada dos tamanhos de grão da face transversal de uma amostra da liga AA7050.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 56 – Micrografias das faces (a) transversal e (b) longitudinal de uma amostra da liga AA7050.



Fonte: (Adaptada de CHANG *et al.*, 1998).

4.2 ESTUDO DAS CONDIÇÕES DO TRATAMENTO TÉRMICO

Visando à determinação da condição mais favorável à microdureza da liga AA7050, amostras desse material foram submetidas a nove combinações de tempo de envelhecimento interrompido (T6I4), as quais já foram detalhadas na metodologia deste trabalho.

O método estatístico utilizado para analisar as microdurezas das amostras tratadas e, assim definir, a melhor condição de tratamento foi do tipo análise da Variância (ANOVA), com grau de significância de 5%. A microdureza Vickers das amostras da liga de alumínio 7050, escolhida como variável resposta do experimento, foi aferida 10 vezes, em pontos aleatórios de uma mesma superfície. As duas etapas do tratamento T6I4 serviram como os dois fatores de análise (primeira etapa – fator “A” e segunda etapa – fator “B”). Cada fator tinha três níveis: para a primeira etapa, 15, 30 e 60 minutos foram os níveis baixo (1), médio (2) e alto (3), respectivamente; já para a segunda etapa, 24, 48 e 72 horas foram os níveis baixo (1), médio (2) e alto (3), respectivamente.

A avaliação dos ruídos envolvidos no processo foi feita através da metodologia Taguchi com grau de significância de 5% (KACKAR, 1985).

Nas Tabelas 14 e 15, são exibidos os cálculos estatísticos da análise de variância (ANOVA) relativos à influência dos fatores “A” e “B” na microdureza das amostras e à contribuição dos ruídos associados a esses fatores, respectivamente.

Tabela 14 – Resultados obtidos a partir da análise da variância da influência dos fatores “A” e “B” na microdureza Vickers das amostras de AA7050/T6I4.

Fonte de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	Valor de F
A	65,09	2	32,54	2,52
B	165,95	2	82,97	6,42
Erro	51,70	4	12,93	-

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 15 – Resultados obtidos a partir da análise da variância da influência de ruídos nos fatores “A” e “B” na microdureza Vickers das amostras de AA7050/T6I4.

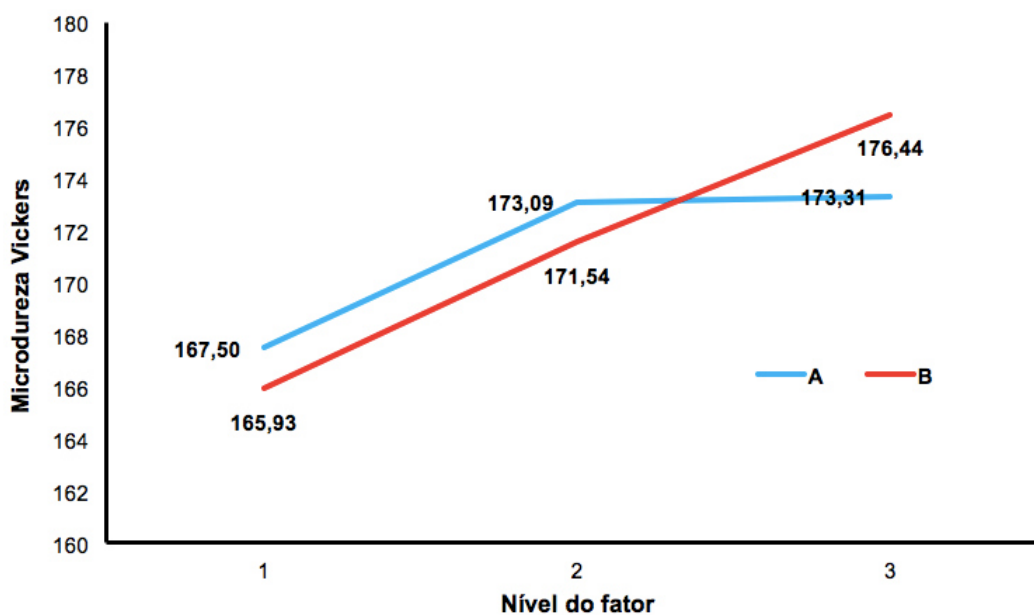
Fonte de variação	Soma dos quadrados	Graus de liberdade	Quadrado médio	Valor de F
A	0,10	2	0,05	0,67
B	0,62	2	0,31	4,23
Erro	0,29	4	0,07	-

Fonte: Arquivo pessoal.

Para o experimento em questão, o valor crítico de $F_{5\%} = 6,94$. A partir da comparação entre os valores calculados para F e o $F_{5\%}$, percebe-se que o fator mais influente na microdureza das amostras é o “B”, isto é, a segunda etapa do tratamento térmico de envelhecimento interrompido. Além disso, nota-se que os ruídos associados ao fator determinante (“B”) não foram significativos no processo, já que o valor de F calculado é 39% menor do que o F crítico.

A combinação entre os tempos da primeira e da segunda etapa de envelhecimento que maximizava a dureza das amostras da liga AA7050 foi determinada graficamente, através da Figura 57.

Figura 57 – Média dos fatores em cada um dos níveis para as microdurezas Vickers das amostras.



Fonte: Arquivo pessoal.

A partir da análise da Figura 57, percebe-se que os melhores níveis para o fator “A” são o segundo e o terceiro. Como os resultados de microdureza obtidos foram praticamente os mesmos ($173,09 \pm 6,82$ HV e $173,31 \pm 5,96$ HV), escolheu-se o nível “2”, uma vez que o tempo do tratamento térmico seria diminuído em 30 minutos se comparado ao do nível “3”. Já para o fator “B”, percebe-se que o maior resultado de microdureza foi obtido com o nível “3”. Por isso, a melhor combinação de tempo da primeira e segunda etapas do tratamento de envelhecimento interrompido é: primeira etapa: 30 minutos (A-2); segunda etapa: 72 horas (B-3).

Jacumasso *et al.* (2019) compararam a microestrutura da liga de alumínio 7050 submetida aos tratamentos térmicos T7451, T6I4 (primeira etapa: 30 minutos; segunda etapa: 24 horas) e T6. Neste estudo, os autores notaram que as amostras tratadas por envelhecimento interrompido apresentaram maior fração volumétrica das fases η' e T, as quais estão associadas à nucleação de precipitados endurecedores. Esta hipótese foi confirmada pelos autores através de uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de transmissão, em que se pôde visualizar regiões do tipo GP(2). O resultado de Jacumasso *et al.* (2019) corrobora os valores de microdureza obtidos neste trabalho, já que a microdureza da liga AA7050 tratada em todas as condições propostas para o envelhecimento interrompido aumentou em relação à da liga na condição recebida (face superficial: $153,8 \pm 6,4$ HV).

De acordo com Dupasquier *et al.* (2004), a partir de um certo tempo de tratamento térmico, os efeitos propiciados pela primeira etapa de envelhecimento nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio tornam-se menos pronunciados. Verifica-se, na Figura 57, que a partir de 30 minutos, a dureza da liga 7050 não sofreu alterações ao se aumentar o tempo de tratamento para 60 minutos, o que está de acordo com a referência supracitada.

Assim como reportado por Dupasquier *et al.* (2004), Risanti *et al.* (2009) e Lumley, Polmear e Morton (2004), a dureza das ligas de alumínio tende a aumentar com o aumento do tempo da segunda etapa de envelhecimento. Isso ocorre em função da presença de precipitados endurecedores como as fases η' e T, que provocam distorções no reticulado, dificultando a locomoção de defeitos. As regiões distorcidas da rede cristalina apresentam partículas de segunda fase e átomos da matriz interagindo coerentemente e devido a esta interação a liga é endurecida. Entretanto, a partir de um certo tempo de envelhecimento, atinge-se uma condição

de superenvelhecimento, em que as interfaces deixam de ser coerentes e, por isso, as discordâncias conseguem se mover com maior facilidade. A explicação para esse fenômeno é baseada no envelhecimento de Ostwald e no efeito Gibbs-Thomson. O primeiro processo ocorre quando átomos de soluto migram de precipitados menores em direção aos maiores, provocando engrossamento. À medida que os precipitados engrossam, a energia livre interfacial aumenta (efeito de Gibbs-Thomson). Naturalmente, os átomos da matriz já exercem pressão sobre as partículas dos precipitados. No entanto, quando ocorre o engrossamento, a pressão nas interfaces aumenta e, assim, as condições termodinâmicas do sistema em equilíbrio são afetadas, o que deteriora as propriedades do material (PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017).

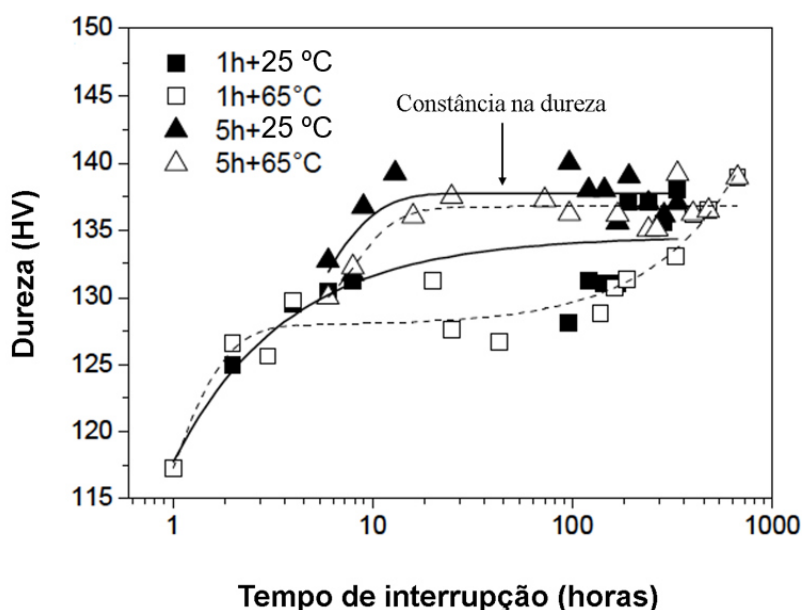
A concentração de vacâncias no retículo cristalino das ligas de alumínio das séries 2xxx, 6xxx e 7xxx endurecidas por T6I4 é um parâmetro fundamental para a compreensão dos efeitos proporcionados pela segunda etapa de envelhecimento. Quando o material é submetido ao resfriamento abrupto (*quenching*), após a solubilização, a concentração de vacâncias, na rede, aumenta consideravelmente, já que o tempo disponível para a acomodação dos átomos em suas posições iniciais é extremamente breve. Para reduzir a excessiva concentração de vacâncias decorrentes do processo de solubilização, através do rearranjo dos átomos, na matriz da liga, a primeira etapa do tratamento T6I4 é realizada, por tempos curtos, em temperaturas relativamente altas (*e.g.* 130 a 160 °C). Prolongando-se o tempo da primeira etapa de envelhecimento de 30 para 60 minutos, verificou-se que a dureza das amostras se manteve constante, o que pode estar associado à eliminação significativa dos sítios vacantes e, conseqüentemente, ao comprometimento da segunda etapa do tratamento térmico.

Na segunda etapa do envelhecimento interrompido, é importante que as vacâncias estejam presentes, já que o soluto se movimenta pela matriz principalmente com o auxílio dos sítios vagos (DUPASQUIER *et al.*, 2004). Portanto, propõe-se que ao aumentar o tempo da segunda etapa de tratamento térmico, aumentar-se-á a taxa de difusão das vacâncias, pois seu movimento pode ser classificado como não-estacionário (BREGOLIN, 2008). Entretanto, a partir de um determinado instante, as vacâncias já adquiriram seu máximo grau de mobilidade e, assim sendo, os efeitos difusivos do soluto não resultam em mudanças significativas na dureza da liga, conforme destaca-se com uma seta na

curva referente à dureza da liga AA2024 em função do tempo da segunda etapa de envelhecimento, na Figura 58, que foi adaptada do trabalho de Risanti *et al.* (2009).

Cabe, ainda, justificar o fato de as temperaturas dos estágios de envelhecimento terem sido mantidas constantes (145 e 65 °C). A precipitação secundária nas ligas Al – Zn ocorre, pois em seu respectivo diagrama de fases há solubilidade apreciável entre esses elementos e a curva *solvus* é decrescente em função da diminuição da temperatura (PORTER; EASTERLING, 2009; SANTOS, 2017), conforme mostrado na Figura 3. Dessa forma, a temperatura de 145 °C foi utilizada para a primeira etapa, pois ela se encontra na faixa de temperaturas (130 a 160 °C) em que as fases (zonas GP) que geram precipitados endurecedores se formam (LUMLEY; POLMEAR; MORTON, 2004). Além disso, a diminuição da temperatura do primeiro para o segundo estágio promove a precipitação de microconstituintes endurecedores, os quais, para as ligas da série 7xxx, atuam mais efetivamente no bloqueio das discordâncias em temperaturas próximas de 65 °C, o que foi determinado via calorimetria exploratória diferencial (DSC) por Lumley, Polmeare e Morton (2004). Esses autores verificaram que a dureza da liga AA7075 submetida ao T6I4 – 130/65 °C foi próxima de 223 HV, valor este que é superior à dureza da liga submetida apenas ao T6 (197 HV).

Figura 58 – Curva de dureza Vickers para a liga AA2024 em função do tempo da segunda etapa de envelhecimento.



Fonte: (Adaptada de RISANTI *et al.*, 2009).

4.3 ESTUDO DA ORIENTAÇÃO DO ENTALHE CHEVRON

Sabe-se que a nucleação de uma trinca, em um material metálico, ocorre preferencialmente em sua superfície (DOWLING, 2012). Termodinamicamente abordados, os processos de nucleação e crescimento de uma trinca ocorrem espontaneamente na superfície, pois seus átomos não estão cercados pela mesma quantidade de “vizinhos” que os átomos do interior. Conseqüentemente, a energia livre da superfície é maior, o que facilita a ruptura das ligações químicas interatômicas e propicia a criação de novas superfícies de trinca (ANDERSON, 2005; SHI, 2009). Além disso, geralmente, por apresentar maior dureza, menor ductilidade, defeitos remanescentes de processos de usinagem e conformação e pelo aparecimento de severas tensões normais de tração, resultantes da combinação dos efeitos do carregamento, a superfície de uma amostra tende a reunir as condições mais favoráveis para o aparecimento de uma trinca. Embora seja menos frequente, o interior de um corpo de prova pode também nuclear uma trinca, quando por exemplo, há inclusões e poros que atuam como concentradores de tensão.

Com o intuito de confeccionar os entalhes em “V” partindo-se da superfície em direção ao interior dos corpos de prova, as durezas Rockwell (HRB) dessas faces foram convertidas em durezas Vickers (HV) e, posteriormente analisadas estatisticamente. A conversão entre as durezas foi feita através de dados fornecidos pelo próprio fabricante do durômetro (Mitutoyo). A investigação das faces foi conduzida por um teste de hipóteses com médias de populações distintas para dados não pareados. Considerou-se a face mais dura (maior média) como sendo a superfície (S) e a menos dura (menor média) como o interior (I). Sob o nível de significância de 1%, o intuito era verificar se as médias de S (μ_S) e I (μ_I) divergiam e, para tanto, propuseram-se as hipóteses, mostradas na equação (45).

$$\begin{cases} H_0: \mu_S - \mu_I = 0 \\ H_1: \mu_S - \mu_I > 0 \end{cases} \quad (45)$$

A hipótese H_0 será rejeitada se a equação (46) for obedecida.

$$t_{n_S+n_I-1,1\%} < \frac{\mu_S - \mu_I}{\sqrt{\frac{s_S^2}{n_S} + \frac{s_I^2}{n_I}}} \quad (46)$$

em que, $t_{n_S+n_I-1,1\%}$ representa o valor crítico da distribuição t de Student em função dos graus de liberdade ($n_S + n_I - 1$) e do nível de significância; μ_S e μ_I são as médias da superfície e do interior, respectivamente; s_S^2 e s_I^2 são as variâncias da superfície e do interior, respectivamente; e $n_S + n_I$ são os tamanhos das amostras (número de medições da dureza) da superfície e do interior, respectivamente.

Os 30 valores de dureza Vickers aferidos, aleatoriamente, na superfície e no interior do bloco base, a partir do qual foram retirados os corpos de prova da liga AA7050 são mostrados na Tabela 16.

Tabela 16 – Durezas Vickers da superfície e do interior do bloco base da liga AA7050.

Número da medição	Superfície (S)	Interior (I)
n	HV	HV
1	163,8	148,0
2	166,4	170,4
3	167,2	164,4
4	163,6	154,8
5	167,2	159,2
6	168,4	161,2
7	166,0	159,2
8	165,6	170,0
9	164,4	147,2
10	164,8	165,2
11	169,6	153,0
12	168,2	141,4
13	172,0	158,4
14	165,6	162,0
15	169,0	172,0
μ	166,8	159,1
s^2	5,5	80,4

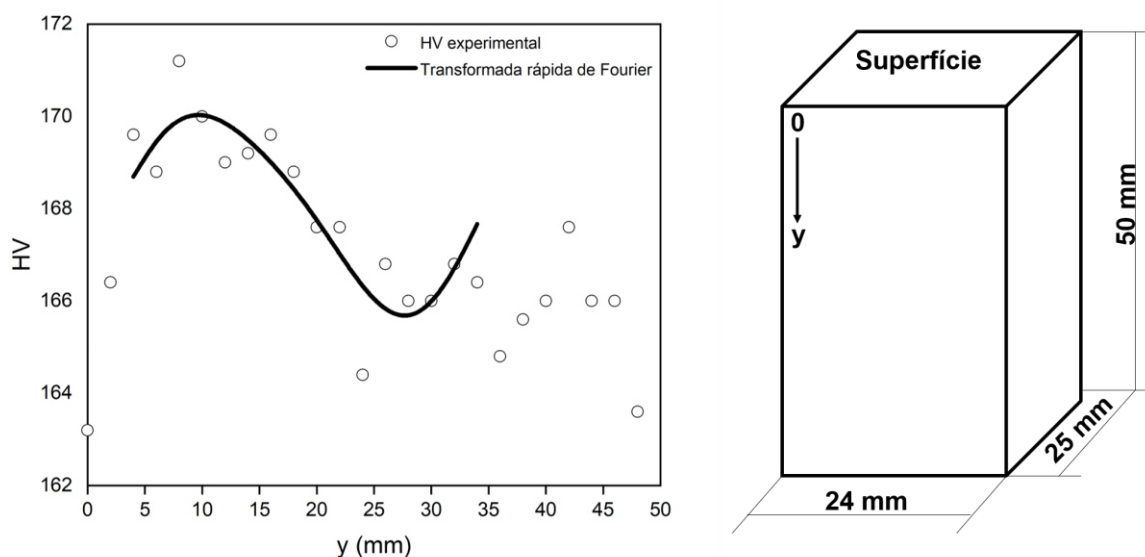
Fonte: Arquivo pessoal.

À luz dos dados exibidos na Tabela 16, verificou-se que a equação (46) é satisfeita, uma vez que $2,756$ (BUSSAB; MORETTIN, 2010) $< 3,215$, ou seja, a hipótese H_0 foi rejeitada. Logo, ao nível de 1% de significância, a dureza média da superfície é realmente maior do que a dureza média do interior.

As amostras destinadas aos ensaios de tenacidade à fratura foram devidamente identificadas com base no critério definido acima. Previamente à fabricação dos corpos de prova, realizou-se um estudo da variação da dureza em função da espessura das faces de 24 mm (largura) e 25 mm (comprimento). Optou-se pela confecção do entalhe partindo-se da superfície, paralelamente à face mais dura e com o menor gradiente de dureza ao longo da espessura (y). Tais características podem aumentar a tenacidade à fratura do material, pois a trinca, ao longo do plano do entalhe, percorreria uma microestrutura mais uniforme, o que, conseqüentemente, estaria associado à menor variação de dureza. As Figuras 59 e 60 mostram os valores de dureza aferidos ao longo das faces de 24 mm e 25 mm, respectivamente. A tendência dos pontos experimentais foi traçada através da transformada rápida de Fourier (FFT), a partir da qual uma função $f(x)$ pode ser decomposta em uma série de funções seno e cosseno (RAPUANO; HARRIS, 2007).

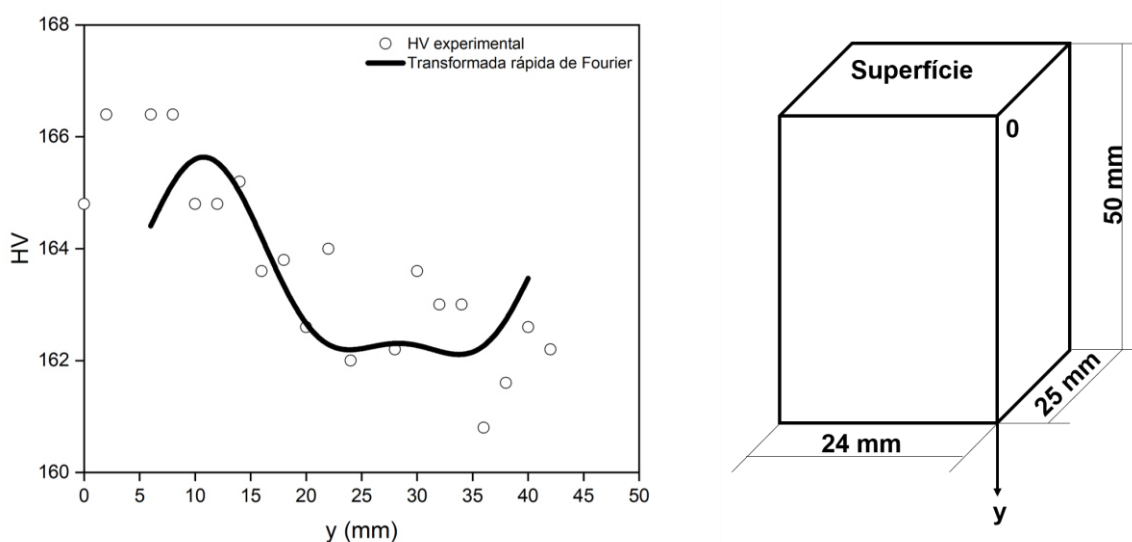
Analisando os gráficos das Figuras 59 e 60, percebe-se que os maiores valores de dureza ocorreram na face de 24 mm. Além disso, a amplitude de pico a pico das funções trigonométricas propostas (variação da dureza) foi praticamente a mesma para as duas faces ($\pm 4HV$). Em função dos resultados obtidos, assumiu-se a hipótese de que a confecção do entalhe paralelamente à face de 24 mm seria benéfica à tenacidade à fratura dos corpos de prova da liga AA7050. Como reportado por Lai e Ferguson (1985), as ligas de alumínio da série 7xxx fundidas não apresentam diferenças significativas na tenacidade à fratura em função da orientação em que a amostra é confeccionada. Por exemplo, no estudo citado, a tenacidade à fratura da liga AA7075-T6 fundida, determinada pela norma ASTM E399 (2009), variou, no máximo, $\pm 2,71 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$, entre as três configurações de CP escolhidas (T-S, L-S e S-T). Todavia, os autores afirmam que as diferenças nos valores de tenacidade à fratura e na morfologia da fratura seriam significativas, dependendo da orientação adotada para os corpos de prova de ligas de alumínio laminadas, como é o caso deste trabalho.

Figura 59 – Variação da dureza Vickers ao longo da face de 24 mm.



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 60 – Variação da dureza Vickers ao longo da face de 25 mm.



Fonte: Arquivo pessoal.

É importante ressaltar que os efeitos microestruturais do tratamento térmico de solubilização e precipitação também podem alterar a tenacidade à fratura da liga AA7050 consideravelmente. A principal fase que contribui com o endurecimento de ligas da série 7xxx é a η' , que é formada a partir da solubilização e do envelhecimento. O controle do tamanho e da densidade dos precipitados dessa fase afeta diretamente as propriedades mecânicas das ligas de alumínio

(MAGALHÃES; HUPALO; CINTHO, 2014). Assim sendo, no presente trabalho, a comparação entre os valores de tenacidade à fratura da liga AA7050 em seu estado recebido (T7451) e termicamente tratada (T614) será fundamentada nas prováveis diferenças microestruturais entre as amostras, nas condições citadas. Em outras palavras, todos os corpos de prova tiveram a confecção de seu entalhe em “V” padronizada, isto é, partindo, paralelamente à face de 24 mm, da superfície para o interior. Dessa forma, a padronização do entalhe em “V” eliminou uma variável de processo que poderia dispersar as discussões a respeito da tenacidade à fratura e, concomitantemente, atribuiu figura de mérito aos tratamentos térmicos, na avaliação dessa propriedade. De acordo com o código empregado para laminados planos, os corpos de prova Chevron foram confeccionados com a orientação L-S, ou seja, a direção normal ao plano da trinca é a longitudinal e o sentido de provável crescimento da trinca é o da transversal curta (em relação à textura deixada pela laminação).

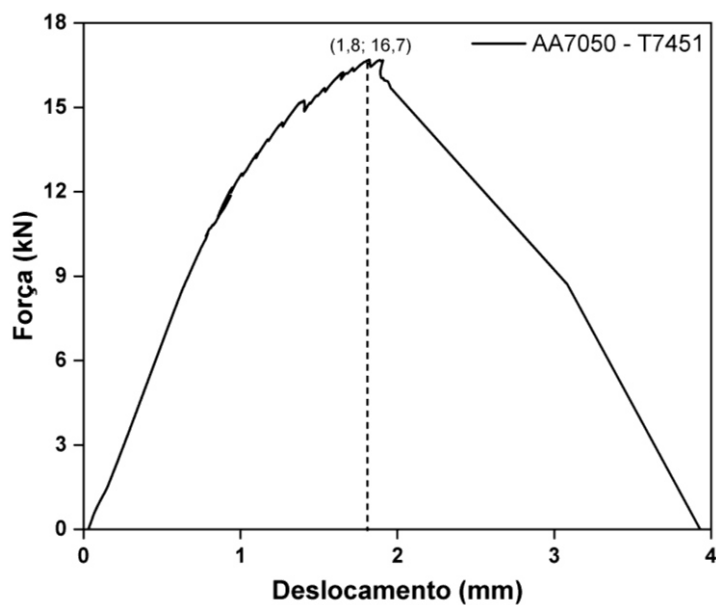
4.4 AVALIAÇÃO DA METODOLOGIA EMPREGADA NO ENSAIO CHEVRON

Para investigar o comportamento mecânico da liga AA7050, em seu estado fornecido (T7451), quando submetida ao ensaio de tenacidade à fratura pela metodologia Chevron, foram realizados dois testes iniciais: o primeiro, sob carregamento monotônico, e o segundo, sob carregamento cíclico (na presença de carregamentos e descarregamentos). Nas Figuras 61 e 62, são exibidas as curvas de carga (kN), em função do deslocamento (mm), das condições monotônica e cíclica, respectivamente.

A partir das Figuras 61 e 62, percebe-se que a carga máxima atingida, no ensaio monotônico, foi próxima de $(16,7 \pm 0,5)$ kN, enquanto que, no ensaio cíclico, a carga máxima foi de aproximadamente $(15,6 \pm 0,5)$ kN. Os valores determinados para a carga máxima através das duas metodologias de ensaio não diferem significativamente. Por outro lado, ao analisar os deslocamentos das trincas nos dos corpos de prova até o último ponto coletado, em cada um dos ensaios, percebeu-se que eles diferiram consideravelmente. Entretanto, ao final dos testes monotônico e cíclico, após atingir, aproximadamente, 1,9 mm e 3,4 mm, a falha foi iminente: bastaram-se poucos segundos para que o CP fosse fraturado em duas partes. Logo, os deslocamentos totais das trincas, nos corpos de prova submetidos

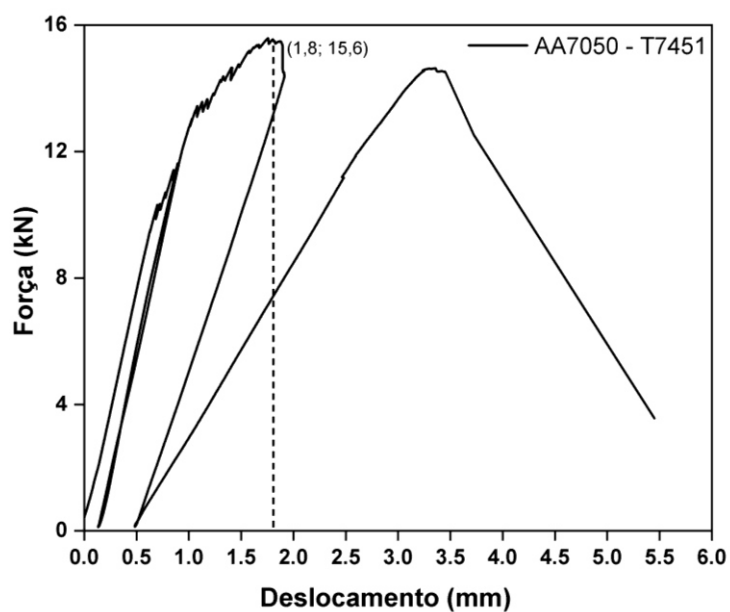
aos dois métodos divergiram, mesmo quando se desprezou o trecho dos ensaios em que a propagação da trinca foi extremamente instável e, conseqüentemente, resultou no colapso das amostras.

Figura 61 – Curva força vs. deslocamento construída a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T7451.



Fonte: Arquivo pessoal.

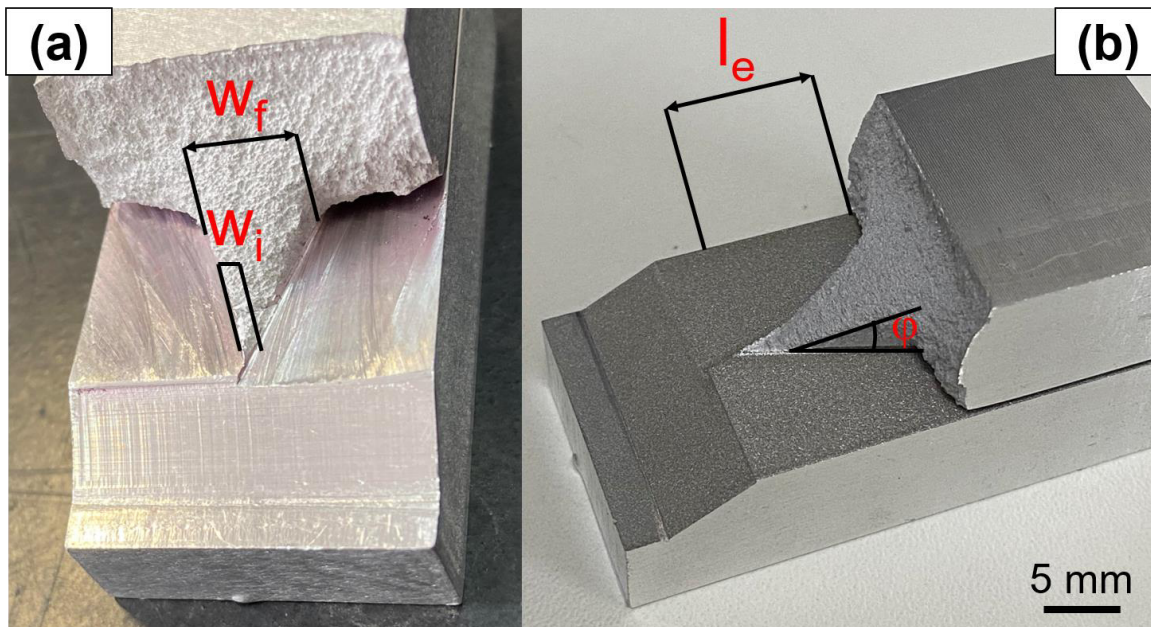
Figura 62 – Curva força vs. deslocamento construída a partir do ensaio cíclico da liga AA7050-T7451.



Fonte: Arquivo pessoal.

Quatro parâmetros relativos à superfície de fratura das amostras ensaiadas pelas duas metodologias testadas foram avaliados: o ângulo entre as superfícies de propagação estável e instável (φ), o comprimento de propagação estável (l_e), a largura no início da propagação (w_i) e a largura no final da propagação estável (w_f) da trinca. A Figura 63 traz as superfícies de fratura das amostras submetidas aos ensaios monotônico (a) e cíclico (b), respectivamente, enquanto, na Tabela 17, são mostrados os valores dos parâmetros descritos acima.

Figura 63 – Superfícies de fratura devidamente indicadas das amostras submetidas aos ensaios (a) monotônico e (b) cíclico.



Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 17 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas de amostras da liga AA7050/T7451.

Ensaio	φ (°)	l_e (mm)	w_i (mm)	w_f (mm)
Monotônico	38,90	3,45	2,92	7,59
Cíclico	30,67	3,94	3,50	8,69

Fonte: Arquivo pessoal.

Observando os dados da Tabela 17, apreende-se que o plano de propagação da trinca é alterado de maneira mais “suave”, no ensaio cíclico, pois o ângulo entre as superfícies de propagação estável e instável é menor. Por conseguinte, a

distância percorrida pela trinca até a “escalada” é maior e as larguras, no início e no final do processo de propagação estável, também são maiores.

Durante o processo de carregamento cíclico, um material apresenta mudanças microestruturais constantes, decorrentes dos processos de amolecimento e endurecimento cíclicos. Em um estudo recentemente publicado, Branco *et al.* (2020) reportaram que, quando submetidas ao ensaio de fadiga de baixo ciclo e na ausência de pré-carga (razão de carregamento, $R = -1$; taxa de deformação constante, $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ e forma de onda senoidal), amostras da liga AA7050-T6 apresentaram um comportamento de amolecimento cíclico predominante. Os pesquisadores propuseram, analisando micrografias obtidas via microscopia eletrônica de transmissão, que as discordâncias tendem a se propagar a partir dos contornos de grão do material, provocando o cisalhamento de precipitados, o que promove amolecimento.

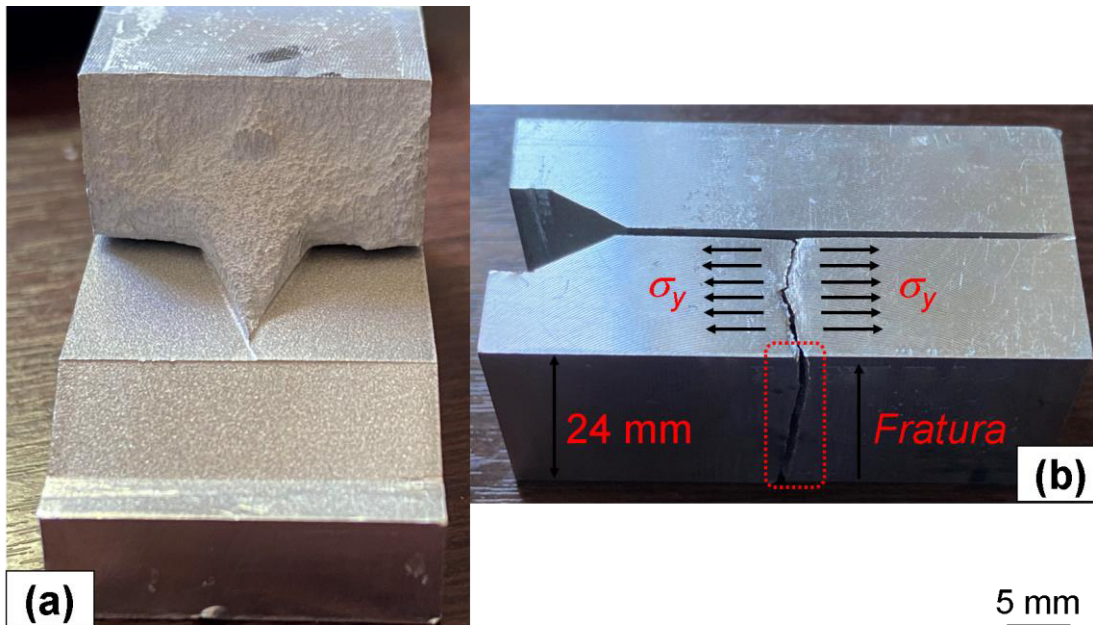
Comparando os resultados deste trabalho com os de Branco *et al.* (2020), sugere-se que, no ensaio cíclico para determinação da tenacidade à fratura realizado, o crescimento da trinca pode ter sido influenciado pelo fenômeno de amolecimento. Ao analisar os parâmetros geométricos da Tabela 17, notam-se maiores dimensões associadas à trinca gerada a partir do carregamento cíclico; isso, porque o cisalhamento de precipitados, nos contornos de grão, em função do processo de amolecimento, pode ter uma relação direta com a maior propagação da trinca e com o seu alargamento: à medida que as partículas de segunda fase são cisalhadas, há menos “barreiras” para bloquear a nucleação e o crescimento de microtrincas, as quais começam a se mover e se tornar cada vez maiores. No entanto, para que a discussão proposta seja, de fato, embasada, seriam necessárias análises microestruturais, as quais se pretende realizar futuramente.

Na Figura 64(a), apresenta-se uma foto da superfície de fratura da amostra submetida ao carregamento monotônico. Embora os aspectos geométricos dos corpos de prova fraturados tenham sido diferentes, as duas superfícies apresentam características semelhantes com relação ao modo de fratura. Percebe-se, nos dois casos, a partir da análise de aspectos macroscópicos que o mecanismo de fratura dúctil se faz majoritariamente presente, uma vez que a superfície não é lisa, mas irregular e fibrosa e é fosca, (a formação de microcavidades ou “microvazios” – *dimples* – torna a reflexão da luz mais difusa, dentro da cavidade mais profunda,

aumentando sua absorção e atenuando o brilho de sua reflexão, de acordo com o princípio de Huygens) (TROVATO NETO, 2019).

A fratura dos corpos de prova da liga AA7050, em função de sua considerável espessura, seguiu o regime de deformação plana. Para amostras espessas, há uma constrição geométrica que limita a deformação, em z , ($\varepsilon_z \cong 0$), o que origina uma tensão normal nesta mesma direção (σ_z). A tensão, em z , provoca o aumento da tensão na direção y (σ_y), o que reduz o tamanho da zona plástica e faz com que a fratura ocorra perpendicularmente à largura, como se mostra na Figura 64(b) (DOWLING, 2012).

Figura 64 – (a) Superfície de fratura de uma amostra submetida a carregamento monotônico e (b) perfil do corpo de prova indicando fratura perpendicular à largura.



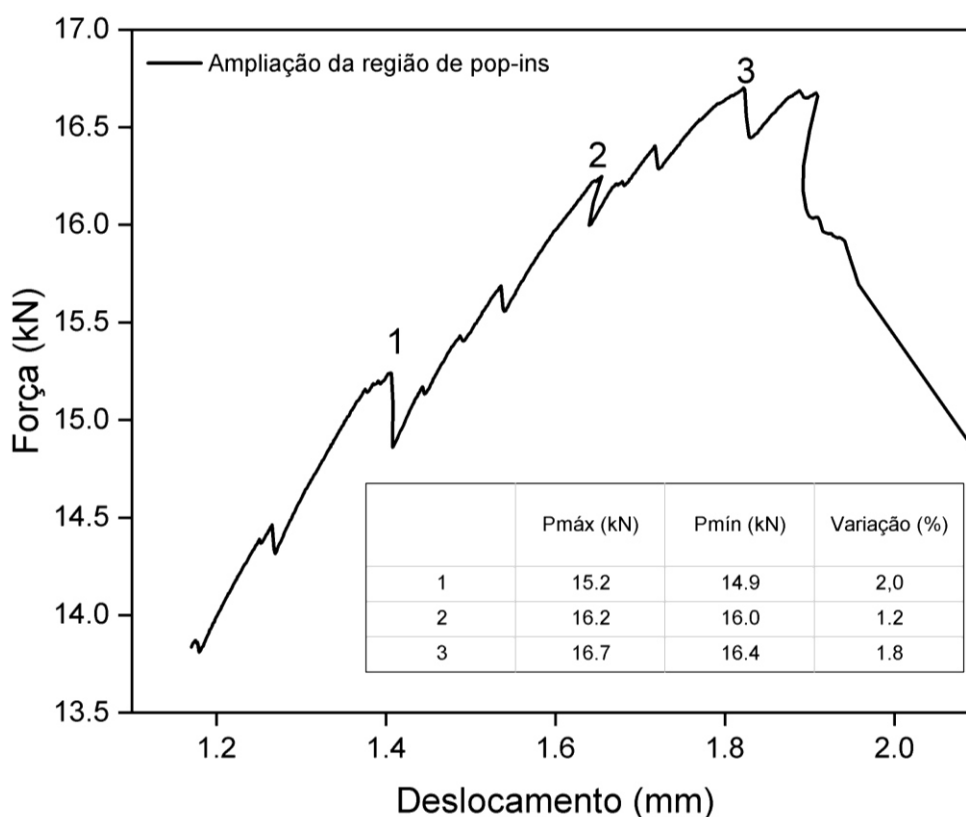
Fonte: Arquivo pessoal.

Com o intuito de padronizar os ensaios de tenacidade à fratura pelo método Chevron, as condições monotônica e cíclica foram avaliadas. Segundo a norma ASTM E1304-97 (2020), é possível determinar a tenacidade à fratura de materiais metálicos através da carga máxima atingida durante o carregamento (K_{IVM}). Essa metodologia é útil por dois motivos: primeiramente, porque dispensa a necessidade de ciclos de carregamento e descarregamento durante o ensaio, o que para a liga AA7050 é interessante, uma vez que a fratura do CP ensaiado ciclicamente ocorreu de maneira inesperada, previamente ao terceiro ciclo de

carregamento/descarregamento, como recomenda a norma (vide Figura 62); em segundo lugar, para materiais com comportamento suave de propagação da trinca, a carga máxima do ensaio é assumida como aquela que produz uma trinca de tamanho crítico, sendo, portanto, muito próxima à que se considera no cálculo de K_{Iv} .

A validação da abordagem proposta no parágrafo anterior depende do comportamento da liga AA7050 quanto à propagação de uma trinca. Para que um material apresente regime de propagação suave de trinca, é necessário que as quedas de carga sejam inferiores a 5% em relação ao ponto de partida (ponto de máximo local). Assim sendo, na Figura 65, são mostradas as maiores variações percentuais de carga na região de pop-ins. Percebe-se que as três maiores quedas de carga apresentam variação percentual inferior a 5%, evidenciando assim o comportamento de propagação suave de trinca da liga AA7050.

Figura 65 – Região de pop-ins ampliada com ênfase nas três maiores variações percentuais de carga (curva obtida a partir do ensaio monotônico).



Fonte: Arquivo pessoal.

À luz desses resultados e discussões, os ensaios de tenacidade à fratura da liga AA7050 foram realizados unicamente sob a condição monotônica. As justificativas para tal escolha serão elencadas, resumidamente, a seguir:

- o carregamento cíclico provocou o colapso do corpo de prova da liga AA7050, como se observa na Figura 62, a partir de 3,4 mm de deslocamento, aproximadamente, impedindo que o terceiro ciclo de carregamento/descarregamento fosse iniciado;

- o comportamento de propagação suave de trinca verificado para a liga AA7050, durante o ensaio monotônico, permite que a tenacidade à fratura desse material seja determinada através da carga máxima, conforme regulamenta a norma ASTM E1304-97 (2020);

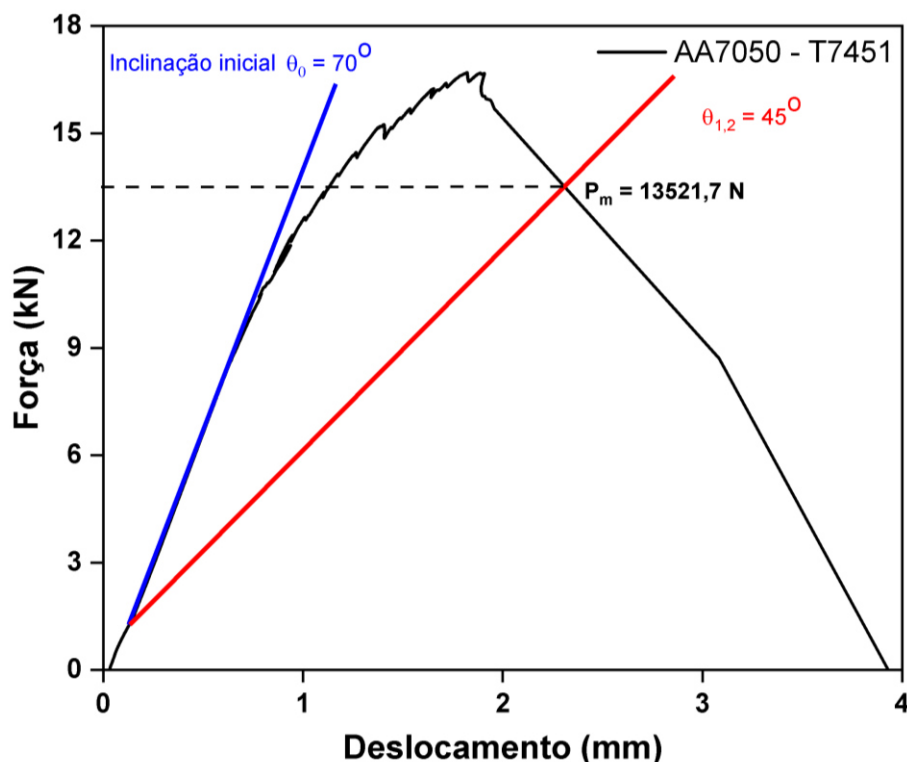
- a execução do ensaio monotônico é relativamente mais simples, se comparada à do ensaio cíclico.

Tendo-se definido a metodologia dos ensaios de tenacidade à fratura, pode-se calcular um valor preliminar do fator intensidade de tensões (K_{QVM}) da liga AA7050 com os dados do ensaio monotônico. É importante enfatizar que o resultado apresentado, a seguir, não compõe a série dos três ensaios necessários para validar o procedimento experimental. Embora os critérios de validação tenham sido empregados para verificar se K_{QVM} pode vir a se tornar K_{IVM} , apenas na próxima subseção deste trabalho, a discussão acerca da tenacidade à fratura da liga AA7050 será desenvolvida.

Para o cálculo do fator intensidade de tensões (K_{QVM}), inicialmente, determinou-se a inclinação da reta elástica, na curva de carga (kN), em função do deslocamento (mm), como se mostra na Figura 66. A partir do ângulo encontrado ($\theta_0 = 70^\circ$), construiu-se uma reta com inclinação de $1,2 \cdot r_c \cdot \tan \theta_0$, em que r_c é a razão de inclinação crítica, partindo da origem da região elástica. Para o corpo de prova utilizado neste trabalho (barra com seção transversal quadrada: $W/B = 2$), o valor de r_c é definido pela norma como sendo 0,3. A interseção da reta de inclinação $\theta_{1,2} = 45^\circ$ com a curva do ensaio monotônico fornece, no eixo das ordenadas, a carga máxima ($P_M = 13521,7$ N). Mesmo existindo valores de carga maiores que o máximo determinado, eles são inválidos, uma vez que a trinca ainda não se encontra suficientemente distante do vértice do entalhe Chevron. Essa

consideração proposta pela norma minimiza os efeitos da iniciação da trinca e de descontinuidades do entalhe no cálculo do fator intensidade de tensões.

Figura 66 – Parâmetros determinados para o cálculo do fator de intensidade de tensões da liga AA7050, a partir da curva de carga vs. deslocamento.



Fonte: Arquivo pessoal.

O valor de K_{QVM} calculado para a liga AA7050 foi de $75,3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$. Alguns dos critérios de validação de K_{QVM} são dispensados, quando se emprega a metodologia de cálculo envolvendo a carga máxima (P_M). Para materiais com propagação suave de trinca, a carga máxima do ensaio deve ser menor ou igual a $1,1\cdot P_c$, em que P_c é a carga que é interceptada pela reta de inclinação crítica ($\theta_c = \tan^{-1}(r_c \cdot \tan\theta_0)$), partindo do encontro entre duas linhas de descarregamento. Como na metodologia utilizada não foram realizados carregamentos e descarregamentos, o critério supracitado pode ser descartado. O critério que envolve estimativas do excesso de plasticidade e tensões residuais, durante o ensaio, também pode ser descartado, uma vez que requer carregamentos e descarregamentos. Assim sendo, os critérios que serão avaliados são:

1) a desigualdade da equação (41) deve ser obedecida. A tensão limite de escoamento da liga AA7050 utilizada, σ_e , foi determinada na mesma direção do carregamento aplicado no ensaio Chevron e à mesma temperatura (ANTUNES, 2017). A desigualdade em questão resultou em: $B \geq 32,0$ mm. Como o valor de B é igual a 24 mm, o teste não foi validado, de acordo com esse critério, ou seja, seria necessário um corpo de prova mais robusto da liga AA7050.

2) a carga utilizada no cálculo de K_{QVM} não pode divergir significativamente da carga máxima do ensaio. Segundo Sakai e Bradt (1993), em um gráfico de carga vs. deslocamento destinado à determinação da tenacidade à fratura pelo método Chevron, uma discrepância entre a carga máxima e aquela a ser utilizada no cálculo de K_{QVM} revela indícios de concentração de tensões residuais compressivas, decorrentes da preparação do corpo de prova, da confecção do entalhe ou de tratamentos térmicos. Aplicando esse critério ao resultado deste trabalho, percebe-se uma certa divergência entre os valores da carga máxima do ensaio e a carga utilizada no cálculo de K_{QVM} (19%, aproximadamente). Entretanto, a norma ASTM E1304-97 (2020) afirma que máximos que ocorrem antes da carga obtida a partir da interseção da reta de inclinação $\theta_{1,2}$ com a curva do ensaio devem ser descartados, pois a trinca ainda não se distanciou significativamente da ponta do entalhe em "V". Portanto, apesar da diferença percentual significativa entre as cargas, o critério discutido será validado, pois a metodologia adotada está em consonância com o que a norma do ensaio sugere.

3) a planicidade da trinca, em relação ao entalhe, deve se dar até o seu tamanho crítico. A norma ASTM E1304-97 (2020) sugere que o tamanho crítico de uma trinca é atingido a aproximadamente 1/3 da largura do corpo de prova (8 mm). O comprimento de propagação estável da trinca ($l_e = 3,45$ mm) é consideravelmente menor do que o indicado pela norma. Além disso, percebe-se, na Figura 64(a), que a trinca se desvia do plano do entalhe significativamente, o que invalidaria o teste.

Em princípio, o ensaio monotônico pelo método Chevron da liga AA7050 - T7451 seria invalidado, pois dois dos três critérios requisitados pela norma foram desobedecidos. Logo, o valor encontrado para o fator intensidade de tensões ($K_{QVM} = 75,3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) não pode ser considerado como a tenacidade à fratura do material (K_{Iv}).

Na próxima subseção deste trabalho, serão apresentados os resultados dos ensaios Chevron da liga AA7050, em seu estado fornecido e nas duas condições do tratamento térmico de envelhecimento interrompido a que foi submetida. As discussões dos valores de K_{QVM} encontrados e as comparações com outros trabalhos da literatura também ficarão reservadas para as subseções seguintes.

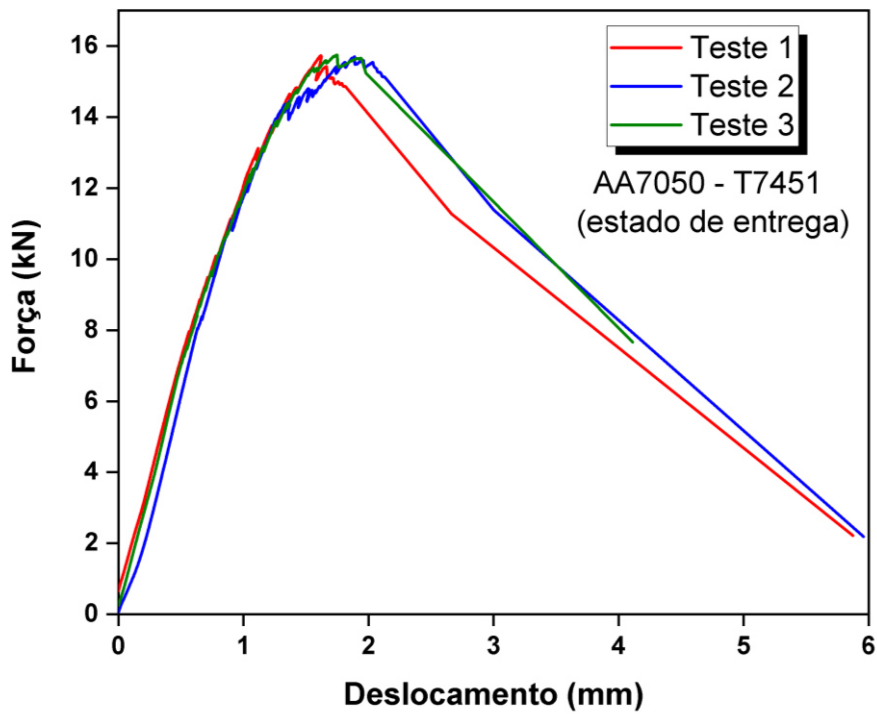
4.5 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA PELO MÉTODO CHEVRON

Nas Figuras 67, 68 e 69, são apresentadas as curvas de carga (kN) vs. deslocamento (mm) para os corpos de prova da liga AA7050, em seu estado fornecido e submetidos ao envelhecimento interrompido por 24 horas e por 72 horas, respectivamente.

Nas Tabelas 18, 19 e 20, encontram-se os parâmetros determinados a partir da superfície da fratura das amostras (ângulo entre as superfícies de propagação estável e instável ϕ , o comprimento de propagação estável l_e , a largura no início da propagação w_i e a largura no final da propagação estável w_f da trinca), bem como os dados necessários para o cálculo do fator intensidade de tensões (K_{QVM}) da liga AA7050, na orientação LS, como recebida, tratada por 24 horas e por 72 horas, respectivamente.

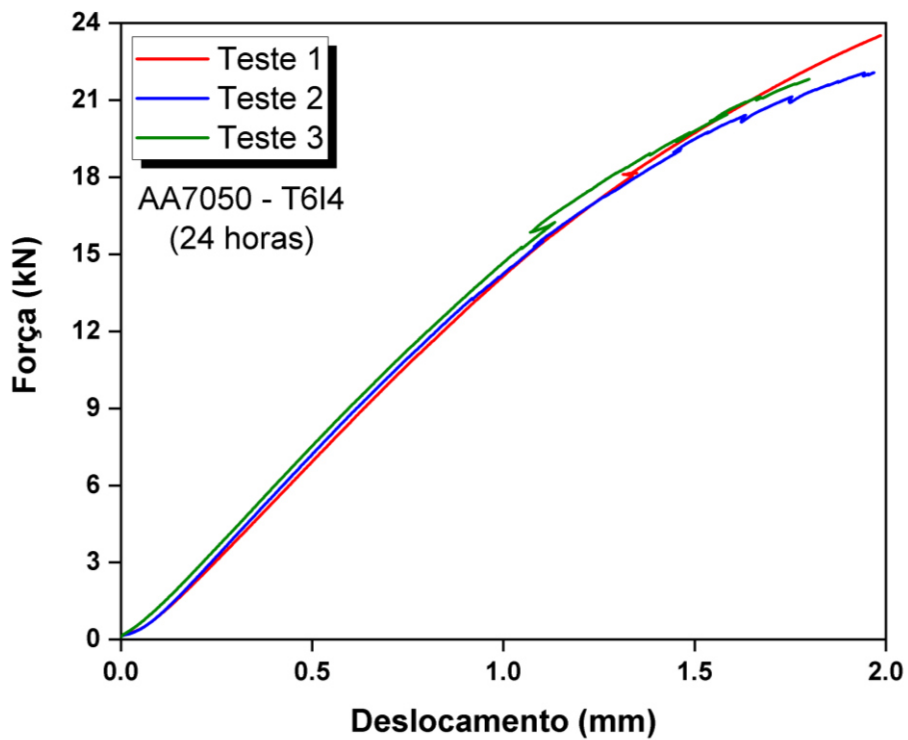
A discussão dos resultados obtidos foi estruturada em quatro(4) subseções, cujas temáticas são apresentadas, resumidamente, a seguir: análise do ensaio Chevron e das superfícies fraturadas dos corpos de prova da liga AA7050 em três condições – no estado fornecido (T7451) e submetida ao envelhecimento interrompido (T614) por 24 e 72 horas; considerações finais acerca da execução dos ensaios Chevron e dos resultados obtidos. À medida que os resultados foram exibidos e explicados, análises correlativas entre as três condições da liga AA7050 foram tecidas.

Figura 67 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T7451 (como recebida).



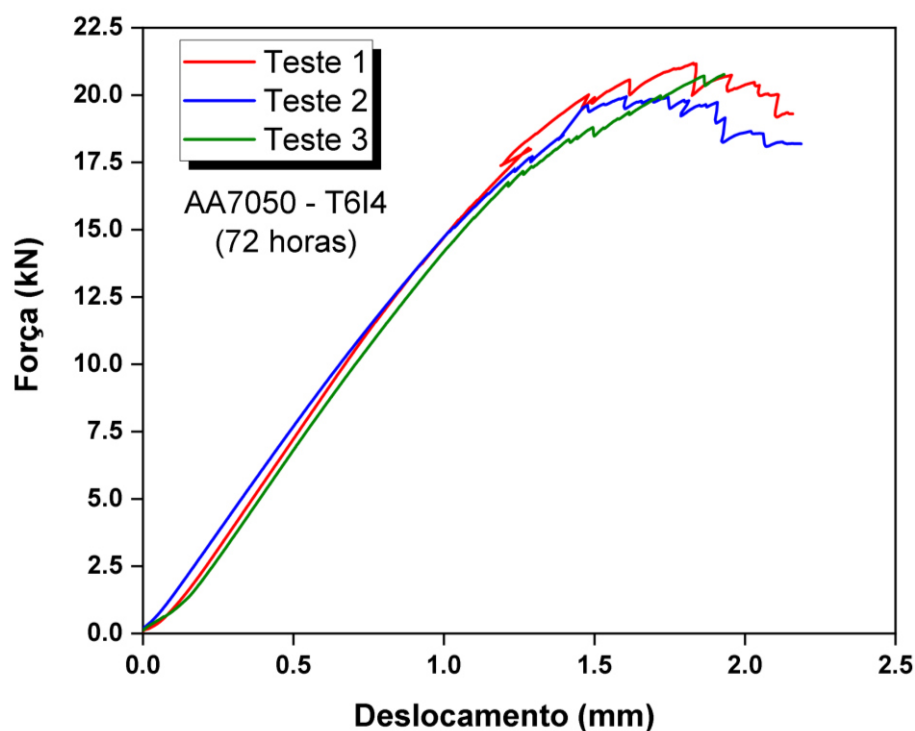
Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 68 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T6I4 (24 horas).



Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 69 – Curvas força vs. deslocamento construídas a partir do ensaio monotônico da liga AA7050-T614 (72 horas).



Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 18 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T7451 (como recebida).

Teste	φ (°)	l_e (mm)	w_i (mm)	w_f (mm)	θ_0 (°)	$\theta_{1,2}$ (°)	P_M (N)	K_{QVM}
1	36,23	5,20	2,38	8,14	77	57	15729,0	87,6
2	46,13	6,14	2,62	7,81	78	59	15701,2	87,5
3	37,02	6,06	1,62	8,08	75	53	14336,4	79,9
x	39,79	5,80	2,21	8,01	77	56	15255,5	85,0
± s	± 5,50	± 0,52	± 0,52	± 0,18	± 2	± 3	± 796,1	± 4,4

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 19 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T614 (24 horas).

Teste	φ (°)	l_e (mm)	w_i (mm)	w_f (mm)	θ_0 (°)	$\theta_{1,2}$ (°)	P_M (N)	K_{QVM}
1	84,61	6,80	1,20	3,82	46	20	23543,0	131,2
2	66,26	5,71	1,42	2,12	52	25	22076,0	123,0
3	72,33	5,34	1,25	2,49	45	20	21860,8	121,8
x	74,40	5,95	1,29	2,81	48	22	22493,3	125,3
± s	± 9,35	± 0,76	± 0,12	± 0,89	± 3	± 3	± 915,4	± 5,1

Fonte: Arquivo pessoal.

Tabela 20 – Parâmetros geométricos das superfícies fraturadas e parâmetros para cálculo de K_{QVM} (LS), em $MPa \cdot m^{0,5}$, de amostras da liga AA7050/T614 (72 horas).

Teste	φ (°)	l_e (mm)	w_i (mm)	w_f (mm)	θ_0 (°)	$\theta_{1,2}$ (°)	P_M (N)	K_{QVM}
1	60,02	7,22	1,00	4,12	53	26	21187,1	118,0
2	66,16	8,81	1,50	8,84	51	24	18170,6	101,2
3	61,03	9,39	1,63	5,51	47	21	18080,4	100,7
x	62,40	8,47	1,38	6,16	50	24	19146,0	106,3
± s	± 3,29	± 1,12	± 0,33	± 2,43	± 3	± 3	± 1768,2	± 9,9

Fonte: Arquivo pessoal.

4.5.1 Liga AA7050 no estado fornecido (T7451)

A partir da análise da Figura 67, percebe-se que o formato das curvas de carga (kN) vs. deslocamento (mm) para as três amostras da liga AA7050, em seu estado recebido (T7451), estão em consonância com o daquelas encontradas na literatura (CAVALCANTE, 2016).

O fator intensidade de tensões (K_{QVM}) médio para os três corpos de prova ensaiados, previamente a ser considerado como tenacidade à fratura da liga AA7050, em seu estado fornecido, deve atender aos critérios de validação. Substituindo o fator intensidade de tensões médio determinado a partir dos ensaios Chevron (Tabela 18) e a tensão de escoamento da liga AA7050 (ANTUNES, 2017), na equação (41), verifica-se que a largura do corpo de prova (B) deve ser maior ou igual a 40,9 mm. Dos três critérios de validação expostos anteriormente, a restrição dimensional da largura (B) é o mais relevante (BRAY, 1992). No entanto, o critério dimensional da norma ASTM E1304-97 (2020) baseia-se em uma proposição

empírica, que é análoga à do critério dimensional da norma ASTM E399 (2009). Em outras palavras, a partir de vários testes com diferentes metais, os resultados obtidos apresentaram certa similaridade quanto ao dimensionamento dos corpos de prova que eram empregados nos ensaios de tenacidade à fratura. A partir desta metodologia, então, a equação (41) foi concebida e o limite de escoamento foi definido como o parâmetro a ser utilizado. Os resultados obtidos, neste trabalho, todavia, evidenciam que a zona plástica, na ponta da trinca, não deveria ser totalmente desprezada no critério dimensional da largura (B) e, portanto, a tensão limite de escoamento não é a variável mais indicada para ser utilizada na inequação de validação dos ensaios. Nesta condição, os efeitos da plasticidade na ponta da trinca são diluídos, no critério de validação, considerando-se a tensão de escoamento efetiva (σ_{ef}), que é definida, na equação (47). O critério de validação ajustado, de acordo com a norma ASTM E1820 (2020), é apresentado na equação (48).

$$\sigma_{ef} = \frac{\sigma_e + \sigma_R}{2} \quad (47)$$

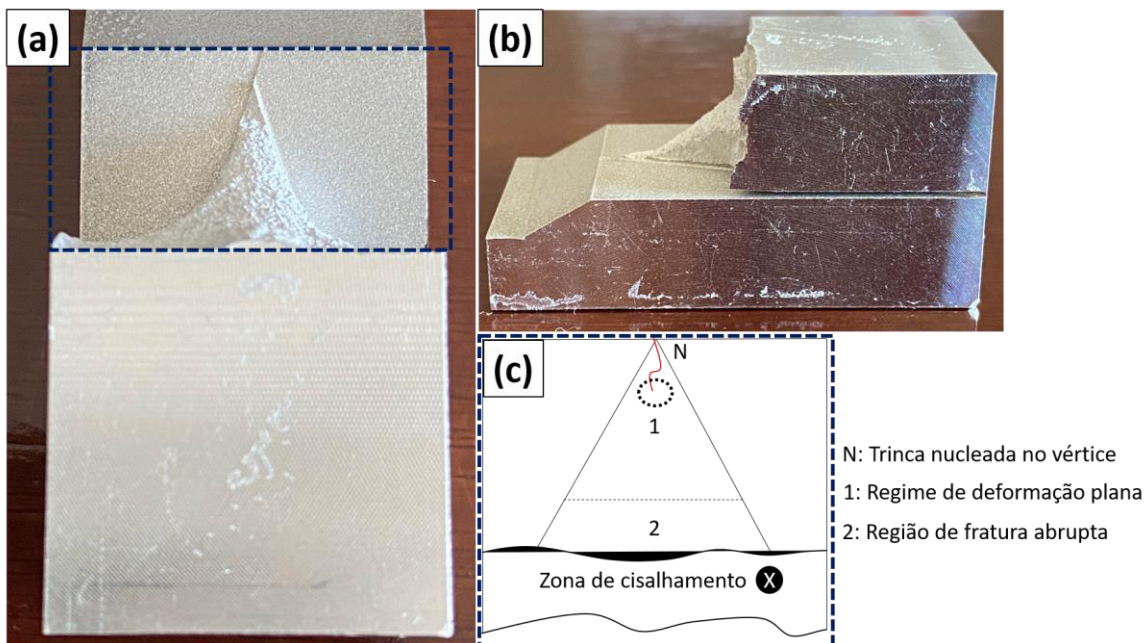
$$B \geq 1,25 \cdot \left(\frac{K_{QvM}}{\sigma_{ef}} \right)^2 \quad (48)$$

Em termos práticos, a obediência desse critério se traduz na existência de um campo de tensões elásticas, na ponta da trinca, que é significativo, ou seja, que permite a aplicação da teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e que faz com que o Princípio da Similitude seja obedecido (o comportamento de duas trincas independe da geometria do corpo de prova, do carregamento aplicado ou de seus comprimentos, caso elas estejam submetidas ao mesmo domínio de “K” – mesmo campo de tensões elásticas). Com base no que foi exposto e nas propriedades monotônicas da liga AA7050, no estado fornecido, do trabalho de Antunes (2017), a largura do corpo de prova deve obedecer a seguinte inequação: $B \geq 36,0$ mm. O valor recomendado para a largura é superior (50%) à dimensão que os corpos de prova ensaiados apresentavam. Logo, infere-se que o resultado do fator intensidade de tensões médio ($K_{QvM} = 85,0 \pm 4,4$ MPa·m^{0,5}) não poderia representar quantitativamente a tenacidade à fratura (K_{IMM}) da liga AA7050, em seu

estado recebido, isto é, seriam necessários corpos de prova mais robustos, o que é incoerente com a demanda da indústria aeronáutica, tendo em vista a espessura dos componentes estruturais empregados (*e.g.*: reforçadores, olhais entre outros).

A planicidade da trinca pode ser avaliada por meio de seu comprimento médio de propagação estável ($5,80 \pm 0,52$ mm, vide Tabela 18). De acordo com a norma ASTM E1304-97 (2020), a trinca deve permanecer, no plano do entalhe por, no mínimo 8 mm, até atingir seu tamanho crítico, para que se distancie suficientemente do cume em “V”. Mesmo que nos ensaios realizados a trinca não tenha se distanciado do vértice do entalhe conforme sugere a norma, foi possível avaliar a propagação de um concentrador de tensão (a trinca), a partir do carregamento estático aplicado. Para a melhor compreensão das características superficiais das amostras fraturadas, será mostrada a Figura 70. É importante ressaltar que as superfícies dos três corpos de prova, na condição comercial, apresentaram aspectos macroscópicos muito semelhantes entre si.

Figura 70 – Vistas superior (a) e lateral (b) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T7451; representação esquemática da vista superior (c).



Fonte: Arquivo pessoal.

A análise isolada das Figuras 70(a), (b) e (c) não permite a proposição de hipóteses a respeito de micromecanismos que desencadeiam o processo de fratura. Para tal, seriam necessárias fractografias obtidas com o uso de um

microscópio eletrônico. Como a análise fractográfica microestrutural das amostras deste trabalho ainda não foi realizada, as figuras exibidas acima serão avaliadas na escala macroscópica e comparadas a de outras pesquisas da literatura.

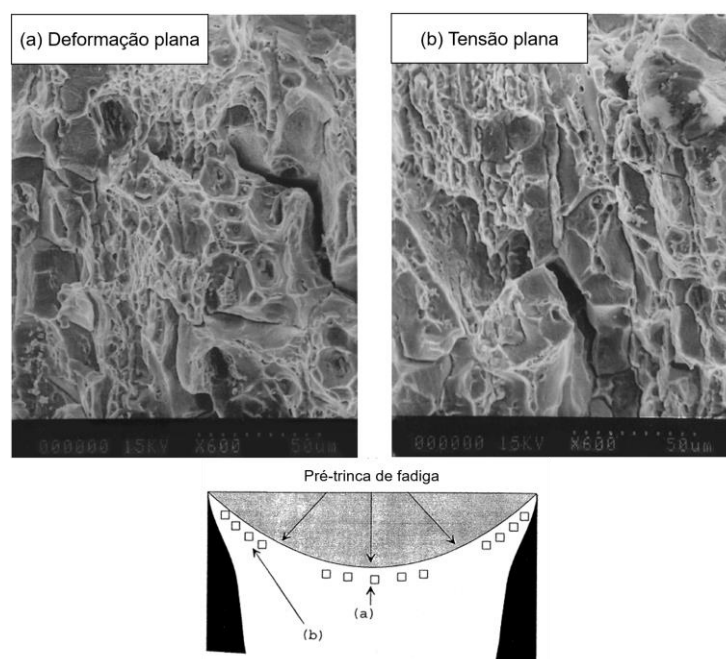
Percebe-se, a partir das Figuras 70(a) e (b), que a trinca nucleada a partir do vértice em “V” apresenta uma tendência de se desviar do plano do entalhe Chevron. Além disso, a elevada rugosidade e a presença de descontinuidades na superfície podem indicar que o processo de fratura ocorreu de maneira predominantemente dúctil, isto é, a absorção de energia, na forma de deformação plástica, foi elevada. A separação dissimétrica das partes fraturadas revela a presença de uma zona de cisalhamento intensa, conforme se mostra, esquematicamente, na Figura 70(c). Na representação esquemática desta figura, dividiu-se o percurso da trinca em duas regiões: a região (1), em que o estado de deformação plana é dominante e a região (2), em que a trinca, ao se desviar do plano do entalhe provoca a fratura catastrófica do corpo de prova. Comparando os resultados obtidos com os do trabalho de Deshpande *et al.* (1997), no qual a superfície de fratura da liga AA7050 (T7651 e T651) foi avaliada via microscopia eletrônica de varredura, propõe-se que as regiões (N) e (1) da Figura 70(c) apresentam uma zona de transição entre os estados de deformação plana e tensão plana. A trinca, nos primeiros instantes de propagação (região (N)), movimenta-se sob o estado de tensão plana, já que as tensões são aplicadas em uma região do entalhe Chevron, em que a agudeza é elevada (vértice do entalhe em “V”). À medida que a trinca se afasta do cume do entalhe, o regime plano é alterado para a deformação (região (1)), pois os efeitos do concentrador de tensão em “V” tornam-se menos severos. O regime de deformação plana se mantém até o estágio em que a trinca começa a se desviar da superfície do entalhe (região (2)); em outros termos, a trinca começa a se propagar paralelamente ao carregamento aplicado.

Considerando as micrografias e análises tecidas sobre as superfícies de fratura de corpos de prova L-T ensaiados com base na metodologia da norma ASTM E399 (2009) do trabalho de Deshpande *et al.* (1997), pode-se estabelecer uma análise comparativa entre os resultados do estudo citado e do presente trabalho: os pesquisadores propuseram que nas regiões próximas à face do corpo de prova predominaria o regime de tensão plana, enquanto que nas regiões centrais da amostra, pelas quais a trinca se propagou até atingir um tamanho crítico, o estado de deformação plana seria o preponderante.

Alguns pontos do centro e das proximidades à face dos corpos de prova foram inspecionados via microscopia eletrônica de varredura. A principal diferença entre essas regiões residiu na densidade de microcavidades presentes, que foi significativamente superior no centro da amostra (deformação plana) do que nas adjacências às faces (tensão plana), como se mostra na Figura 71. No presente trabalho, a ausência de uma pré-trinca de fadiga é compensada pelo entalhe em “V”, o qual permite a nucleação de uma trinca, a partir de um carregamento monotônico. Assim sendo, em vez de a região sob estado de tensão plana estar localizada próxima às faces dos corpos de prova, ela se localiza no vértice do entalhe e se estende por poucos milímetros, até que o comprimento da trinca aumente suficientemente para suavizar os efeitos de sua ínfima espessura. O estado de deformação plana mostra-se presente até o momento em que a trinca atinge seu tamanho crítico e leva a amostra ao colapso.

Caso fossem feitas análises microscópicas das superfícies fraturadas, provavelmente, encontrar-se-iam resultados semelhantes aos de Deshpande *et al.* (1997), ou seja, após alguns milímetros do início do vértice em “V”, verificar-se-ia uma maior fração de microcavidades (Figura 71(a) – deformação plana) do que no cume do entalhe Chevron (Figura 71(b) – tensão plana).

Figura 71 – Regiões de inspeção por microscopia eletrônica de varredura de um corpo de prova da liga AA7050: (a) centro e (b) proximidades à superfície.



Fonte: (Adaptada de DESHPANDE *et al.*, 1997).

De acordo com Bray (1992), pode-se estabelecer uma correlação linear entre os valores de K_{QVM} e K_{Qc} da liga AA2124-T851 e de algumas ligas da série 7xxx, entre as quais encontra-se a liga AA7050-T7451. O valor de K_{Qc} pode ser determinado com a equação linear (49), com $R^2 = 0,929$, exibida abaixo.

$$K_{Qc} = 0,681 \cdot (K_{QVM}) + 9,259 \quad (49)$$

A partir da equação (49), o valor de K_{Qc} para a liga AA7050-T7451 deste trabalho é $67,1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$. A estimativa de K_{Qc} encontrada é consideravelmente superior ao que se encontra na literatura ($K_{Ic} = 31,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$) (PASCOAL, 2014).

Segundo os estudos de Bray (1992), a correlação entre K_{QVM} e K_{Qc} pode ser realizada, independentemente da orientação do corpo de prova ou da temperatura em que o ensaio é executado. Entretanto, em ligas de alumínio com tenacidade média (e.g.: AA7050) e alta (e.g.: AA7475), as heterogeneidades presentes ao longo da microestrutura do material podem diminuir a confiabilidade da conversão entre os valores de tenacidade.

4.5.2 Liga AA7050 submetida ao envelhecimento interrompido por 24 horas

Na Figura 68, são mostradas as curvas de carga (kN) vs. deslocamento (mm) de três amostras da liga AA7050-T6I4 (24 horas). Percebe-se que o comportamento das curvas referentes aos três testes realizados diferiu consideravelmente do perfil das curvas das amostras no estado fornecido (T7451). Segundo a norma ASTM E1304-97 (2020), alguns corpos de prova ensaiados podem apresentar um comportamento anômalo, devido a tensões residuais remanescentes de tratamentos térmicos e/ou a defeitos de usinagem, que atuam como concentradores de tensão. Todos os corpos de prova foram confeccionados de uma única vez, seguindo o procedimento metodológico detalhado na seção anterior. Assim sendo, é possível que as tensões residuais decorrentes do tratamento T6I4 (24 horas) nas amostras submetidas a esses testes tenham sido mais severas, comprometendo assim, a propagação da trinca pelo material.

A partir da carga máxima apreendida dos resultados dos testes (vide Tabela 19) e dos outros parâmetros conhecidos da equação (40), determinou-se o valor do

fator intensidade de tensões médio (K_{QVM}) da liga AA7050-T6I4 (24 horas): $125,3 \pm 5,1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$.

Aplicando o critério de validação ajustado da equação (48), de acordo com a norma ASTM E1820 (2020) e com os dados de tensão de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_R) extraídos do trabalho de Antunes *et al.* (2019), obteve-se a seguinte desigualdade: $B \geq 78,3 \text{ mm}$. Embora a largura requerida para o corpo de prova deva ser consideravelmente maior do que a utilizada neste trabalho ($B = 24 \text{ mm}$) para que o critério dimensional seja satisfeito, verifica-se que o comprimento de propagação estável da trinca (l_e , Tabela 19) foi maior se comparado ao do ensaio com a liga AA7050, em seu estado fornecido (T7451). Sugere-se que o maior percurso da trinca, ao longo do plano do entalhe, tenha se dado, devido à ocorrência do estado plano de deformações por um trecho significativo. Provavelmente, a presença de zonas de precipitados endurecedores e regiões de emaranhados e anéis de discordâncias decorrentes do tratamento T6I4 (24 horas) impediu que a trinca nucleada se propagasse abruptamente e acabasse se desviando subitamente da superfície do entalhe em “V”. Entretanto, o maior ângulo verificado para o desvio da trinca (φ , Tabela 19) pode estar relacionado à iminência da fratura. Em outras palavras, a capacidade de absorção de deformação da liga AA7050-T6I4 (24 horas) aumentou significativamente, conforme o fator intensidade de tensões indica (K_{QVM} mostrou-se 47% maior em relação à condição recebida); contudo, ao atingir um comprimento crítico, imediatamente, a trinca começa o seu desvio da superfície do entalhe, o que pode ser notado pela elevada inclinação de sua “escalada”. Esse comportamento pode estar relacionado à largura do corpo de prova ter sido inferior àquela requisitada pela norma ASTM E1304-97 (2020). Como sugestão para trabalhos futuros, o percurso da trinca, ao longo do plano do entalhe, poderia ser monitorado com a utilização de técnicas existentes na literatura (*Correlação de imagens digitais – DIC/ARAMIS*: sistema de medição óptico, em 3D, de deformações e deslocamentos, LUSIAK; KNEC, 2018), visando à determinação do comprimento em que seu desvio ocorre. Ademais, ensaios de tenacidade à fratura com corpos de prova mais largos poderiam ser realizados, para verificar se o comportamento de “escalada” da trinca se mantém. A discussão acima foi respaldada na literatura acerca do tema, conforme descrever-se-á, brevemente, a seguir.

De acordo com Antunes *et al.* (2019), o tratamento T6I4 (24 horas) assegurou à liga AA7050 propriedades monotônicas praticamente iguais se comparada à sua condição comercial, contudo as propriedades em fadiga, na presença de um entalhe, foram superiores. Resumidamente, os autores do estudo supracitado verificaram que o limite de escoamento em tração e as curvas de fadiga por flexão rotativa com amostras polidas da liga AA7050 nas condições T7451 e T6I4 (24 horas) foram similares. No entanto, ao ensaiarem corpos de prova entalhados em “V” com fator de concentração de tensão, $K_t \approx 3$, a condição T6I4 apresentou um desempenho muito superior. Por exemplo, a sensibilidade ao entalhe q a 106 ciclos da condição comercial (T7451) foi próxima de 1, enquanto que para a condição T6I4 foi igual a 0,47.

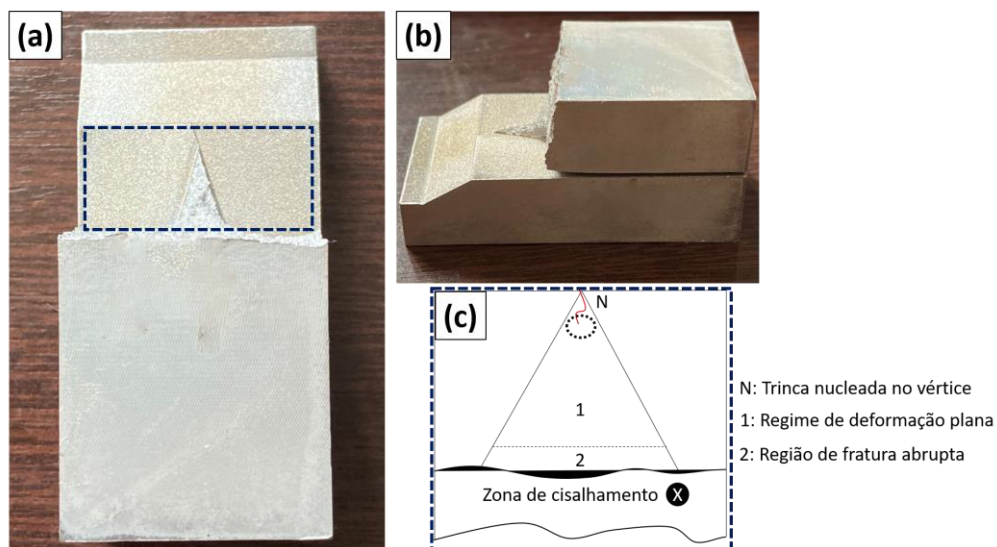
Análises via microscopia eletrônica de transmissão (MET) permitiram observar que o tratamento T6I4 resultou em uma microestrutura com maior densidade de precipitados, os quais, por sua vez, tinham menor tamanho do que os encontrados na condição T7451. Por conseguinte, os pesquisadores concluíram que, embora sem aumentar expressivamente a resistência mecânica, o tratamento T6I4 propiciou maior capacidade de acumular deformação durante o carregamento cíclico, o que foi relacionado a uma maior tendência para ancoragem de discordâncias e formação de anéis e emaranhados de discordâncias.

A proposição desses autores parece ter sido verificada no presente trabalho, como indicam os testes realizados. Para essa hipótese ser comprovada serão necessárias investigações microestruturais (*e.g.*: MEV) que respaldem a existência de precipitados endurecedores.

Na Figura 72, é apresentada a superfície de fratura de uma das amostras da liga AA7050-T6I4 (24 horas). O macroaspecto verificado para os três corpos de prova é praticamente o mesmo. A discussão sobre as características macroscópicas da superfície fraturada é semelhante à que se fez para a condição de recebimento da liga AA7050-T7451. No entanto, deve-se ressaltar que a distância que a trinca percorre até se desviar do plano do entalhe Chevron é maior para o corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (24 horas), se comparada à da condição comercial (vide Figura 70). Como explicado anteriormente, a provável presença de emaranhados e anéis de discordâncias, bem como a maior tendência à ancoragem das discordâncias propiciadas pelo envelhecimento interrompido possibilitou à trinca uma propagação mais estável, ao longo de um maior trecho do regime de

deformação plana, conforme se mostra na Figura 72(c). No trabalho de Antunes *et al.* (2019), os autores, a partir de micrografias eletrônicas de transmissão, constataram que precipitados do tipo η' e zonas GP, na liga AA7050 tratada por envelhecimento interrompido (T6I4-24 horas), bloqueiam a movimentação de discordâncias e, conseqüentemente, aumentam a capacidade de absorção de deformação plástica, retardando a iniciação e a propagação instável de uma trinca.

Figura 72 – Vistas superior (a) e lateral (b) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (24 horas); representação esquemática da vista superior (c).



Fonte: Arquivo pessoal.

Assim como foi realizada a conversão de K_{QVM} em K_{Qc} para a liga AA7050, em seu estado fornecido, o mesmo será feito para essa liga submetida ao tratamento T6I4 (24 horas). A conversão, a seguir, tem como fim principal o comparativo, isto é, não se pretende, neste momento, empregar o valor encontrado como referência para demais trabalhos. A partir da equação (49) (BRAY, 1992), o valor determinado é: $K_{Qc} = 94,6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$. Devido à escassez de dados acerca da tenacidade à fratura da liga AA7050-T6I4 (24 horas), na literatura, pode-se comparar o valor obtido com o do material, em seu estado fornecido. Como já esperado, o fator intensidade de tensões (K_{Qc}) da liga submetida ao envelhecimento secundário, por 24 horas, foi superior, uma vez que a relação de conversão de K_{QVM} em K_{Qc} é uma função do primeiro grau crescente.

4.5.3 Liga AA7050 submetida ao envelhecimento interrompido por 72 horas

Na Figura 69, são exibidas as curvas de carga (kN) vs. deslocamento (mm) obtidas a partir dos ensaios de tenacidade à fratura de amostras da liga AA7050-T6I4 (72 horas). As curvas referentes aos três testes mostraram-se semelhantes ao perfil das curvas das amostras na condição recebida; como diferença, aponta-se, nas curvas das amostras submetidas a T6I4-72 horas, a ocorrência de falha catastrófica, haja vista a ausência dos trechos finais dos gráficos.

Durante um dos primeiros testes realizados para a condição de 72 horas, cujos resultados não são exibidos na Tabela 20 para não inserir outra variável nas análises, ocorreu a fratura do primeiro dispositivo de ensaio, conforme se mostra na Figura 73.

O primeiro suporte utilizado no ensaio Chevron foi confeccionado a partir de uma barra de aço SAE 4340, cuja dureza, normalmente, varia entre 55 a 60 HRC (SEVALE, 2014), seguindo as recomendações da norma ASTM E1304-97 (2020) (a dureza do material do dispositivo deve ser superior a 45 HRC).

Analisando macroscopicamente as partes do dispositivo mostradas na Figura 73, infere-se que a fratura deva ter ocorrido por clivagem (a conclusão do mecanismo de fratura poderá, apenas, ser consolidada, a partir de análises microscópicas), uma vez que os aspectos superficiais claro, brilhante e pouco fibroso podem indicar pequena absorção de deformação plástica.

Além disso, a elevada resistência mecânica e dureza e a relativa fragilidade do aço SAE 4340, bem como a realização prévia e sequencial de ensaios de tenacidade à fratura justificaram a fratura súbita do dispositivo de carga.

Vale ainda lembrar que qualquer desalinhamento no dispositivo, por menor que seja, em relação ao eixo de aplicação de carga, pode induzir a presença de tensões cisalhantes mais severas, as quais, segundo o critério da máxima tensão cisalhante octaédrica de von Mises são as responsáveis pela falha (DOWLING, 2012).

Heterogeneidades microestruturais e tensões residuais decorrentes da usinagem são fatores que também devem ser levados em conta na fratura. Para prosseguir com a realização dos ensaios, um segundo dispositivo foi confeccionado a partir do mesmo lote do aço SAE 4340, mas com correções dimensionais

baseadas em cálculos estruturais, conforme mostrou-se na descrição da seção 3.2.6 deste trabalho.

Figura 73 – Dispositivo de ensaio fraturado após ensaio de K_{IV} .



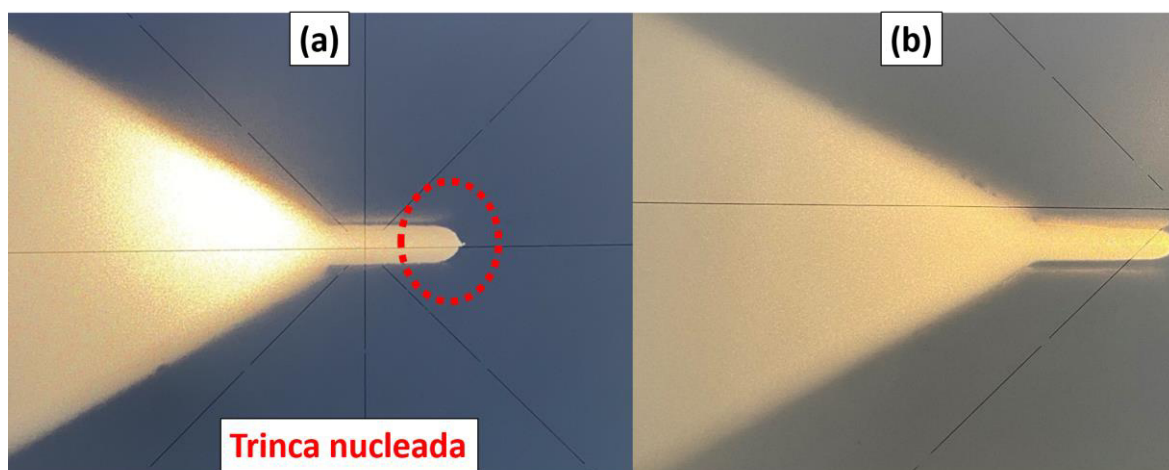
Fonte: Arquivo pessoal.

Embora o referido ensaio tenha sido interrompido previamente à fratura do corpo de prova, devido ao colapso do dispositivo, verificou-se a presença de uma trinca nucleada a partir do vértice do entalhe. Na Figura 74(a), exibe-se uma fotografia da trinca da amostra ensaiada até a fratura do dispositivo de ensaio. A imagem, em questão, foi obtida de um projetor de perfil descrito na seção metodológica deste trabalho. A título de comparação, um corpo de prova não ensaiado foi examinado, na mesma posição, conforme se mostra na Figura 74(b).

Até o momento da fratura do dispositivo de ensaio, a trinca havia percorrido 0,13 mm em relação ao vértice do entalhe Chevron. Comparando esse valor aos comprimentos de propagação estável da trinca, nas amostras da liga AA7050 na condição recebida e tratada pelo envelhecimento interrompido por 24 e 72 horas (Tabelas 18, 19 e 20, respectivamente), nota-se que o crescimento da trinca se encontrava ainda em um estágio inicial. O pequeno distanciamento da trinca em relação à ponta do entalhe é um indício de que o teste em que o dispositivo fraturou, apesar de ter ocasionado a nucleação de uma trinca a partir do entalhe em “V”, não poderia ser utilizado para calcular a tenacidade à fratura do material (K_{IVM}). Em

outras palavras, avaliar K_{IVM} a partir deste ensaio seria assumir que o estado plano de tensões, majoritariamente, governaria a propagação da trinca, o que vai de encontro com a Mecânica da Fratura Linear Elástica.

Figura 74 – Ampliações do entalhe de corpos de prova da liga AA7050-T6I4 (72 horas): (a) na presença de uma trinca e (b) na ausência de uma trinca.



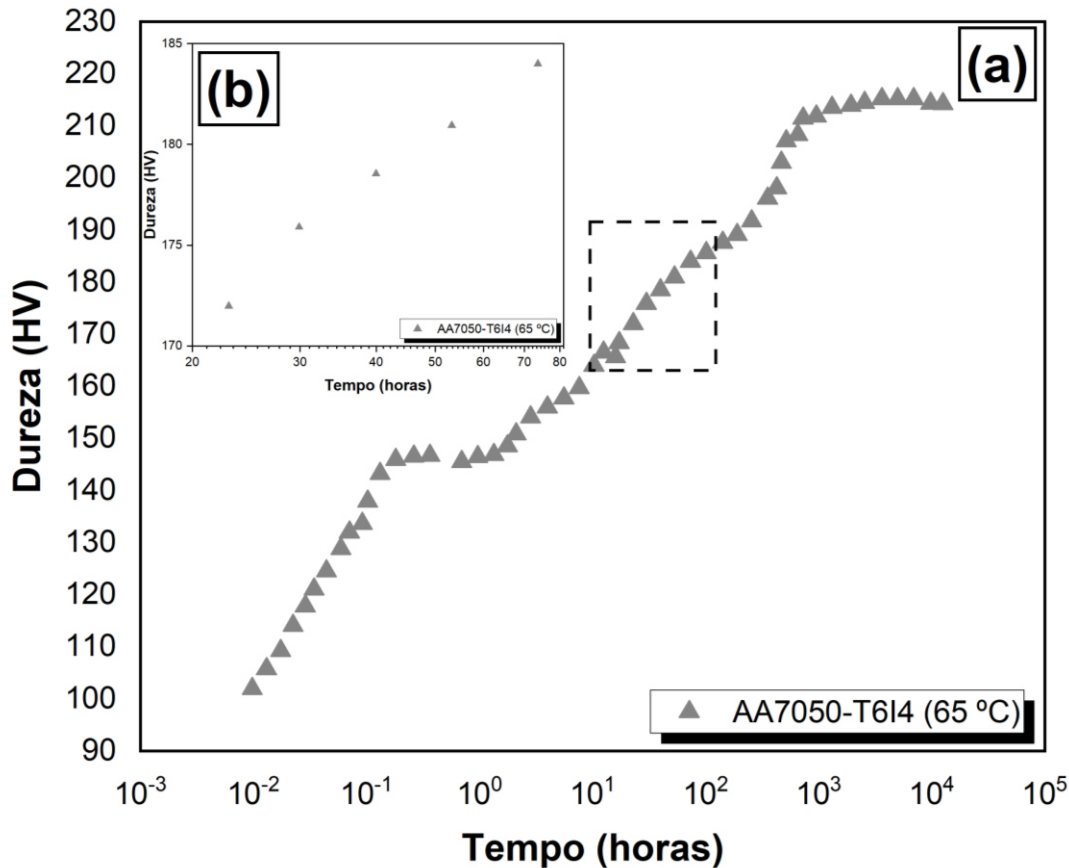
Fonte: Arquivo pessoal.

A partir dos resultados contidos na Tabela 20, referentes aos ensaios da liga AA7050-T6I4 (72 horas) e da equação (40), determinou-se o valor do fator intensidade de tensões, $K_{QVM} = 106,3 \pm 9,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$. A tensão de escoamento efetiva do material (calculada a partir da tese de Antunes, (2017)) utilizada na expressão do critério de validação foi a mesma da liga AA7050-T7451. A restrição geométrica de validação do ensaio é: $B \geq 56,4 \text{ mm}$. Assim como nas discussões anteriores, os corpos de prova na condição T6I4 (72 horas) deveriam ser mais largos para que esse critério fosse atendido. Verificou-se que o comprimento de propagação estável da trinca, a partir do vértice do entalhe, aumentou 46% em relação a seu percurso na condição comercial (T7451) e 42% em relação a seu caminho na condição envelhecida (T6I4) por 24 horas; todavia, este parâmetro, na condição T6I4-72 horas apresentou a maior variabilidade entre as três condições, tendo em vista o seu desvio padrão ($\pm 1,12 \text{ mm}$).

De acordo com a Figura 12, extraída do trabalho de Buha, Lumley e Crosky (2008), a dureza Vickers da liga AA7050-T6I4 envelhecida à temperatura de $65 \text{ }^\circ\text{C}$, na segunda etapa, iguala-se à dureza da liga AA7050-T6 após 760 horas de tratamento. Os pesquisadores verificaram também que no intervalo de tempo de 1

a 100 horas a dureza Vickers do material tratado por envelhecimento secundário apresenta um comportamento crescente, conforme mostra-se no *inset*(b) da Figura 75(a), adaptado do artigo citado.

Figura 75 – (a) Variação da dureza Vickers da liga AA7050-T6I4 (65 °C), em função do tempo; (b) ênfase na variação de dureza do material no intervalo de 20 a 80 horas.



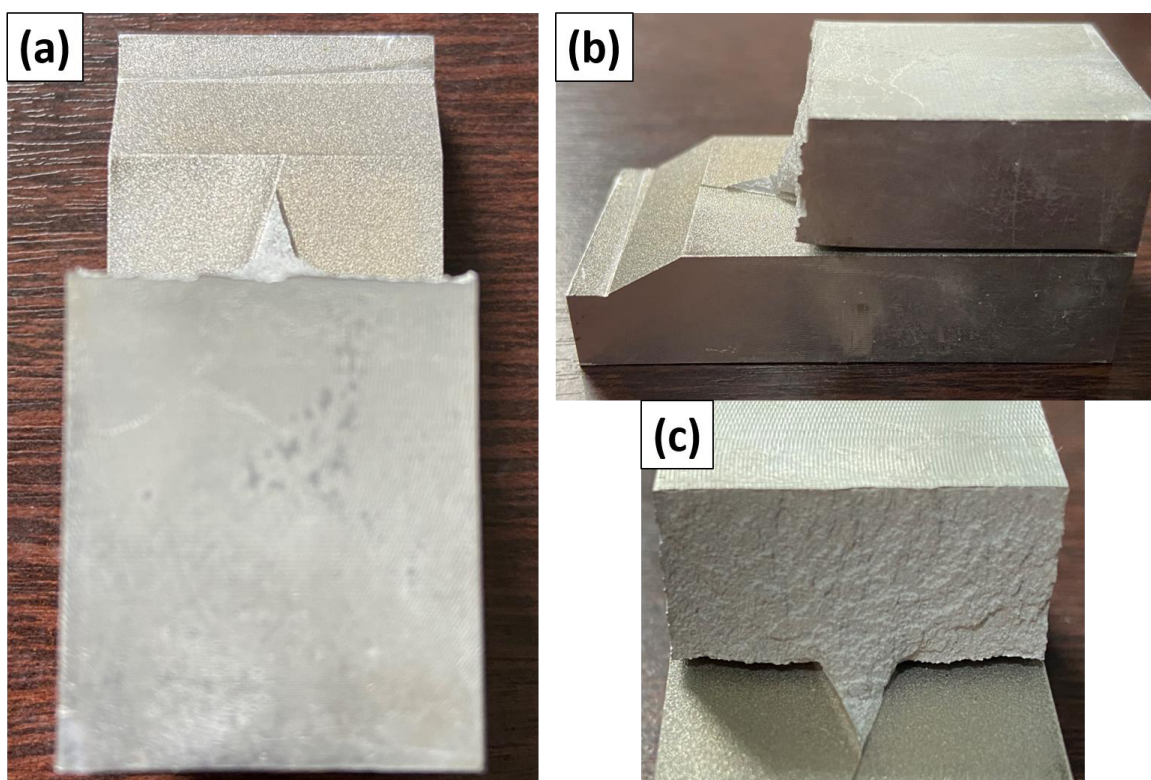
Fonte: (Adaptada de BUHA; LUMLEY; CROSKY, 2008).

Como já dito na subseção anterior, o tratamento T6I4 não apresenta como principal finalidade elevar a resistência mecânica da liga AA7050, mas conciliar suas propriedades monotônicas com a resistência na presença de uma trinca (tenacidade à fratura). Nesse sentido, percebe-se que o comportamento crescente verificado para a dureza à medida que a duração do envelhecimento interrompido aumenta é coerente, uma vez que a baixa temperatura empregada (65 °C) possibilita a formação de precipitados e zonas endurecedoras ao longo da matriz. Embora a presença de componentes de segunda fase tenha contribuído com o endurecimento da liga AA7050 (Figuras 57 e 75), provavelmente, a capacidade de

distribuir deformação plástica do material foi comprometida, já que, no decorrer do tempo, a formação de precipitados é acompanhada do engrossamento dos mesmos, o que prejudica a retenção das discordâncias na forma de anéis ou emaranhados. Assim como sugerido por Antunes (2017), o tratamento T6I4, durante 24 horas, melhorou o fator intensidade de tensões da liga AA7050. Entretanto o mesmo tratamento, durante 72 horas, promoveu o endurecimento, mas comprometeu a resistência do material, na presença de uma trinca, devido, possivelmente, a ter atingido o estágio de superenvelhecimento.

Na Figura 76, são exibidas três fotografias da superfície de fratura de uma amostra da liga AA7050-T6I4 (72 horas). Os corpos de prova, nesta condição, apresentaram macroaspectos das superfícies fraturadas muito semelhantes entre si.

Figura 76 – Vistas superior (a), lateral (b) e frontal (c) da superfície de fratura de um corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (72 horas).



Fonte: Arquivo pessoal.

Do ponto de vista macroscópico, percebe-se que a fratura do corpo de prova da liga AA7050-T6I4 (72 horas) ocorreu após a trinca ter se propagado por alguns

milímetros ao longo plano do entalhe, conforme verifica-se na Figuras 76(a) e (b). Observando a Figura 76(c), é possível notar que a superfície de fratura da amostra envelhecida por 72 horas é menos rugosa se comparada à da liga AA7050 envelhecida por 24 horas (vide Figura 72). Esse macroaspecto, possivelmente, é um indício de que o processo de fratura ocorreu de maneira menos dúctil, devido ao superenvelhecimento ocasionado pela duração mais longa do tratamento térmico (72 horas).

A maior fragilidade da fratura do corpo de prova na condição envelhecida por 72 horas está associada ao ângulo com o qual a trinca se desvia do plano do entalhe Chevron (φ), como se mostra na Tabela 20. Para a condição de 72 horas, o valor de φ foi bem maior do que o da condição recebida e praticamente o mesmo, se comparado ao ângulo da condição de 24 horas (haja vista os desvios-padrão).

Associando esse resultado aos efeitos do tratamento T6I4 (72 horas), percebe-se que a trinca se propaga estavelmente até uma certa distância em relação ao vértice do entalhe. Esse percurso é maior, se comparado à trajetória da trinca, em amostras da condição recebida da liga (T7451) e também em relação ao caminho da trinca em CPs submetidos ao envelhecimento por 24 horas.

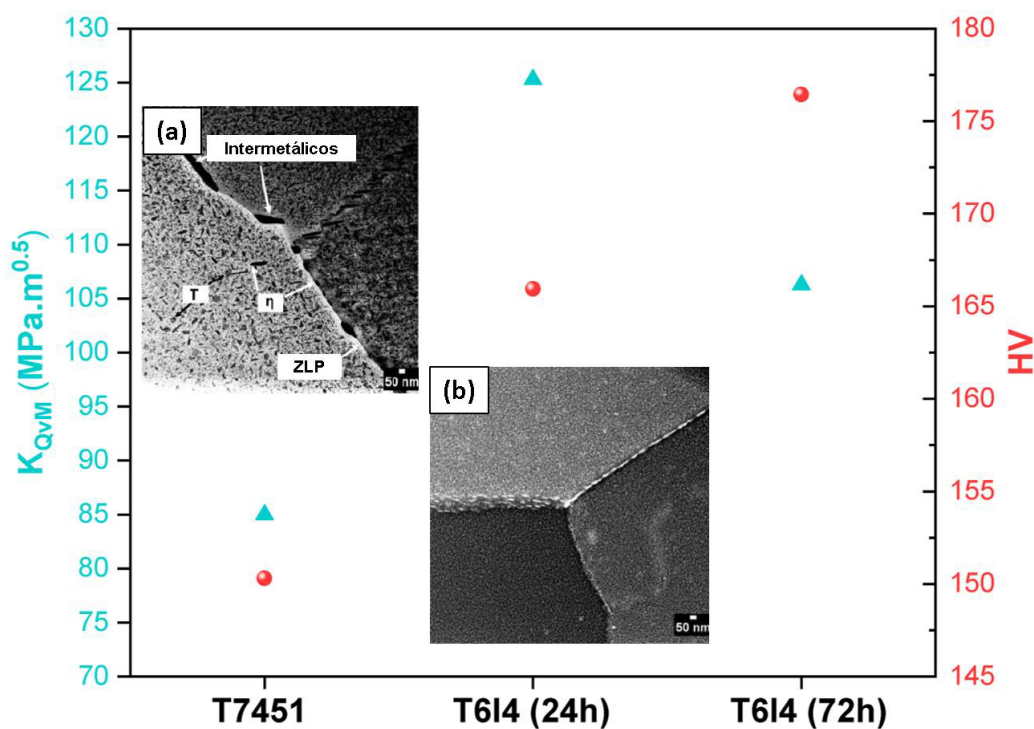
Em termos microestruturais, provavelmente, a densidade de zonas endurecedoras, que formam anéis e emaranhados de discordâncias, aumentou na amostra tratada por 72 horas, o que explica a propagação estável da trinca por uma distância maior em relação ao estado fornecido. Entretanto, o longo tempo de envelhecimento promoveu também o crescimento e a coalescência de precipitados endurecedores, os quais passaram a atuar de maneira menos efetiva no retardo da propagação da trinca, principalmente, durante o estágio em que a mesma se aproximava de seu tamanho crítico.

Isso pode ser associado ao ângulo de “escalada” da trinca nas duas condições envelhecidas: enquanto a mudança no plano de propagação deve ocorrer de maneira mais suave nos corpos de prova da condição T6I4-24 horas, nas amostras da condição T6I4-72 horas essa transição pode ocorrer de modo mais abrupto. A Figura 77 resume o que foi explicado, por meio de um gráfico que relaciona o fator intensidade de tensões (K_{QVM}) e a microdureza Vickers das amostras vs. a condição em que se encontravam.

As micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão (MET) são do trabalho de Jacumasso *et al.* (2019). Elas foram inseridas na Figura 77 para

evidenciar que a liga AA7050, na condição comercial, apresenta regiões microestruturais com compostos intermetálicos e Zonas Livres de Precipitados (ZLP) (Fig. 77(a)), os quais, na presença de uma trinca, atuam concentrando ainda mais as tensões e ocasionam a fratura precoce do corpo de prova. Já a Figura 77(b) foi adicionada, pois a elevada densidade de precipitados das fases η' e η , na forma de plaquetas, na matriz e nos contornos de grão da liga de alumínio, respectivamente, promove a formação de anéis e emaranhados de discordâncias, os quais aumentam a capacidade de absorver deformação plástica do material (ANTUNES *et al.*, 2019). Não se adicionou nenhuma micrografia para representar a microestrutura da liga envelhecida por 72 horas, devido à escassez de estudos dessa condição do tratamento T6I4, na literatura. Entretanto, espera-se uma maior quantidade de partículas de segunda fase grosseiras e menos dispersas ao longo da matriz.

Figura 77 – Variação do fator intensidade de tensões e da microdureza Vickers em função do estado da liga AA7050. (a) Micrografia obtida por MET da liga AA7050-T7451; (b) micrografia obtida por MET da liga AA7050-T6I4 (24h.).



Fonte: (Adaptada de JACUMASSO *et al.*, 2019).

A conversão de K_{QVM} em K_{Qc} baseada na equação (49) (BRAY, 1992) para a liga AA7050 submetida ao tratamento T6I4 (72 horas) forneceu o valor de $K_{Qc} = 81,6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$. Assim como enfatizado na discussão da subseção anterior, o valor de K_{Qc} encontrado não finda alimentar a literatura concernente à liga AA7050, já que para este parâmetro ser considerado como uma propriedade mecânica deste material seriam necessários corpos de prova mais largos. Em termos comparativos, verificou-se que K_{Qc} determinado para o envelhecimento de 72 horas obedeceu a tendência linear da equação (49), ou seja, como o valor de K_{QVM} , nesta condição, mostrou-se intermediário entre os valores da condição recebida (T7451) e da condição envelhecida por 24 horas, K_{Qc} apresentou-se da mesma maneira.

4.5.4 Considerações finais sobre os ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura conduzidos por meio da metodologia descrita na norma ASTM E1304-97 (2020) permitiram a determinação do fator intensidade de tensões da liga de alumínio AA7050, em três condições: em seu estado fornecido (T7451) e envelhecida ininterruptamente por 24 e 72 horas. Os resultados obtidos mostraram que o tratamento designado T6I4 promove melhorias na resistência do material, na presença de uma trinca, o que encoraja pesquisas futuras e possíveis aplicações, principalmente, no âmbito aeronáutico, conforme se mostra, resumidamente, na Tabela 21. Por outro lado, verificou-se que há um limiar no tempo de tratamento, a partir do qual o fator intensidade de tensões da liga de alumínio 7050 é deteriorado.

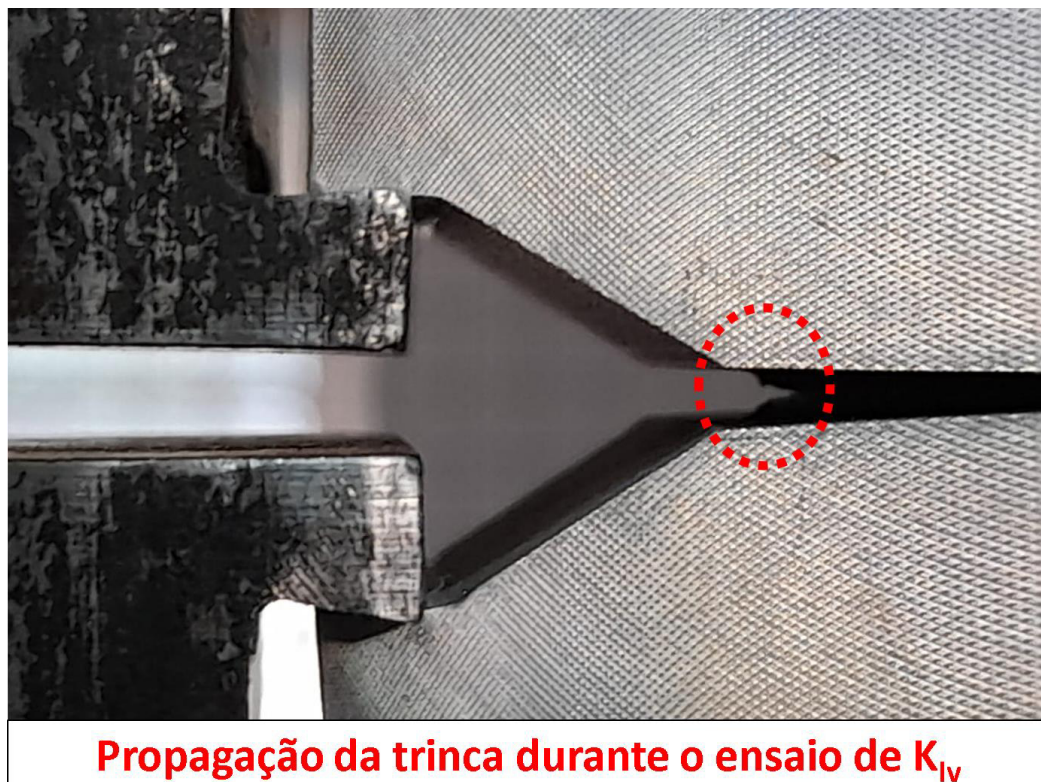
Na Figura 78, mostra-se o comportamento das amostras que foram ensaiadas com a metodologia proposta neste trabalho – a nucleação de uma trinca, sob carregamento estático, a partir do entalhe em “V” fez-se presente em todos os corpos de prova da liga de alumínio AA7050.

Tabela 21 – Efeitos do envelhecimento interrompido nas propriedades da liga AA7050.

Liga AA7050	K_{QVM} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$)	K_{Qc} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$)	φ ($^{\circ}$)	l_e (mm)	θ_0 ($^{\circ}$)	P_M (N)	$B \geq$ (mm)	HV
T7451	85,0	67,1	39,79	5,80	77	15255,5	36,0	150,30
T6I4-24h	125,3	94,6	74,40	5,95	48	22493,3	78,3	165,93
T6I4-72h	106,3	81,6	62,40	8,47	24	19146,0	56,4	176,44

Fonte: Arquivo pessoal.

Figura 78 – Evidência experimental da nucleação de uma trinca pelo método Chevron em corpo de prova da liga de alumínio AA7050.



Fonte: Arquivo pessoal.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados e das discussões realizadas na seção anterior, concluiu-se que:

- a metodologia de execução dos ensaios Chevron desenvolvida pioneiramente, no DEMAR/EEL/USP, foi bem sucedida, uma vez que permitiu a realização de todos os testes de tenacidade à fratura de amostras da liga AA7050, de acordo com a norma ASTM E1304-97 (2020).

- A face longitudinal das amostras da liga AA7050, no estado fornecido (T7451), apresentou maior microdureza Vickers, devido à presença de bandas de escorregamento que desencadeiam o processo de encruamento.

- O maior valor de microdureza Vickers da liga AA7050 foi obtido com o tratamento de envelhecimento interrompido (T6I4) nas seguintes condições: primeira etapa: 145 °C, durante 30 minutos; segunda etapa: 65 °C, durante 72 horas.

- O teste de hipóteses realizado ao nível de 1% de significância evidenciou que a dureza média da superfície do lote da liga AA7050 empregado, neste trabalho, é superior à dureza do interior. A face de 24 mm dos corpos de prova apresentou maior dureza do que a face de 25 mm. Assim sendo, a confecção do entalhe Chevron foi realizada, partindo-se da superfície paralelamente à face de 24 mm das amostras.

- O envelhecimento interrompido (T6I4) influencia a resistência da liga AA7050 na presença de uma trinca. As amostras submetidas ao tratamento térmico supracitado, durante 24 horas, apresentaram maiores valores de fator intensidade de tensões (K_{QVM}), em relação à condição recebida (T7451). A provável presença de precipitados endurecedores, emaranhados e anéis de discordâncias formados ao longo do envelhecimento secundário, sugerida pelo maior valor de K_{QVM} , aumentou a capacidade de absorção de deformação plástica do material, bem como possibilitou que a trinca se propagasse estavelmente por um maior comprimento em relação ao vértice do entalhe em “V”. Por outro lado, a maior duração do tratamento T6I4 (72 horas) promoveu o superenvelhecimento da liga AA7050. Em escala microestrutural, sugere-se que o aumento do tamanho e o

engrossamento das partículas de segunda fase fizeram com que a distribuição de deformação plástica fosse comprometida e, assim com que K_{QVM} diminuísse.

6 TRABALHOS FUTUROS

Alguns tópicos relevantes, não contemplados no escopo deste trabalho, futuramente, podem ser estudados. Entre os quais, sugerem-se:

- a determinação do fator geométrico por diferentes métodos (analítico, experimental ou numérico) e o estudo da influência e precisão dos novos valores de Y^* na tenacidade à fratura da liga 7050.

- A análise microestrutural dos precipitados e fases formados com o tratamento térmico de envelhecimento interrompido (T6I4), por meio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão.

- A avaliação dos efeitos do tratamento T6I4 nas propriedades mecânicas da liga AA7050, com tempos da segunda etapa compreendidos entre 24 e 72 horas.

- A avaliação da propagação da trinca por fadiga pelo método da/dN.

- A compreensão dos micromecanismos responsáveis por definir a tenacidade à fratura da liga AA7050, por meio de métodos menos difundidos na literatura, como por exemplo, a análise da zona de estiramento.

REFERÊNCIAS

ALBUQUERQUE, M. C. F.; BORTOLUCCI, A. A. Determinação da tenacidade à fratura em rochas brasileiras. **Geociências**, v. 17, n. 1, p. 243-261, 1998.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics – Fundamentals and applications**. 3rd ed. Danvers: CRC Press, 2005. v. 1.

ANTUNES, A. M. B. S. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6351 e AA7050 para aplicação aeronáutica**. 2017. 195 f. Tese (Doutorado em Ciências) - Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de Lorena, Lorena, 2017.

ANTUNES, A. M. B. S. *et al.* Effect of the interrupted aging heat treatment T614 on the tensile properties and fatigue resistance of AA7050 alloy. **Journal of the brazilian society of mechanical sciences and engineering**, v. 41, n. 8, p. 319, 2019.

ASKELAND, D. R.; PHULE, P. P. **The science and engineering of materials**. Pacific Grove/Ca: Brooks/Cole, 6th ed. Pacific Grove/Ca: Brooks/Cole, 2003.

ASM International Handbook. **Properties and selection: non-ferrous alloys and pure metals**, 9th ed. Ohio: ASM International, 1979. v.2, p.164-165.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO/IEC 17025. Requisitos gerais para competência de laboratórios de ensaio e calibração**. Rio de Janeiro, 2001.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1181 Standard test methods for characterizing duplex grain sizes. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2015.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1290-08 Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2008.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1304-97 Standard test method for plane-strain (Chevron-notch) fracture toughness of metallic materials. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2020.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E1820-20 Standard test method for measurement of fracture toughness. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2020.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E384-17 Standard test method for microindentation hardness of materials. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2017.

ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E399 Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials. In: **Annual Book of ASTM Standards**. Philadelphia: ASTM, 2009.

AZARNIYA, A.; TAHERI, A. K.; TAHERI, K. K. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: a physical metallurgy perspective. **Journal of alloys and compounds**, v. 781, p. 945-983, 2019.

BEER, F. P.; JOHNSTON, E. R. **Resistência dos materiais**. São Paulo: McGraw-Hill, 1989.

BERG, L. K. *et al.* GP-zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging. **Acta materialia**, v. 49, n. 17, p. 3443-3451, 2001.

BRAGA, A. P. V. **Análise de ligas de alumínio aeronáuticas conformadas por jateamento com granalhas-caracterização e previsão de deformação**. 2011. 269 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

BRANCO, R. *et al.* Effect of tensile pre-strain on low-cycle fatigue behaviour of 7050-T6 aluminium alloy. **Engineering failure analysis**, p. 104592, 2020.

BRAY, E. L.; WEAVER, S. M. **Mineral industry surveys. Aluminum in june 2021**. National Minerals Information Center, Reston: United States Geological Survey, 2021.

BRAY, J. W. **Use of the Chevron-notched short bar test to guarantee fracture toughness for lot release in aluminum alloys**. *Chevron-notch fracture test experience: metals and non-metals*, ASTM STP 1172, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1992. p. 131-143.

BREGOLIN, F. L. **Estudo da difusão de intersticiais em matrizes de α -Ti**. 67 p. Dissertação (Mestrado em Física) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2008.

BUHA, J. *et al.* Secondary precipitation in an Al–Mg–Si–Cu alloy. **Acta materialia**, v. 55, n. 9, p. 3015-3024, 2007.

BUHA, J.; LUMLEY, R. N.; CROSKY, A. G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050. **Materials science and engineering A**, v. 492, n. 1-2, p. 1-10, 2008.

BUSSAB, W. O.; MORETTIN, P. A. **Estatística básica**. 6.ed. São Paulo: Saraiva, 2010.

CARVALHO, A. L. M. *et al.* Crack surface morphology and grain misorientation in fatigued aluminium alloy AA7050 samples after interrupted ageing and retrogression-reageing treatments. **Procedia structural integrity**, v. 2, p. 3697-3704, 2016.

CAVALCANTE, F. F. **Comportamento mecânico e tenacidade à fratura de ligas de alumínio 2024 e 7075 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento.** 2016. 138 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2016.

CHANG, S. C. *et al.* The texture and formation of shear bands in a hot rolled 7050 aluminum alloy. **Scripta materialia**, v. 39, p. 583-588, 1998.

CHEN, Y.; WEYLAND, M.; HUTCHINSON, C. R. The effect of interrupted aging on the yield strength and uniform elongation of precipitation-hardened Al alloys. **Acta materialia**, v. 61, n. 15, p. 5877-5894, 2013.

CHUNG, T. F. *et al.* An atomic scale structural investigation of nanometre-sized η precipitates in the 7050 aluminium alloy. **Acta materialia**, v. 174, p. 351-368, 2019.

CONSTANTINO, V. R. L. *et al.* Preparação de compostos de alumínio a partir da bauxita: considerações sobre alguns aspectos envolvidos em um experimento didático. **Química Nova**, v. 25, n. 3, p. 490-498, 2002.

CUNHA, M. C.; LIMA, M. S. F. The influence of laser surface treatment on the fatigue crack growth of AA 2024-T3 aluminum alloy alclad sheet. **Surface and coatings technology**, v. 329, p. 244-249, 2017.

DAVIS, J. R. *et al.* **Aluminum and aluminum alloys.** ASM International, 1993.

DESHPANDE, N. U. *et al.* Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: Part I. Quantitative characterization. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 29, n. 4, p. 1191-1201, 1997.

DIETER, G. E. Fatigue of metals. **Mechanical metallurgy.** 3rd ed. Boston: McGraw-Hill, 1988. p. 387-390.

DLOUHÝ, I.; CHLUP, Z.; BOCCACCINI, A. R. Applicability of the Chevron-notch technique for fracture toughness determination in glass. **Cracow: ESIS**, 2013.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue.** Pearson, 2012.

DUPASQUIER, A. *et al.* Studies of secondary ageing in aluminium alloys. **Materials forum.** p. 1135-1140, 2004.

FERREIRA, L. E. T. **Elementos de Mecânica da Fratura aplicada à Engenharia Estrutural: aspectos analíticos, computacionais e experimentais.** 2^a ed. São Paulo: Editora UFLA, 2019.

FINDIK, F. Improvements in spinodal alloys from past to present. **Materials and design**, v. 42, p. 131-146, 2012.

GOMES, M. R.; BRESCIANI FILHO, E. **Propriedades e usos de metais não-ferrosos**. São Paulo: ABM, 1976.

HAN, N. M. *et al.* Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050. **Journal of alloys and compounds**, v. 509, n. 10, p. 4138-4145, 2011.

HAN, N. M. *et al.* Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050. **Materials science and engineering A**, v. 528, n. 10-11, p. 3714-3721, 2011.

HEIN, L. R. O. **Estudo da zona de estiramento através de técnica de reconstrução tridimensional**. 1996. 113p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1996.

HOU, L. G. *et al.* Room-temperature low-cycle fatigue and fracture behaviour of asymmetrically rolled high-strength 7050 aluminium alloy plates. **International journal of fatigue**, v. 142, p. 105919, 2021.

IRWIN, G. R. **Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys**. Washington DC: Naval research lab, 1956.

JACUMASSO, S. C. **Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T614-65**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2014.

JACUMASSO, S. C. *et al.* Microstructural characterization of interrupted aging on an AA7050 aluminum alloy. **Materials characterization**, v. 152, p. 180-187, 2019.

KACKAR, R. N. Off-line quality control, parameter design, and the Taguchi method. **Journal of quality technology**, v. 17, n. 4, p. 176-188, 1985.

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L. **Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications**. ASM International, 2004.

LAGO, M. L. **Liga de alumínio para aplicação aeronáutica obtida por conformação por spray**. 2010. 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Centro Federal de Educação Tecnológica do Maranhão, Maranhão, 2010.

LAI, M. O.; FERGUSON, W. G. Fracture toughness of aluminium alloy 7075-T6 in the as-cast condition. **Materials science and engineering**, v. 74, n. 2, p. 133-138, 1985.

LEE, Y. L. *et al.* **Fatigue testing and analysis: theory and practice**. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.

LIMA, L. O. R. **Estudo sobre o tratamento térmico de envelhecimento interrompido T614-65 e influência na propagação de trinca por fadiga em uma**

liga de alumínio AA7050. 2014. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2014.

LINS, J. F. C. *et al.* Aspectos microestruturais da falha de um aço IF deformado via compressão dinâmica a-196°C. **Escola de Minas**, v. 62, n. 2, p. 167-173, 2009.

LIU, P. *et al.* Microstructure and properties in the weld surface of friction stir welded 7050-T7451 aluminium alloys by laser shock peening. **Vacuum**, v. 152, p. 25-29, 2018.

LUMLEY, R. N.; POLMEAR, I. J.; MORTON, A. J. Temper developments using secondary ageing. **Materials forum**. p. 85-95, 2004.

LUSIAK, T.; KNEC, M. Use of ARAMIS for fatigue process control in the accelerated test for composites. **Transportation research procedia**, v. 35, p. 250-258, 2018.

LYU, F. *et al.* Numerical simulation for creep age forming of aluminium alloy 7050 saddle-shaped part. **Procedia engineering**, v. 207, p. 299-304, 2017.

MAGALHÃES, D. C. C.; HUPALO, M. F.; CINTHO, O. M. Natural aging behavior of AA7050 Al alloy after cryogenic rolling. **Materials science and engineering: A**, v. 593, p. 1-7, 2014.

MUKHOPADHYAY, A. K.; PRASAD, K. S. Formation of plate-shaped Guinier–Preston zones during natural aging of an Al–Zn–Mg–Cu–Zr Alloy. **Philosophical magazine letters**, v. 91, n. 3, p. 214-222, 2011.

NAKAYAMA, J. Direct measurement of fracture energies of brittle heterogeneous materials. **Journal of the american ceramic society**, v. 48, n. 11, p. 583-587, 1965.

NEWMAN, J. C. A review of chevron-notched fracture specimens. **Chevron-notched specimens: testing and stress analysis**. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1984, p. 5-31.

OLIVEIRA, J. C. P. T. *et al.* **Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza**. 2009. 261p. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

OLIVEIRA, R. R. **Avaliação da tensão residual em alumínio 7050 conformado pelo processo peen forming**. 2011. 128 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

PADILHA A. F.; SICILIANO, F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3.ed. São Paulo: ABM, 2005.

PASCOAL, J. F. A. **Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)**. 156p. 2014. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. **Introdução à mecânica da integridade estrutural**. UNESP, 1995.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. CRC press, 2009.

RAPUANO, S; HARRIS, F. J. An introduction to FFT and time domain windows. **IEEE instrumentation & measurement magazine**, v. 10, n. 6, p. 32-44, 2007.

REDDY, D. V. R. **Microalloying of advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy**. Metalworld. 2008. Disponível em: www.metalworld.co.in/technology0908.pdf. Acesso em: 09 jul. 2019.

REED HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 1973.

RISANTI, D. D. *et al.* A systematic study of the effect of interrupted ageing conditions on the strength and toughness development of AA6061. **Materials science and engineering A**, v. 523, n. 1-2, p. 99-111, 2009.

ROBSON, J. D. A new model for prediction of dispersoid precipitation in aluminium alloys containing zirconium and scandium. **Acta materialia**, v. 52, n. 6, p. 1409-1421, 2004.

ROSSINO, L. S. **Estudo do comportamento em fadiga por fretting da liga de Al 7050-T7451**. 2008. 232p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Carlos, 2008.

SANKARAN, K. K.; MISHRA, R. S. **Metallurgy and design of alloys with hierarchical microstructures**. North- Holland: Elsevier, 2017.

SAKAI, M.; BRADT, R. C. Fracture toughness testing of brittle materials. **International materials reviews**, v. 38, n. 2, p. 53-78, 1993.

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Fundação de desenvolvimento da Unicamp-Funcamp (UNICAMP), 2017.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. Springer science & business media, 2009.

SCHMUCK, C. *et al.* Quantitative analysis of GP zones formed at room temperature in a 7150 Al-based alloy. **Applied surface science**, v. 87, p. 228-233, 1995.

SCHNEIDER, C. A.; RASBAND, W. S.; ELICEIRI, K. W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. **Nature methods**, v. 9, p. 671-675, 2012.

SEVALE, L. G. **Estudo da influência de tratamentos térmicos nas variações microestruturais do aço SAE 4340**. 2014. 40p. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia Mecânica) - Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

SHA, G.; CERREZO, A. Early-stage precipitation in Al–Zn–Mg–Cu alloy (7050). **Acta materialia**, v. 52, n. 15, p. 4503-4516, 2004.

SHANMUGHASUNDARAM, P.; DAHLE, A. K. Heat treatment of aluminum alloys. **Reference module in materials science and materials engineering**. 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.03374-9>. Acesso em: 03 jul. 2021.

SHANNON, J. *et al.* **Closed-form expressions for crack-mouth displacements and stress intensity factors for chevron-notched short bar and short rod specimens based on experimental compliance measurements**. Lewis Research Center, 1992.

SHI, Z. **Crack analysis in structural concrete: theory and applications**. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2009.

SILVA, W. S.; MENDANHA, A.; GOLDENSTEIN, H. **Estudo da tenacidade à fratura de aços de alta resistência mecânica utilizando a metodologia Chevron**. BT/PMT/0501–Boletim técnico da Escola Politécnica da USP, São Paulo: Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais, 2005.

SIQUEIRA, G. **Caracterização microestrutural, mecânica e tratamento térmico da liga AA-6082 obtida pelo processo de conformação por spray**. 2010. 42 f. Mestrado (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2010.

STEWART, J. **Cálculo**. 5.ed. São Paulo: Cengage Learning, 2009.

STRUDEL, J. L. **Physical metallurgy**. 4th ed. North-Holland: Elsevier, 1996.

TOOLEY, M. *et al.* **Aerospace engineering reference**. 1st ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2009.

TROVATO NETO, E. **Caracterização micromecânica de propriedades de tenacidade à fratura de ligas de alumínio estruturais**. 2019. 97p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2019.

VIANA, T. G. *et al.* Caracterização do fechamento de trinca de fadiga numa liga Al 7475 pré-deformada e com shot peening. **Matéria**, v. 10, n. 3, p. 454-462, 2005.

WEERTMAN, J. Fracture mechanics: A unified view for Griffith-Irwin-Orowan cracks. **Acta metallurgica**, v. 26, n. 11, p. 1731-1738, 1978.

WERENSKIOLD, J. C.; DESCHAMPS, A.; BRÉCHET, Y. Characterization and modeling of precipitation kinetics in an Al–Zn–Mg alloy. **Materials science and engineering: A**, v. 293, n. 1-2, p. 267-274, 2000.

XU, X. *et al.* Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu alloy during isothermal aging: atomic-scale HAADF-STEM investigation. **Materials science and engineering: A**, v. 691, p. 60-70, 2017.

YE, T. *et al.* Mechanical property and microstructure evolution of aged 6063 aluminum alloy under high strain rate deformation. **Vacuum**, v. 159, p. 37-44, 2019.

ZHANG, P. *et al.* A study on the dynamic shock performance of 7055-T614 aluminum alloy based on experimental and simulation. **Vacuum**, v. 157, p. 306-311, 2018.

ZHANG, P.; WANG, Y. Effects of heat treatment on the nanoscale precipitation behavior of 7055 aluminum alloy under dynamic shock. **Vacuum**, v. 152, p. 150-155, 2018.

ZHUANG, Z. *et al.* Extended finite element method. **Tsinghua university press computational mechanics series**. Academic Press, 2014.

APÊNDICES

APÊNDICE A – Os estados planos de deformação (EPD) e tensão (EPT)

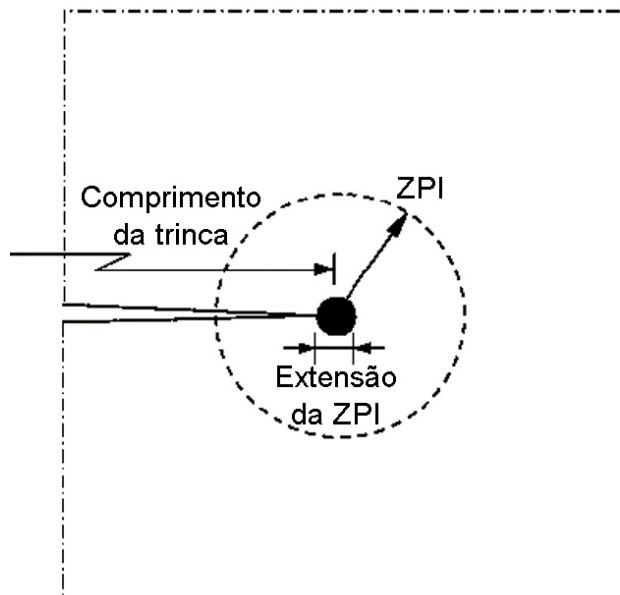
A região circunferencial que envolve a ponta de uma trinca é conhecida como zona de domínio do fator intensidade de tensão. Dentro desta, os campos de tensão e deformação são descritos e governados por K (FERREIRA, 2019).

Na maioria dos metais, a resistência aos mais variados esforços é bem definida, no entanto, à medida que se aproximam da ponta de uma fissura, os níveis de tensão elevam-se rapidamente (FERREIRA, 2019).

Como já apontado na revisão deste trabalho, ao se aproximar da ponta de uma trinca, as tensões apresentam um comportamento singular, tendendo a valores infinitos, enquanto a resistência tende a zero (FERREIRA, 2019).

Assim sendo, quando as tensões excedem o nível de resistência elástica de um material, inicia-se a formação de uma zona de processos inelásticos ou plásticos (ZPI), conforme se mostra na Figura A-1.

Figura A-1 – Zona de processos inelásticos na ponta de uma fissura.



Fonte: (Adaptada de SCHIJVE, 2009).

No interior da zona de processos inelásticos, as soluções para o campo de tensões elásticas de uma trinca perdem a validade. Ademais, a própria extensão

da zona plástica afetará diretamente a extensão da zona de domínio de K. De maneira geral, o campo de tensões elásticas corresponde a 10% do comprimento da trinca (FERREIRA, 2019).

Para que os princípios da MFLE sejam aplicáveis, a condição de plastificação na ponta da trinca deve se apresentar em pequena escala; do contrário, os conceitos clássicos da MFLE, com certa aproximação, seriam válidos apenas às grandes estruturas (*e.g.*: grandes barragens ou estruturas massivas de concreto) (FERREIRA, 2019).

Quando submetido a tensões que evoluam até a tensão limite de escoamento, um material metálico plastifica, formando uma zona de processos inelásticos de extensão r_p . De posse de considerações geométricas de contorno e de conceitos inerentes ao Cálculo Diferencial e Integral deduz-se a equação A-1, em função do fator intensidade de tensões (K) e da tensão limite de escoamento (σ_e), a partir da qual consegue-se determinar o tamanho da zona de processos inelásticos (FERREIRA, 2019).

$$r_p = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2 \quad (\text{A-1})$$

Para o estado plano de deformação (EPD), a utilização do critério de von Mises (o critério de ruptura é dado pela igualdade entre a tensão equivalente e a tensão de escoamento) permite reescrever a equação A-1, como se segue na equação A-2 (FERREIRA, 2019).

$$r_p = \frac{1}{9\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2 \quad (\text{A-2})$$

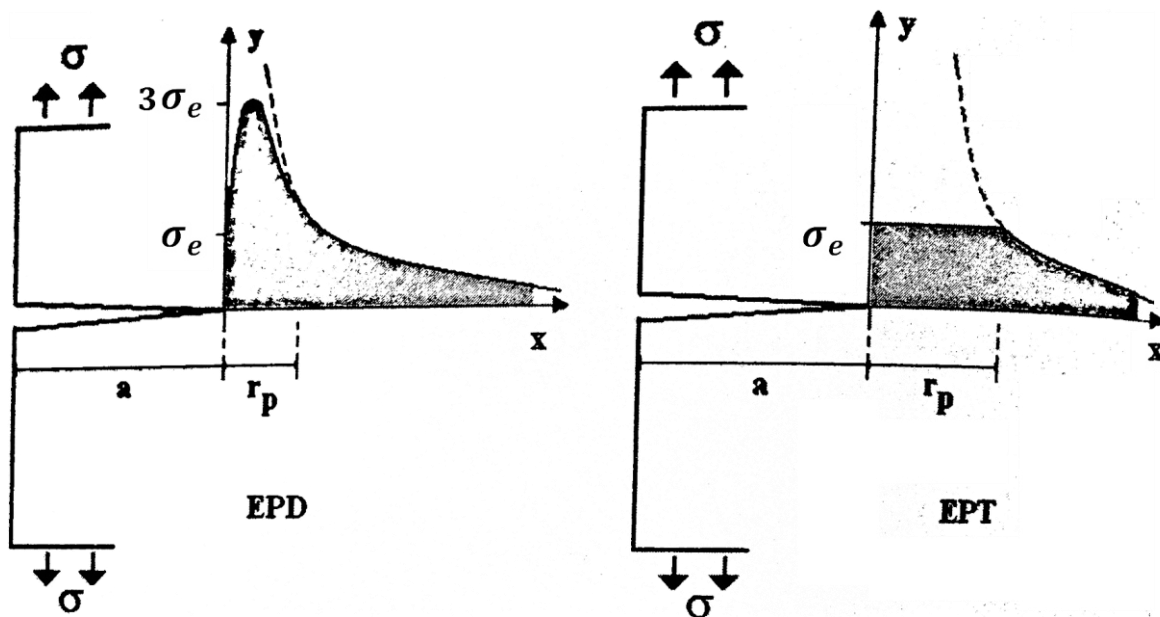
De maneira análoga para o estado plano de tensão (EPT), a equação que permite determinar a extensão da zona de processos inelásticos é denotada em A-3 (FERREIRA, 2019).

$$r_p = \frac{1}{1\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2 \quad (\text{A-3})$$

Observa-se que a extensão da zona plástica para o EPT é nove(9) vezes maior, comparativamente ao EPD. Assim sendo, a dissipação de energia associada à formação da zona de processos inelásticos, em estado plano de tensão, é superior. Por esse motivo, a tenacidade à fratura também o será, pois grande parte da energia de deformação armazenada no sólido será dissipada com danos prévios ao material, antes mesmo que a trinca comece a se propagar efetivamente (FERREIRA, 2019).

Por outro lado, em EPD, devido ao confinamento dimensional, as tensões na região à frente da ponta da fissura podem atingir valores três vezes maiores do que a tensão limite de escoamento do material, conforme se mostra no diagrama esquemático da Figura A-2 (FERREIRA, 2019).

Figura A-2 – Extensões das ZPIs e distribuições das tensões para EPD e EPT.



Fonte: (Adaptada de FERREIRA, 2019).

Muitas vezes, torna-se necessária a correção do comprimento da trinca (a) para que se possa utilizar a formulação da MFLE. Para considerar a transição entre EPT e EPD, a extensão da zona de processos inelásticos é ajustada pela equação A-4 (FERREIRA, 2019).

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \cdot \left(\frac{K}{\sigma_e}\right)^2 \quad (\text{A-4})$$

APÊNDICE B – Análise dimensional do fator intensidade de tensão

Sabendo que $[K_{QvM}] = [MPa \cdot \sqrt{m}]$, então, deve existir um fator de conversão entre as unidades de medida de força e dimensão ($[N]$ e $[mm]$, respectivamente) para a unidade em que os resultados foram apresentados $[MPa \cdot m^{0,5}]$. A metodologia para determinação deste fator é mostrada nas equações B-1 a B-7.

$$[K_{QvM}] = \frac{[N]}{[mm \cdot \sqrt{mm}]} \quad (B-1)$$

$$[K_{QvM}] = \frac{[N]}{[10^{-3}m \cdot \sqrt{10^{-3}m}]} \quad (B-2)$$

$$[K_{QvM}] = \frac{[N]}{[10^{-4,5} \cdot m^{1,5}]} \quad (B-3)$$

$$[K_{QvM}] = \frac{[N]}{[10^{-4,5} \cdot m^{1,5}]} \cdot \frac{m^2}{m^2} \quad (B-4)$$

$$[K_{QvM}] = \frac{[N]}{[10^{-4,5} \cdot m^{1,5}]} \cdot \frac{10^6 \cdot m^2}{10^6 \cdot m^2} \quad (B-5)$$

$$[K_{QvM}] = 10^{-1,5} \mathbf{MPa} \cdot \sqrt{m} \quad (B-6)$$

$$[K_{QvM}] = 0,03162 \mathbf{MPa} \cdot \sqrt{m} \quad (B-7)$$

APÊNDICE C – Revisão dos conceitos abordados na metodologia da norma ASTM E1304-97: determinação da tenacidade à fratura, sob estado de deformação plana, em amostras de materiais metálicos entalhadas em “V”

O método Chevron para determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos baseia-se na propagação lenta de uma trinca (*smooth crack growth behavior*), a partir de um entalhe na forma de “V” (*Chevron-notch*). Alguns materiais, no entanto, quando testados por esta metodologia, podem exibir um comportamento súbito de avanço de trinca (*crack jump behavior*), após se atingir uma determinada carga.

Para que o percurso da trinca seja considerado súbito, a variação da força entre um ponto estacionário e o máximo local atingido, após o seu avanço repentino, deve ser superior a 5%. Nas amostras da liga de alumínio 7050, testadas neste trabalho, verificou-se que, embora existam trechos de parada da trinca, nenhum deles apresentou um movimento súbito. A explicação da norma ASTM E1304-97 para este fato baseia-se na teoria de Griffith: para que uma trinca cresça, é necessário que a energia de deformação por unidade de volume liberada seja maior do que a energia consumida na criação de novas superfícies de trinca.

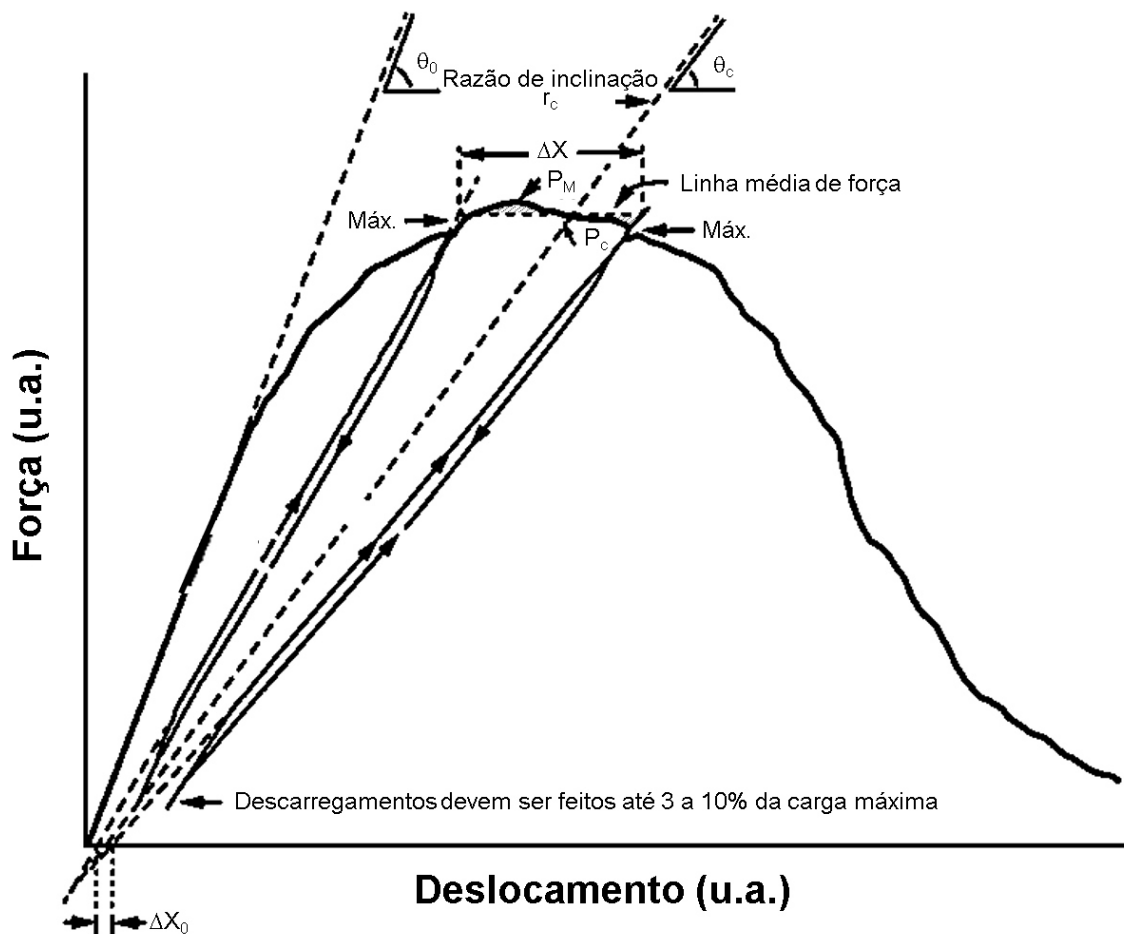
Uma das formas de análise das curvas de carga vs. deslocamento de materiais com comportamento de propagação lenta ou súbita de trinca consiste na determinação de um parâmetro chamado razão de inclinação efetiva de descarregamento (r). Seu cálculo consiste no quociente entre as tangentes da inclinação da n -ésima curva de descarregamento (θ_n) e da inclinação da reta elástica (θ_0). A partir de r , pode-se determinar o comprimento da trinca, em vários estágios do ensaio, e calcular o coeficiente de intensidade de tensão, chamado também de fator geométrico (Y^*). Na Figura C-1, mostra-se uma curva genérica de carga vs. deslocamento referente a um material que exibe propagação suave de trinca, a partir da qual será explicada a metodologia para determinação do fator intensidade de tensão (K_{QV}), por meio da carga crítica do ensaio (P_c).

O intervalo da curva carga vs. deslocamento propício à determinação do fator intensidade de tensão deve se encontrar entre dois ou três ciclos de descarregamentos, cujas retas apresentem inclinação entre $1,2 \cdot r_c$ e $0,8 \cdot r_c$, sendo r_c a razão de inclinação quando o tamanho da trinca é crítico. Tal intervalo é proposto

pela norma ASTM E1304-97 com base em inúmeros testes prévios de amostras metálicas entalhadas em “V”, a partir dos quais foi verificado que o comprimento crítico da trinca, comumente, ocorre nesta faixa. Embora r possa ser definido ao longo de toda a extensão da curva, o seu valor crítico é função da geometria do corpo de prova, conforme mostra a Tabela 3 da norma ASTM E1304-97. É importante enfatizar que o conhecimento das regiões da curva, onde os descarregamentos devem ser feitos, exige um ensaio de sacrifício.

Observando a Figura C-1, percebe-se que há dois pontos de máximo relacionados aos dois trechos de descarregamento/carregamento. A partir deles e considerando que a área das regiões hachuradas, na figura, seja aproximadamente a mesma, deve-se traçar uma reta horizontal denominada linha média de força. O comprimento deste segmento de reta é designado ΔX . A partir das curvas de descarregamento, pode-se extrapolar a reta efetiva de descarregamento até o eixo do deslocamento (note que o descarregamento não é realizado até uma força nula e sim até 3 a 10% da carga máxima do ensaio – reitera-se a importância de um teste de sacrifício para determinação da força máxima). A distância entre as interseções das retas efetivas de descarregamento com o eixo “x” é denotada ΔX_0 . A divisão de ΔX_0 por ΔX é chamada plasticidade (p). O ensaio é válido apenas se p estiver entre -0,05 e +0,10. A plasticidade admite valores negativos para o caso em que as linhas efetivas de descarregamento se cruzam antes do eixo das abscissas. Conhecendo-se os valores de r_c e da inclinação da região elástica do ensaio (θ_0), pode-se determinar o arco crítico do teste (θ_c), cuja tangente é igual ao produto de r_c pela tangente de θ_0 . A reta com a inclinação crítica é traçada a partir da interseção entre as retas efetivas de descarregamento. O ponto em que esta reta intercepta a curva carga vs. deslocamento corresponde à carga crítica do ensaio (P_c), definida como sendo a força requerida para avançar a trinca, quando esta se encontrava em seu comprimento crítico. Caso a carga máxima do ensaio (P_M) seja 10% maior do que a carga crítica, o teste é considerado inválido, pois a trinca não cresceu suficientemente para se afastar do vértice do entalhe em “V”. Finalmente, o cálculo de K_{QV} é realizado por meio da equação (40), substituindo-se a carga máxima pela carga crítica do ensaio. Os critérios de validação se mantêm e a eles acrescentam-se o critério da plasticidade e o critério da comparação das cargas máxima e crítica.

Figura C-1 – Curva força vs. deslocamento genérica para um material com propagação estável de trinca.



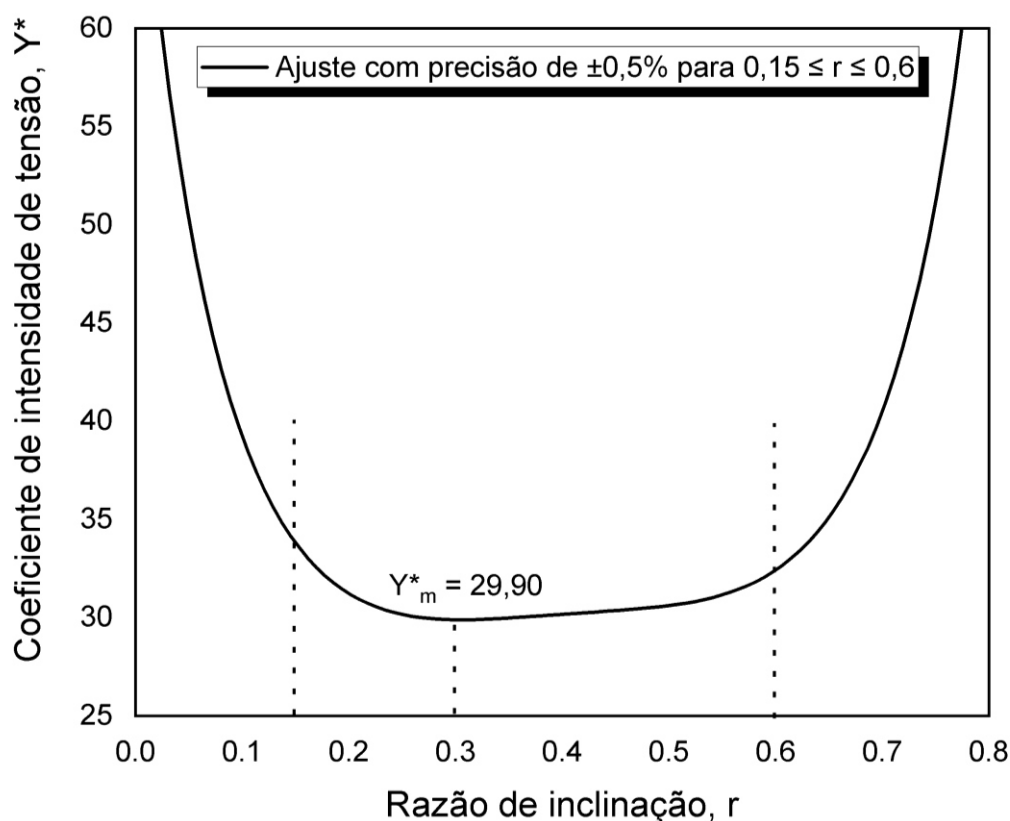
Fonte: (Adaptada de ASTM E1304-97, 2020).

O fator geométrico ou coeficiente de intensidade de tensão (Y^*), em todas as metodologias de determinação do fator intensidade de tensões, é empregado em seu valor mínimo (Y^*_{m}). Para discutir esta consideração, a partir da norma ASTM E1304-97 e do trabalho de Shannon *et al.* (1992), construiu-se a curva de Y^* em função de r para um corpo de prova de seção quadrada ($W/B = 2,0$), conforme se mostra na Figura C-2.

A expressão empregada para a determinação da curva da Figura A-2 pode ser consultada no trabalho de Shannon *et al.* (1992). Na região de maior precisão de resultados ($0,15 \leq r \leq 0,6$), percebe-se que, inicialmente, Y^* apresenta um comportamento decrescente ($0,15 \leq r \leq 0,3$) e, posteriormente, aumenta ($0,3 \leq r \leq 0,6$). Este comportamento deve-se à dependência do coeficiente de intensidade de tensão dos quocientes entre as tangentes das inclinações das

infinitas curvas de descarregamento (θ_n) ao longa da curva de carga vs. deslocamento e a tangente da inclinação da reta elástica (θ_0). Como a função tangente apresenta intervalos crescentes e decrescentes, espera-se que Y^* apresente o mesmo comportamento. No cálculo do fator intensidade de tensão, como dito anteriormente, utiliza-se o menor valor do coeficiente de intensidade de tensão. A razão para esta manobra baseia-se no fato de que, independentemente da geometria do corpo de prova ou do material escolhido para o teste, o fator Y^* aumenta com o comprimento relativo da trinca (l_e/W), nos ensaios de tenacidade à fratura conduzidos por meio da metodologia da norma ASTM E399 (2009). No entanto, em função da elevada concentração de tensão na raiz do entalhe em “V”, prevista pela norma ASTM E1304-97, Y^* atinge um valor mínimo para evitar a superestimação do fator intensidade de tensão calculado pela carga máxima (K_{QVM}) ou pela carga crítica (K_{QV}).

Figura C-2 – Curva coeficiente de intensidade de tensão vs. razão de inclinação para um corpo de prova de seção quadrada.



Fonte: Arquivo pessoal.