

**ESTUDO SOBRE A PREVISÃO DE FALHA DE UMA LIGA DE
ALUMÍNIO 7075 ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE**

LARISSA GOMES SIMÃO

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

NOVEMBRO – 2019

ESTUDO SOBRE A PREVISÃO DE FALHA DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7075 ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE

LARISSA GOMES SIMÃO

Dissertação apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof^o Ph.D. Eduardo Atem de Carvalho

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ

NOVEMBRO – 2019

ESTUDO SOBRE A PREVISÃO DE FALHA DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7075 ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE

LARISSA GOMES SIMÃO

Dissertação apresentada ao Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.

Aprovada em 28 de novembro de 2019

Comissão Examinadora:

Eduardo Atem de Carvalho (Ph.D., Engenharia Mecânica – Texas A & M University) – UENF.

Luís Augusto Hernandez Terrones (D.Sc. Engenharia Metalúrgica e de Materiais – COPPE – UFRJ) - UENF

Luiz Antônio Fonseca Peçanha Jr. (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais - UENF) – IFF.

Bárbara Ferreira de Oliveira (D.Sc. Engenharia e Ciência dos Materiais - UENF) – ISE CENSA.

DEDICATÓRIA

*A Deus que permite e sustenta todos os projetos de minha vida.
Ao meu orientador, grande amigo e pai acadêmico, Eduardo Atem de Carvalho, pelo apoio incondicional, pelas palavras de incentivo e por me inspirar com sua trajetória.
Aos meus catequizandos cujos sorrisos têm a capacidade de ofuscar os dias ruins.*

AGRADECIMENTOS

Reforço primeiramente o meu agradecimento aos citados na Dedicatória do presente trabalho;

Agradeço aos meus pais e aos meus avós Neuza e Antônio que até nos momentos difíceis forneceram combustível para a superação de dificuldades;

Agradeço aos meus amigos, cujos nomes não necessito citar, uma vez que sabem da influência direta que exerceram neste trabalho. Estes foram incansáveis ao me lembrar de que sempre foi possível que este dia chegasse.

Agradeço ao técnico Silvío Mendes que desde a graduação mostrou-se disposto a me ajudar seja qual for o desafio;

À, atualmente, doutoranda Geovana Carla Girondi Delaqua, que com sua dedicação e amizade, trabalhou na operação do forno onde os tratamentos térmicos foram realizados.

Ao professor Carlos Maurício Vieira que disponibilizou o uso dos fornos e do projetor de perfil;

Ao técnico Gabriel por operar o Microscópio Eletrônico de Varredura com muita dedicação;

Ao parceiro de grupo de pesquisa, Marcelo Siqueira, por todos os ensinamentos e disponibilidade em me ajudar. Experiência que foi esclarecedora ao longo do processo;

Ao meu bolsista voluntário de Iniciação Científica, Marcelo Zanco de Campos que muito auxiliou nos tratamentos térmicos e na preparação metalográfica para caracterização da liga em questão;

Ao doutorando Rafael Lugon pelo treinamento para o Microscópio Confocal e ao professor Marcelo Filgueira pela autorização;

À Bárbara por todos os ensinamentos e incentivo durante este processo;

Ao professor Sérgio da UFF-Niterói pelas análises por Espectroscopia de Dispersão de Energia e ao INT por disponibilizar o Microscópio Eletrônico de Varredura;

À parceira Tecmetal pela análise de Espectroscopia por Emissão Óptica. Sempre atenciosos e dispostos a prestar cortesias para a UENF;

À Viner Brasil Tecnologia Ltda e FERMEC pelos excelentes atendimentos na aquisição do material e usinagem dos corpos de prova, respectivamente;

À técnica Rosane Toledo pelo carinho com que sempre me recebe e por enriquecer minha vida acadêmica com seus ensinamentos;

Ao LCFIS-UENF por sempre disponibilizar o Difratômetro de Raios X;

Aos membros convidados para a banca para qual defenderei este trabalho. Desde já grata pela disponibilidade.

Ao professor Luiz Augusto Terrones por todas as dúvidas esclarecidas durante os experimentos, por compartilhar seus conhecimentos sobre a liga selecionada na presente pesquisa e pelo incentivo embutido em cada ensinamento;

À professora Lioudmila Aleksandrovna Matlakhova, pelas dúvidas esclarecidas durante os experimentos, por todos ensinamentos sobre tratamentos térmicos e pelo carinho e estímulo dedicados. Pesquisadora que inspira;

Ao professor Djalma pelo excelente trabalho na Coordenação da Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Grata pela confiança e atenção durante este processo;

Agradeço a todo o corpo docente do Laboratório de Materiais Avançados, LAMAV, funcionários e técnicos que direta ou indiretamente me ajudaram no crescimento profissional e humano ao longo desta trajetória que começou na Graduação. Portanto não me esqueceria daqueles que me iniciaram na pesquisa científica: Professora Ana Lúcia Dieguez Skury e Luiz Antônio Fonseca Peçanha;

Por fim, um agradecimento ao Setor de Materiais Superduros (SMSD) onde teve início minha vida acadêmica e em especial à Oficina de Ensaio Mecânicos e Metrologia (OEMM), meu atual grupo de pesquisa, onde pretendo prosseguir.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	11
ÍNDICE DE TABELAS	15
ÍNDICE DE EQUAÇÕES	17
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	18
RESUMO	19
ABSTRACT	20
OBJETIVOS	21
JUSTIFICATIVAS	23
CAPÍTULO I: INTRODUÇÃO	25
CAPÍTULO II: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1 O metal alumínio	27
2.1.2 Obtenção do alumínio	28
2.2 Características do alumínio puro	30
2.3 Considerações sobre ligas de alumínio e classificação das mesmas	31
2.4 A liga 7075	34
2.5 Tratamentos térmicos em ligas de alumínio	35
2.6 Endurecimento por precipitação	37
2.7 Tratamento de solubilização	39
2.8 Tratamento de envelhecimento	41
2.8.1 Precipitados e as zonas GP	45
2.8.2 Definição de regimes para o envelhecimento	48
2.9 Tenacidade à fratura	52
2.10 Abordagem geral acerca da Mecânica da Fratura	52
2.11 Teoria das distâncias críticas	55
2.11.1 Teoria das distâncias críticas: Histórico e definição	55
2.11.2 Teoria das distâncias críticas: Métodos	57
2.11.3 Teoria das distâncias críticas: Determinação dos parâmetros	59
CAPÍTULO III: MATERIAIS E MÉTODOS	63
3.1 Descrição geral do planejamento da pesquisa	63
3.2 Material	64
3.3 Tratamento Térmico T651 comercial	65

3.4	Tratamentos Térmicos em laboratório	66
3.5	Difração por Raios X	67
3.6	Espectroscopia por Emissão Ótica	67
3.7	Usinagem dos corpos de prova	68
3.8	Avaliação dimensional	71
3.9	Preparação Metalográfica da liga 7075 T651	71
3.10	Dureza Brinell	72
3.11	Microscopia Confocal	73
3.12	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	74
3.13	Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS)	74
3.14	Ensaio de Tração	74
3.15	Ensaio de Flexão em 4 Pontos	75
3.16	Modelagem Por Elementos Finitos	77
	CAPÍTULO IV: RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
4.1	Espectrometria por Emissão Óptica	78
4.2	Difração por Raios X	79
4.3	Caracterização da liga 7075 T6 conforme recebida	80
4.4	Caracterização da liga 7075 solubilizada e temperada	84
4.5	Caracterização da liga 7075 envelhecida artificialmente em laboratório	87
4.6	Dureza Brinell	90
4.7	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Dispersão de energia (EDS)	95
4.7.1	Análise da liga 7075 T6 polida (sem ataque químico)	95
4.7.2	Análise da liga 7075 T6 com ataque químico	102
4.8	Avaliação Dimensional	105
4.9	Ensaio de tração	109
4.9.1	Ensaio de tração convencional	109
4.9.2	Ensaio de tração em corpos entalhados	115
4.10	Ensaio de flexão	117
4.10.1	Ensaio de flexão em corpos lisos	117
4.10.2	Ensaio de flexão em corpos entalhados	118
4.11	Aplicação da Teoria das Distâncias Críticas	123
4.11.1	Determinação das cargas de ruptura	123

4.11.2 Modelagem por Elementos Finitos	124
4.11.3 Aplicação dos Métodos da Teoria das Distâncias Críticas	126
4.11.4 Comparação com as equações da Mecânica da Fratura Clássica	133
CAPÍTULO V: CONCLUSÕES	138
CAPÍTULO VI: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	141
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	143

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Produção mundial de alumínio até setembro de 2017	27
Figura 2.2 Fluxograma básico de uma refinaria	29
Figura 2.3 Diagrama de uma célula de redução para o alumínio primário	30
Figura 2.4 Possíveis combinações entre o alumínio e seus elementos de liga	34
Figura 2.5 Diagrama de fase do sistema Al-Zn	38
Figura 2.6 Princípio do tratamento de solubilização da liga Al-Cu	40
Figura 2.7 Efeitos do tempo e temperatura de precipitação na estrutura e resistência à tração de uma liga adequada a esse tratamento	41
Figura 2.8 Representação gráfica que mostra um conjunto de operações para aumentar resistência de ligas de alumínio como a utilizada no presente trabalho	43
Figura 2.9 Efeito da temperatura na curva de envelhecimento de uma liga 2024-T3	44
Figura 2.10 Curva de envelhecimento tradicional para uma liga da série 6xxx com evolução da dureza em função do tempo	44
Figura 2.11 Zonas GP de três ligas de alumínio distintas	46
Figura 2.12 Sequência de estruturas formadas durante a precipitação	47
Figura 2.13 Variação da dureza em função do tempo para várias ligas de Al-Cu envelhecidas à 130 °C	48
Figura 2.14 Esquema gráfico da variação da resistência em função da temperatura de envelhecimento, com tempo constante	49
Figura 2.15 Variação das propriedades de resistência em função do tempo de envelhecimento, a várias temperaturas	49
Figura 2.16 Representação de têmpera sem transformação polimórfica	51
Figura 2.17 Curva tensão versus distância usada nos métodos da Teoria das Distâncias Críticas	55
Figura 2.18 Métodos da TDC abordados utilizados nesta pesquisa	58
Figura 2.19 Determinação da resistência inerente, σ_0 e do comprimento característico, L representada pelo Método do Ponto	60
Figura 3.1 Fluxograma com a organização da presente pesquisa	63

Figura 3.2 Corpos de tração segundo a norma ASTM E8	69
Figura 3.3 Dimensões dos corpos de prova de flexão	70
Figura 3.4 Corpos de prova usinados	70
Figura 3.5 Corpo de prova de tração sem entalhe preparados para ensaio de tração em Máquina Universal de Ensaios Instron	75
Figura 3.6 Corpos de prova de flexão entalhados preparados para o ensaio	76
Figura 3.7 Corpo de prova de flexão com entalhe preparados para ensaio de flexão em 4 pontos em Máquina Universal de Ensaios Instron.	77
Figura 4.1 Difratoograma da liga de Al 7075 T6	79
Figura 4.2 Amostra de Al 7075 polida. Registro por Microscopia Confocal utilizando Interferência Diferencial	80
Figura 4.3 Amostra de Al 7075 T6. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s	81
Figura 4.4 Amostras de Al 7075 T6. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 430x com Interferência Diferencial. Ataque com Reagente Keller por 24s	82
Figura 4.5 Evolução da revelação dos contornos de grão em liga de alumínio 7075 T6. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 2136X	83
Figura 4.6 Amostras de Al 7075 solubilizada e temperada. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 1075x. Ataque com Reagente Keller por 24s.	85
Figura 4.7 Amostras de Al 7075 solubilizada e temperada. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s.	87
Figura 4.8 Amostras de Al 7075 envelhecidas a 145 °C por 24 h em laboratório. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 1075x	88
Figura 4.9 Amostra de Al 7075 envelhecida a 145 °C por 24 h em laboratório. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s	89
Figura 4.10 Amostra de Al 7075 envelhecida a 145 °C por 24 h em laboratório exibindo a orientação dos grãos. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 108x. Ataque com Reagente Keller por 24s.	90

Figura 4.11 Identação provocada pelo Ensaio de Dureza Brinell mostrando as medições dos diâmetros por Microscopia Confocal. Aumento de 216x.	92
Figura 4.12 Imagens obtidas por microscopia eletrônica da liga 7075 T6	96
Figura 4.13 Imagem por elétrons retroespalhados com os pontos 1, 2, 3, 4 e 5 identificados para análise por EDS. Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento de 2000x.	97
Figura 4.14 EDS da amostra polida. Análise pontual da Figura 4.13	98
Figura 4.15 Imagens com os pontos identificados para análise por EDS	99
Figura 4.16 EDS da amostra polida. Análise pontual da Figura 4.15	100
Figura 4.17 Imagens obtidas com elétrons secundários da liga 7075 T6 atacada com reagente Keller por 24 s	102
Figura 4.18 Imagem obtida com elétrons secundários com os pontos 1, 2 e 3 identificados para análise por EDS. Aumento de 8000x.	103
Figura 4.19 EDS da amostra atacada quimicamente. Análise pontual da Figura 4.18	104
Figura 4.20 Entalhe em V de um dos corpos de prova de flexão. Registro em Projetor de Perfil indicando as medidas realizadas neste equipamento.	105
Figura 4.21 Entalhes em V registrados por Microscopia Confocal	106
Figura 4.22 Corpo de prova de tração após a ruptura	110
Figura 4.23 Curva Tensão-Deformação de Engenharia de um dos corpos de prova submetido a tração	112
Figura 4.24 Aspecto macroscópico da fratura de um dos corpos de prova submetidos ao Ensaio de Tração.	113
Figura 4.25 Micrografia da fratura do corpo de prova de tração sem entalhe. Microscopia Eletrônica de Varredura. Imagem por elétrons secundários	114
Figura 4.26 Corpo de prova entalhado após ruptura por Ensaio de Tração	115
Figura 4.27 Aspectos macroscópicos das superfícies de fratura de um corpo de prova de tração entalhado após ensaio	115
Figura 4.28 Superfície de fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura de corpos de prova de tração entalhados. Imagem por Elétrons secundários	116
Figura 4.29 Gráfico tensão versus deformação plotado a partir do Ensaio de Flexão de um dos corpos de prova sem entalhe.	117

Figura 4.30 Corpos de prova de flexão com entalhe após ensaio de flexão em 4 pontos	118
Figura 4.31 Aspectos macroscópicos das superfícies de fratura dos corpos de flexão.	119
Figura 4.32 Vista topográfica da fratura (a) e vista lateral dos corpos de prova após ruptura (b) com regiões identificadas para análises posteriores	119
Figura 4.33 Fractografias eletrônicas de varredura por elétrons secundários dos corpos de flexão após ensaio em 4 pontos	120
Figura 4.34 Fractografia eletrônica de varredura por elétrons secundários de região central da superfície de fratura de um corpo de flexão após ensaio em 4 pontos	122
Figura 4.35 Deformação total obtida para o corpo de tração com entalhe por MEF	125
Figura 4.36 Detalhe do campo de tensão na ponta do entalhe por MEF	126
Figura 4.37 Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para os dois modelos de corpos de prova utilizados	127
Figura 4.38 Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para o modelo de corpo de prova de flexão	130
Figura 4.39 Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para o modelo de corpo de prova de tração	130
Figura 4.40 Indicação das dimensões a e b das equações retiradas de Tada, Paris & Irwin (2000)	134
Figura 4.41 Indicação das dimensões a e b das equações retiradas de Tada, Paris & Irwin (2000)	135

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Propriedades físicas do alumínio puro	30
Tabela 2.2 Sistema de designação das ligas de alumínio, seus principais elementos de liga e aplicações gerais	33
Tabela 2.3 Sistema básico de designação para as ligas de alumínio	33
Tabela 2.4 Características da liga de alumínio 7075 tratável termicamente	35
Tabela 2.5 Composição química da liga de alumínio 7075 tratável termicamente	35
Tabela 2.6 Subdivisões dos tratamentos térmicos, T, para ligas de alumínio	36
Tabela 2.7 Condições e algumas propriedades do Al 7075 comercial.	42
Tabela 2.8 Sequência de endurecimento por precipitação para uma liga de Al 7075	46
Tabela 2.9 Regimes de envelhecimento e propriedades de algumas ligas de Al	51
Tabela 3.1 Dados contidos no certificado de qualidade da empresa Viner Brasil Tecnologia Ltda para a barra de Al 7075 T6511	64
Tabela 3.2 Dados contidos no certificado de qualidade da empresa Viner Brasil Tecnologia Ltda para a placa de Al 7075 T6511	65
Tabela 3.3 Tempos recomendados para tratamento de solubilização e têmpera em ligas de alumínio	66
Tabela 3.4 Composição química do Reagente Keller	72
Tabela 4.1 Percentuais dos elementos presentes em uma placa de alumínio 7075 T6 conforme recebida. Análise realizada pela empresa Tecmetal.	78
Tabela 4.2 Percentuais dos elementos presentes em uma barra de alumínio 7075 T6 conforme recebida. Análise realizada pela empresa Tecmetal.	78
Tabela 4.3 Dureza Brinell do lote inicial da liga 7075 T6	91
Tabela 4.4 Valores de Dureza Brinell obtidos diretamente no ensaio versus valores calculados pelo diâmetro das identificações.	93
Tabela 4.5 Dureza Brinell calculada das amostras 7075 nas três condições estudadas	93
Tabela 4.6 Valores para Dureza Brinell de amostras 7075 nas três condições estudadas segundo MEDINA (2016)	95

Tabela 4.7 Dimensões médias, desvios padrão e coeficientes de variação dos corpos de prova de tração com e sem entalhe. Medidas realizadas com Paquímetro digital e Microscopia Confocal	107
Tabela 4.8 Dimensões médias, desvios padrão e coeficientes de variação dos corpos de prova de flexão com e sem entalhe. Medidas realizadas com Paquímetro digital, Microscopia Confocal e Projeção de perfil.	107
Tabela 4.9 Raios médios, desvios padrão e coeficientes de variação dos entalhes dos corpos de prova de flexão e de tração. Medidas realizadas com Microscopia Confocal.	108
Tabela 4.10 Propriedades mecânicas do Al 7075 T6	110
Tabela 4.11 Propriedades mecânicas do Al 7075 T6 comparadas com valores da literatura	111
Tabela 4.12 Expoente (n) e Coeficiente (K) de encruamento encontrados para o Al 7075 T6	112
Tabela 4.13: Cargas de ruptura dos corpos de prova de tração com entalhe de raio médio 0,03 mm e diâmetro da seção transversal 6 mm	123
Tabela 4.14: Cargas de ruptura dos corpos de prova de flexão com entalhe de raio médio 0,05 mm e espessura 25,4 mm	124
Tabela 4.15: Parâmetros da TDC determinados pelo Método do Ponto	127
Tabela 4.16: Previsão teórica e experimental com o Erro percentual encontrado para o Método do ponto	129
Tabela 4.17: Parâmetros da TDC determinados pelo Método da Linha	131
Tabela 4.18: Previsão teórica e experimental com o Erro percentual encontrado para o Método da Linha	131
Tabela 4.19: K_{Ic} calculado pelos Métodos do Ponto e da Linha da TDC para liga Al 7075 T6	132
Tabela 4.20: K_{Ic} segundo as referências bibliográficas indicadas para a liga Al 7075 T6	132
Tabela 4.21: K_{Ic} calculados para ambos os entalhes pelas equações da Mecânica da Fratura Clássica para a liga Al 7075 T6	136

ÍNDICE DE EQUAÇÕES

Equação 1	48
Equação 2	57
Equação 3	58
Equação 4	59
Equação 5	60
Equação 6	61
Equação 7	69
Equação 8	73
Equação 9	128
Equação 10	128
Equação 11	131
Equação 12	134
Equação 13	134
Equação 14	135
Equação 15	135
Equação 16	135
Equação 17	136
Equação 18	136

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

TDC – Teoria das Distâncias Críticas

MP – Método do Ponto

ML – Método da Linha

K – Fator de intensificação de tensões

K_c – Fator de intensificação de tensões crítico

K_{Ic} – Fator de intensificação de tensões crítico no modo I de abertura (0° a 90°)

$K_{Ic}^{Teór.}$ – Fator de intensificação de tensões crítico teórico

$K_{Ic}^{Exp.}$ – Fator de intensificação de tensões crítico experimental

L – Comprimento característico do material

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica

r – Distância da ponta da trinca ou da ponta do entalhe; Sua origem varia de acordo com a aplicação;

σ_0 – Tensão inerente do material;

σ_{esc} – Tensão de escoamento;

LRT ou σ_u – Limite de Resistência à tração ou Tensão máxima à tração;

σ_{rup} – Tensão de ruptura;

MEF – Modelagem por Elementos Finitos

DRX – Difração por Raios X

EDS – Espectroscopia por Dispersão de Energia

EÓ – Emissão Ótica

RESUMO

Formulada por Neuber e Peterson e retomada por Taylor, a Teoria das Distâncias Críticas, por alguns estudiosos vista como já consolidada, ganhou espaço no campo da engenharia como um método menos oneroso para previsão de falhas. Com a intenção de avaliar a confiabilidade dos métodos da TDC para outros materiais e tipos de entalhes além de sua relação com outras teorias da fratura, como a Mecânica da Fratura Clássica de Irwin a presente pesquisa teve início. Para tal, foi selecionada a liga de Al 7075-T6. Esta foi escolhida não apenas pela relevância industrial, mas também devido sua boa usinabilidade, o que auxilia, no âmbito acadêmico, a fabricação de corpos de prova para uma ampla gama de ensaios mecânicos. Adicionalmente, a mesma apresenta um baixo custo, quando comparado ao aço. Foram usinados dois entalhes: um agudo e um embotado, com 0,025 mm e 0,045 mm de raio, respectivamente. O primeiro em corpos de tração e o segundo em corpos de flexão. Os métodos da TDC testados apresentaram baixos erros percentuais e as previsões foram coerentes entre si. No entanto, o Método da Linha destacou-se por apresentar 3% de erro percentual. Na análise do campo de tensões para o entalhe agudo chegou a um valor de $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para o K_{Ic} . No entanto, ao aplicar os mesmos resultados nas equações da Mecânica da Fratura Clássica, obteve-se uma Tenacidade à Fratura de $34 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para o entalhe agudo. Uma das melhores previsões alcançadas até o dado instantâneo no grupo de pesquisa em questão quando comparada aos demais trabalhos que determinaram a mesma propriedade para as mesmas condições de tratamento térmico nesta liga. O presente estudo também visou ajustar os parâmetros temperatura e tempo para a sequência de tratamentos que constituem o T6. Verificou-se que a 504 °C por 2 h foi o suficiente para a solubilização dos elementos de liga na matriz e a 145 °C por 24 h para o envelhecimento artificial, houve uma melhora nas propriedades mecânicas, no entanto o envelhecimento não foi concluído neste patamar. A caracterização das amostras se deu por meio de Microscopia Confocal, MEV, EDS e DRX. Análise por EÓ e um estudo acerca de uma preparação metalográfica adequada também foram imprescindíveis para a pesquisa.

Palavras-chave: Teoria das Distâncias Críticas, Liga de Alumínio 7075 T6, Envelhecimento artificial.

ABSTRACT

The Theory of Critical Distances which was formulated by Neuber and Peterson and retomed by Taylor has been used in engineering field as a less expensive method to predict failures. Thus, this research aims to evaluate its methods in other materials and notches types and its relation with other theoris about fracture as The Irwin's Traditional Fracture Mechanics. The aluminium alloy 7075 T6 was selected for tests not only because of the its industrial relevance, but also due to its good machinability. The latter, by the way, helps in manufacturing of samples to academic area for wide range of mechanicals testing. Moreover, acquisition related costs of the aluminum are less expensive than steel. Two different notches were machined: a sharp and a blunted, with radius of 0,025 mm and 0,045 mm, respectively. The first in specimens of tests tension and the last in bend tests specimens. The TDC methods analysed exhibited low percent erros and predictions mutually consistent. However, the Line Method standed out when presented 3% to percent error. The analysis to stress field around of sharp notch tip, LM achieved a value of $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para K_{Ic} . Although, when this same results were applied in the Traditional Fracture Mechanics equations, a fracture toughness of $34 \text{ MPa}\sqrt{m}$ was found. This last result is one of the best predictions achieved until the present moment in this research group. Mainly when compared with other works which determined the same property using the same thermal treatment conditions to this alloy. Besides of objectives above mentioned, this present study aimed to regulate the parameters time and temperature for a sequence of heating treatments that compose the T6. Turned out that at 504 °C and 2 h are enough parameters to solubilisation of almost all alloying elements in the matrix. Additionally, for artificial aging, the temperature of 145 °C during 24 h, there was an improvement in the mechanics properties of the aluminium alloy 7075. Nevertheless, the aging hasn't been completed in this level. The material characterization was done using Confocal Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectrometer (EDS) and X-Ray Diffraction. Analysis by Optics Spectrometry and a study about a suitable preparation materialographic of aluminium alloy specimens were also importants for success this work.

Keywords: Theory of Critical Distances, Aluminum Alloy 7075 T6, Artificial aging.

OBJETIVOS

OBJETIVOS GERAIS:

Estudar meios de previsão de falha de uma liga alumínio 7075 envelhecida artificialmente com entalhes singulares utilizando Teoria das Distâncias Críticas.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

- Caracterizar uma liga de alumínio 7075 a fim de investigar sua composição e compará-la com dados da literatura;
- Investigar os parâmetros tempo e temperatura para os patamares do tratamento térmico de envelhecimento artificial;
- Analisar as microestruturas da liga 7075 T6 no decorrer dos patamares do tratamento térmico de envelhecimento artificial a fim de averiguar a solubilização e posterior formação dos precipitados;
- Avaliar por meio de Ensaio de Dureza Brinell o comportamento da liga nos diferentes estágios de tratamento térmico;
- Obter um alumínio 7075 solubilizado e envelhecido artificialmente segundo tratamento T6;
- Determinar Módulo de Elasticidade, Tensão de escoamento, Limite de Resistência à tração, coeficiente e expoente de encruamento por meio de ensaio à tração;
- Aplicar as propriedades mecânicas obtidas nos métodos da Teoria das Distâncias Críticas e obter o Fator de Intensificação de Tensões Teórico crítico que leva a falha do material;

- A partir da simulação dos ensaios de tração e flexão em modelos de elementos finitos entalhados, chegar ao Fator de Intensificação de Tensões Experimental crítico;
- Analisar a acurácia dos Métodos do Ponto e da Linha da Teoria das Distâncias Críticas quando aplicados diretamente para prever a falha da liga 7075 T6;
- Investigar mecanismos de fratura por microscopia eletrônica e composição dos precipitados resultantes por espectrometria de dispersão de energia.

JUSTIFICATIVAS

Em primeiro lugar, o alumínio foi selecionado como material de trabalho para a presente pesquisa, devido sua excelente usinabilidade, o que auxilia, no âmbito acadêmico, na fabricação de corpos de prova para uma ampla gama de ensaios mecânicos. Paralelamente a este fato, o custo na aquisição do mesmo é muito menor, principalmente quando comparado ao aço, metal até então muito utilizado pelo grupo de pesquisa onde foi desenvolvido este trabalho.

Uma vez que um dos objetivos do estudo foi analisar os parâmetros para os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial que proporcionassem melhora nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio, a escolha de uma liga com vasta aplicação industrial e que fosse capaz de oferecer o maior potencial de endurecimento por envelhecimento dentre todas as outras, se fez necessário. E segundo Fransson (2009 apud CAVALCANTE, 2016), o sistema Al-Zn-Mg, do qual trata-se a liga 7075 T6, enquadra-se nesta premissa.

Ademais, para testar uma teoria ainda em desenvolvimento como a Teoria das Distâncias Críticas, é aconselhável que o material possua uma gama de informações disponíveis na literatura. Uma liga pouco conhecida implicaria na adição de mais variáveis a um processo que não é trivial.

Por um outro lado, tem-se a necessidade de se determinar corretamente propriedades dos materiais, como o K_{Ic} , por exemplo. De acordo com Taylor e Susmel em seus trabalhos citados nesta dissertação, o uso de procedimentos sugeridos por norma é aconselhável. No entanto, a aplicação prática de tais técnicas disponíveis requer equipamentos sofisticados e um certo nível de experiência da parte do operador. Os ensaios demandam tempos prolongados de execução e apresentam custos altos que diversas vezes não estão ao alcance de muito grupos de pesquisa, principalmente quando se trata de laboratórios acadêmicos.

Neste contexto, a Teoria das Distâncias Críticas encontra sua relevância, já que a proposta que esta oferece é a possibilidade de prever falhas com baixos erros percentuais, quando se considera o campo da Mecânica da Fratura, e com um custo muito menor que os ensaios de Tenacidade à Fratura disponíveis por norma.

Portanto, embora, alguns pesquisadores considerem a TDC consolidada, o próprio Taylor em seus últimos trabalhos, afirma que há uma necessidade de mais

trabalhos que avaliem a confiabilidade dos métodos da Teoria das Distâncias Críticas e sua relação com outras teorias da Mecânica da Fratura.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Apesar de o alumínio ser usado há mais de sete mil anos pelos persas e a posteriori pelos egípcios e babilônicos (OLIVEIRA, 2008), o mesmo começou a ter sua produção e consumo elevados com o desenvolvimento do procedimento Hall-Héroult que se mostrou economicamente viável para a redução deste metal a partir de seu minério bauxita (ABAL, 2007).

À medida que sua produção se apresentou menos onerosa, o alumínio se tornou um competidor econômico nas aplicações de engenharia no começo do século XIX (ASM, 1990) principalmente por exibir uma variedade de aplicações ligadas às suas características físico-químicas, incluindo seu baixo peso específico quando comparado a outros materiais de grande consumo, por exemplo, o aço. Adicionalmente, possui uma boa resistência à corrosão e alta condutividade térmica e elétrica (ABAL, 2007).

O Al é um metal que possui um ótimo conjunto de propriedades que resultam numa adequabilidade técnica para um vasto campo na engenharia. Pode ser transformado facilmente por meio de muitos processos metalúrgicos o que o torna viável a indústria manufatureira auxiliando, no âmbito acadêmico, a fabricação de corpos de prova para uma ampla gama de ensaios mecânicos, um dos fatores, além do baixo custo, quando comparado ao aço, e a disponibilidade de informações que podem ser encontradas na literatura, que o levaram a ser selecionado para a presente pesquisa.

Todavia, o alumínio puro possui uma resistência mecânica limitada, o que restringe sua aplicação. Conseqüentemente, no início do século, as indústrias de alumínio começaram a trabalhar na produção de ligas de Al com propriedades mecânicas mais elevadas.

Dentre estas, encontram-se as ligas tratáveis termicamente da série 7XXX, como a liga de alumínio 7075-T6 possível de ser solubilizada e envelhecida artificialmente em busca de seu endurecimento por precipitação.

Sabe-se que o alumínio é um metal extremamente tenaz. Por isso, ensaios comuns não determinam com facilidade sua tenacidade à fratura e um tratamento de

endurecimento por precipitação com regime de envelhecimento natural levaria dias. A partir desta demanda, o trabalho em questão tem a intenção de utilizar temperaturas maiores de envelhecimento, uma vez que o envelhecimento entre as temperaturas de 100 e 260 °C é considerado um envelhecimento artificial já que a liga é tratada para produzir a precipitação (FRANSSON, 2009 apud CAVALCANTE, 2016).

Sendo assim, a partir de concentradores de tensão pretende-se simular as descontinuidades presentes em componentes mecânicos analisando posteriormente a confiabilidade dos métodos da Teoria das Distâncias Críticas.

Os métodos relacionados à Teoria da Distância Crítica (TDC) vêm sendo usados no projeto e reparo de componentes cerâmicos e compósitos e são incluídos frequentemente em modelos de fraturas mecânicas mais complexas. Há uma necessidade de mais trabalhos no estudo da teoria básica da Distância Crítica e sua relação com outras teorias da fratura, como a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) (TERRA, 2013).

De acordo com Taylor (2007), processos de fratura de materiais geralmente envolvem uma escala de comprimento própria. Esta, por sua vez, exibe efeitos das concentrações de tensão como trincas e entalhes. Este parâmetro de escala, o qual ele se refere está definido em seu trabalho como L que é dependente da dureza e resistência à fratura do material sendo considerado uma propriedade do mesmo. Acredita-se que pode ser usado em conjunto com análises de tensão elástica linear para previsões mais acuradas dos parâmetros de projeto e dos mecanismos de falha dos materiais.

Adicionalmente, com base nesta teoria, quatro métodos foram desenvolvidos. Estes são os métodos do ponto, linha, área e volume. Todos, apesar de similares, exibem resultados diferentes de acordo com a aplicação sendo demonstrado na literatura, que os métodos do ponto e da linha são os que vêm apresentando melhores resultados (TAYLOR, 2007). Desta forma pretende-se estudar a viabilidade dos métodos acima referidos, em um metal não ferroso de vasta aplicabilidade industrial tratado termicamente.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O metal alumínio

O aumento no consumo do alumínio mostra o quão importante na indústria moderna ele é. A variedade de aplicações está ligada a suas características físico-químicas, incluindo seu baixo peso específico quando comparado a outros materiais de grande consumo. Adicionalmente, possui uma boa resistência à corrosão e alta condutividade térmica e elétrica. (ABAL, 2007)

O alumínio é o segundo mais abundante elemento metálico presente na crosta terrestre (ASM, 1990) na forma de óxido de alumínio (Al_2O_3) e sua produção está em crescente aumento segundo o gráfico da Figura 2.1. Porém, segundo pesquisas, este material já era usado há mais de sete mil anos quando os ceramistas da Pérsia faziam os seus vasos de um tipo de barro contendo óxido de alumínio, o que hoje conhecemos como alumina. Trinta séculos depois, os Egípcios e Babilônicos usavam outro tipo de alumina nas suas fábricas de cosméticos e produtos medicinais (OLIVEIRA, 2008).

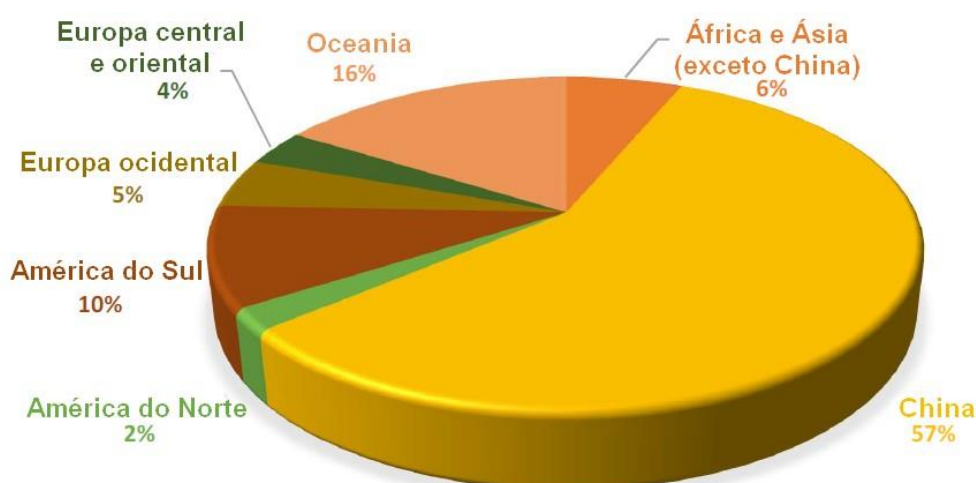


Figura 2.1: Produção mundial de alumínio até setembro de 2017 (Adaptado de Rodríguez, 2017)

O alumínio tem uma elevada afinidade pelo oxigênio. Por esta razão, até 1886 quando foi introduzido o processo de decomposição eletrolítica do óxido de alumínio, este metal não podia ser extraído em escala comercial (HIGGINS, 1982).

O alumínio foi descoberto por Sir Humphrey Davy em 1809 e foi isolado pioneiramente por H.C. Oersted. Contudo, somente em 1886 foi desenvolvido um processo de redução que fosse economicamente viável. Neste mesmo ano, dois cientistas trabalharam independentemente e inventaram o mesmo procedimento eletrolítico com intuito de reduzir a alumina ao alumínio. Estes foram Charles Martin Hall e Paul Louis Héroult, nos Estados Unidos e na França, respectivamente. Portanto, tem-se o procedimento Hall-Héroult que é utilizado atualmente.

O minério industrial mais importante é bauxita, contendo cerca de 35 a 45% de alumínio (ABAL, 2007). A medida que sua produção se apresentou menos onerosa, o alumínio se tornou um competidor econômico nas aplicações de engenharia no começo do século XIX (ASM, 1990). Todavia, o alumínio puro possui uma resistência mecânica limitada, o que restringe sua aplicação. Conseqüentemente, no início do século, as indústrias de alumínio começaram a trabalhar na produção de ligas de Al com propriedades mecânicas mais elevadas.

O Al é um metal que possui excelente combinação de propriedades úteis que resultam numa adequabilidade técnica para um vasto campo na engenharia. Pode ser transformado facilmente por meio de muitos processos metalúrgicos o que o torna viável a indústria manufatureira auxiliando, no âmbito acadêmico, a fabricação de corpos de prova para uma ampla gama de ensaios mecânicos.

2.1.2 Obtenção do alumínio

O processo químico denominado Bayer é o mais utilizado na indústria do alumínio. Neste processo, a alumina é dissolvida em hidróxido de sódio (NaOH) e filtrada para reter todo o material sólido, concentrando-se assim o filtrado visando a cristalização da alumina (ABAL, 2007). O desenvolvimento deste processo com o uso de soda cáustica para extrair alumina da bauxita pelo australiano Karl Joseph Bayer em 1892, teve um contributo substancial na produção em massa de alumínio, conforme já mencionada no tópico anterior (OLIVEIRA, 2008).

Há a secagem e calcinação dos cristais para eliminação de água. O pó branco de alumina prossegue para a redução eletrolítica pelo processo Hall-Hérault, conforme citado anteriormente.

A produção da alumina está compreendida em moagem, digestão, filtração/evaporação, precipitação e calcinação. O fluxograma da Figura 2.2 resume estas etapas.

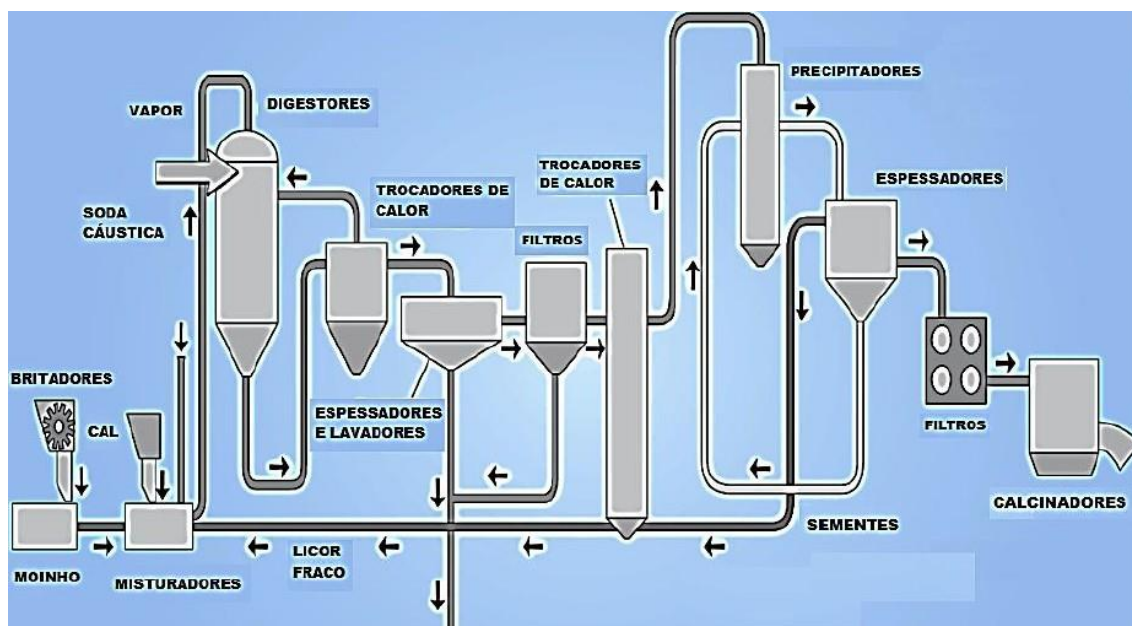


Figura 2.2: Fluxograma básico de uma refinaria (ABAL, 2007)

Na eletrólise para obtenção do alumínio, a alumina é carregada de forma controlada em um eletrólito fundido constituído por criolita e fluoreto de alumínio. A redução da alumina se dá por passagem de corrente elétrica na célula eletrolítica. O alumínio metálico decanta no fundo da célula e o oxigênio liberado reage com o anodo de carbono resultando em CO_2 . A Figura 2.3 mostra o diagrama de uma célula de redução.

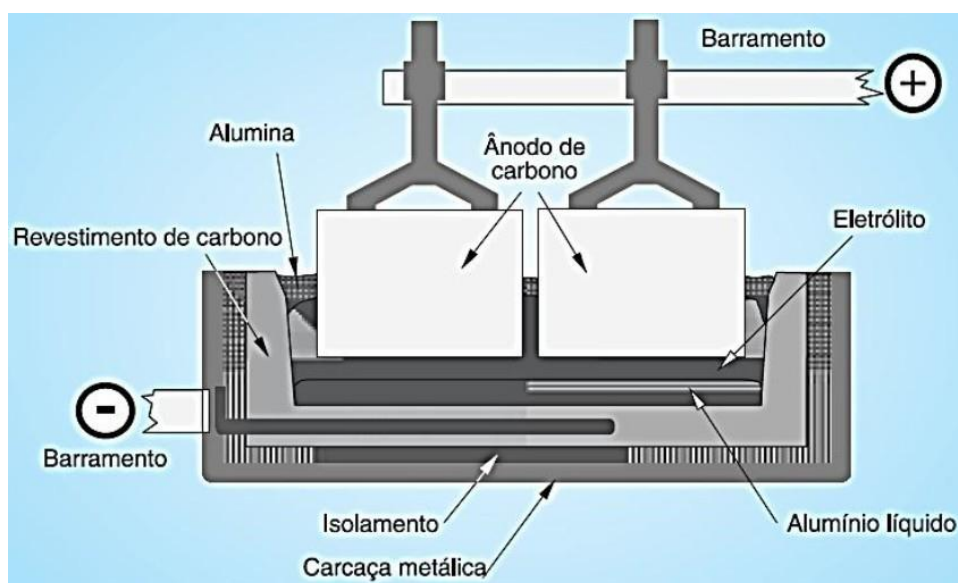


Figura 2.3: Diagrama de uma célula de redução para o alumínio primário.

2.2 Características do Alumínio puro

A Tabela 2.1 apresenta as propriedades físicas de maior interesse do alumínio considerando uma pureza de cerca de 99,80%.

Tabela 2.1: Propriedades físicas do alumínio puro

Densidade (g/cm ³)	2,70
Temperatura de fusão (°C)	660
Coeficiente de dilatação térmica (L/°C)	23 x 10 ⁻⁶
Condutibilidade térmica a 25 °C (cal/cm/°C)	0,53
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61
Fonte: (ABAL, 2007)	

Trata-se de um material não magnético, não tóxico e com um ponto de fusão relativamente baixo comparado ao do aço, o alumínio tem como uma de suas propriedades mais atrativas o seu baixo peso específico (ABAL, 2007) um terço da densidade do aço (7,83 g/cm³) (ASM, 1992).

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de

elementos de ligas, possibilitando a obtenção de características tecnológicas ajustadas à aplicação do produto final (ASM, 1992 apud CASTRO, 2018).

Estas características aliadas ao aumento da resistência mecânica por adição destes elementos de liga e/ou tratamentos térmicos tornam o alumínio o metal de escolha para a indústria aeronáutica e de transportes. Elementos de liga geralmente adicionados são o silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro etc. (ABAL, 2007).

Tendo em vista, o coeficiente de dilatação térmica linear do alumínio associado ao seu baixo módulo de elasticidade, tem-se que a variação de temperatura induz menores tensões na estrutura do alumínio. A adição de outros metais afeta pouquíssimo este coeficiente.

A baixa densidade do alumínio pode ser associada a outras duas propriedades. Sua alta condutibilidade elétrica e térmica. A primeira faz deste não-ferroso um potencial condutor e a segunda direciona-o a aplicações na indústria de alimentos e produtos químicos.

Embora o alumínio seja um metal termodinamicamente reativo, ele possui excelente resistência à corrosão na maioria dos ambientes, o que pode ser atribuído à passividade proporcionada por uma película protetora de óxido de alumínio. Este filme está fortemente ligado a superfície do metal e, se danificado, reforma quase que imediatamente. A continuidade do filme é afetada pela microestrutura do metal - em particular, pela presença e fração volumétrica de partículas de segunda fase (ASM, 1992).

2.3 Considerações sobre ligas de alumínio e classificação das mesmas

Conforme visto no decorrer da presente revisão, o alumínio puro não apresenta propriedades mecânicas favoráveis, portanto é utilizado na forma de ligas nas quais seu limite de resistência à tração pode chegar a cerca de 700 MPa enquanto o alumínio de alta pureza possui aproximadamente 90 MPa, como visto anteriormente (TOTTEN; MACKENZIE, 2003 apud CAVALCANTE, 2016).

Alfred Wilm em 1901, a partir do conhecimento de que os aços poderiam ser endurecidos tanto por solução sólida quanto por variação da taxa de resfriamento aplicada, começou a submeter ligas de alumínio a tratamentos térmicos. Todavia, este

observou que as ligas tinham sua dureza reduzida à medida que a taxa de resfriamento aumentava, diferentemente dos aços. Surpreendentemente, após dois dias os valores de dureza de uma liga Al-Cu aumentaram consideravelmente o que ocorreu, inclusive, com as propriedades de tração (HORNBOGEN, 2001 apud CAVALCANTE, 2016). Isto é, estas ligas encontram-se entre as ligas endurecidas por precipitação ou ligas envelhecíveis. Em contrapartida, as ligas que têm sua resistência mecânica elevada por trabalho a frio são denominadas como endurecíveis por encruamento (CAVALCANTE, 2016).

Assim sendo, convenientemente as ligas de alumínio foram divididas em dois grandes grupos com base no seu processo de fabricação, as trabalhadas e ligas para fundição (CASTRO, 2018).

Cada uma dessas categorias é ainda subdividida em classes conforme sua composição. Muitas ligas respondem a tratamentos térmicos baseados na solubilidade de fases. Dentre esses tratamentos incluem-se a solubilização e o envelhecimento (artificial ou natural) (ASM, 2004)

No Brasil a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), segundo a norma NBR 6834 substituída pela NBR ISO 209:2010 estabeleceu um sistema de identificação numérico normalmente composto por quatro dígitos.

As ligas de alumínio trabalhadas são classificadas primeiramente conforme os elementos da liga e são representadas por quatro dígitos como está apresentado na Tabela 2.2. Um sistema de letras indica os tipos de tratamento conforme apresentado na Tabela 2.3.

Tabela 2.2: Sistema de designação das ligas de alumínio, seus principais elementos de liga e aplicações gerais

Identificação	Principal elemento de liga	Termicamente tratáveis	Aplicações
1XXX	Mínimo 99,00 de Al	-	Indústria química e elétrica
2XXX	Cu	X	Aeronáutica
3XXX	Mn	-	Aplicabilidade geral
4XXX	Si	-	Fios de soldura e ligas de brasagem
5XXX	Mg	-	Transporte
6XXX	Mg e Si	X	Estruturas e transporte
7XXX	Zn	X	Aeronáutica
8XXX	Outros elementos (Sn, Li, Fe, Cu, Mg)	X	
9XXX	Série livre	-	

Fonte: NBR ISO 209:2010

Tabela 2.3: Sistema básico de designação para as ligas de alumínio

Identificação	Definição
F	Estado bruto (como fabricado)
O	Recozido
H	Endurecido por deformação
W	Solubilizado
T	Tratado termicamente

Fonte: NBR ISO 209:2010

As ligas ainda são subdivididas em ligas tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente. Ligas não tratáveis termicamente incluem as séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX. Enquanto as séries 2XXX, algumas 4XXX, 6XXX e ligas da série 7XXX correspondem as ligas tratáveis termicamente (TOTTEN; MACKENZIE, 2003) (CASTRO, 2018).

A Figura 2.4 trata-se de um esquema que apresenta várias combinações do alumínio com elementos de liga. Estas ligas foram criadas para aumentar a resistência mecânica do material, que já tem como característica uma elevada ductilidade (CASTRO, 2018).

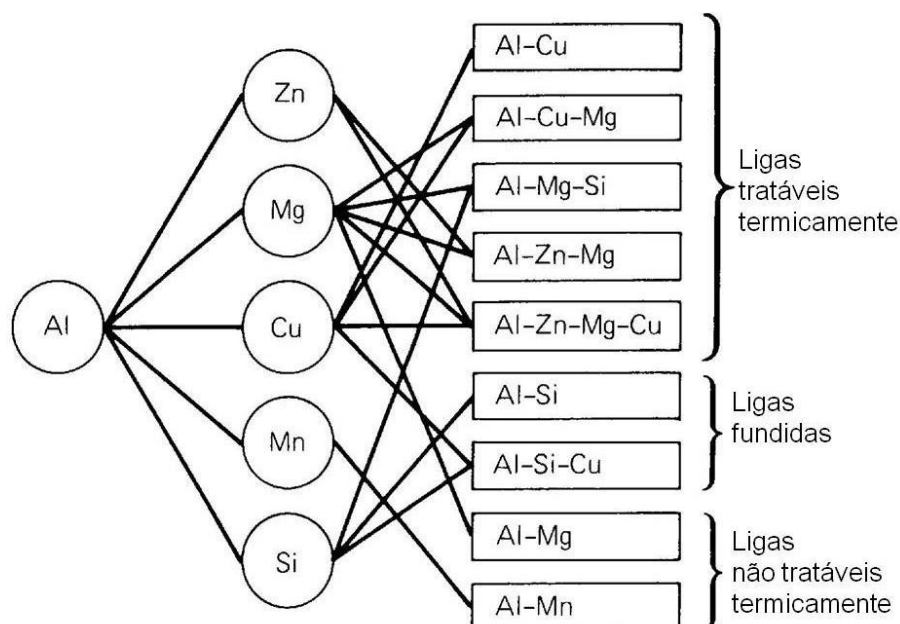


Figura 2.4: Possíveis combinações entre o alumínio e seus elementos de liga (CASTRO, 2018).

2.4 A liga 7075

Da série 7XXX, conforme consta na Tabela 2.2 do tópico anterior, é uma liga tratável termicamente que tem o Zn como principal elemento de liga. Possui elevada resistência podendo ser comparada ao aço estrutural, apesar de necessitar de proteção superficial. Tem como principal vantagem a sua excelente relação resistência/peso que leva a sua aplicação mais conhecida: indústria aeronáutica (ABAL, 2007)

Além de uma alta resistência mecânica, esta liga possui excelente ductilidade, tenacidade e resistência à fadiga. Sua composição química, segundo a norma ASTM B221, está apresentada na Tabela 2.5. A designação T6 presente nas ligas comercializadas indica que o material foi submetido ao tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial (CALLISTER, 2008).

Tabela 2.4: Características da liga de alumínio 7075 tratável termicamente.

Identificação	Composição (%p)*	Condição	LRT (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Dureza Brinnell (HB)	Ductilidade (%AL)
7075	5,6 Zn 2,5 Mg 1,6 Cu 0,23 Cr	Tratada termicamente (T6)	570	505	145 – 180	11

Fontes: ASM, 1990 apud CALLISTER, 2008
GLEal e Coppermetal

Nota: *O restante da composição corresponde à fração de alumínio na liga.

Tabela 2.5: Composição química da liga de alumínio 7075 tratável termicamente.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros elementos (cada)	Outros elementos (total)
0.40	0.50	1.2-2.0	0.30	2.1-2.9	0.18-0.28	5.1-6.1	0.20	0.05	0.15

Fontes: ASTM B221 e ASTM 209 – 14

Nota: *O restante da composição corresponde à fração de alumínio na liga.

Submetida a tratamento térmico a liga de alumínio 7075 pode ser endurecida por precipitação de dois elementos que não o alumínio para formar um composto intermetálico como o $MgZn_2$ (CALLISTER, 2008).

O sistema Al-Zn-Mg oferece o maior potencial de endurecimento por envelhecimento dentre todas as ligas de alumínio e por isso foi selecionada para o estudo. Frações, mesmo que pequenas, de Mg, como pode ser observado também na Tabela 2.4, podem elevar a resistência das ligas quando tratadas. Além deste, o Cr, Mn e Zr também podem ser adicionados com o intuito de se obter o controle da estrutura enquanto na fabricação e inclusive durante o tratamento térmico (FRANSSON, 2009 apud CAVALCANTE 2016).

2.5 Tratamentos térmicos em ligas de alumínio

Entende-se por tratamento térmico qualquer operação de aquecimento e resfriamento realizada para modificar as propriedades mecânicas, estrutura metalúrgica ou estado de tensões internas dos metais. Quando trata-se de ligas de alumínio, o tratamento térmico restringe-se a operações específicas utilizadas para

aumentar a resistência de ligas que sejam endurecíveis por precipitação (CAVALCANTE, 2016).

A Tabela 2.6 exhibe os tratamentos térmicos para ligas de alumínio.

Tabela 2.6: Subdivisões dos tratamentos térmicos, T, para ligas de alumínio

Designação	Regime
T ₁	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecido naturalmente
T ₂	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido naturalmente
T ₃	Solubilizado encruado e envelhecido naturalmente
T ₄	Solubilizado e envelhecido naturalmente
T ₅	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecido artificialmente
T ₆	Solubilizado e envelhecido artificialmente
T ₇	Solubilizado e sobre-envelhecido
T ₈	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente
T ₉	Solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado
T ₁₀	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente

Fonte: KAUFMAN, 2000 apud MAIA, 2012

O endurecimento por envelhecimento de ligas de alumínio tem sido alvo de numerosos estudos científicos. A termodinâmica e cinética do tratamento térmico de solubilização e precipitação além das interações entre deslocamentos e o

fortalecimento por precipitados tem sido elucidado. Todavia, não há um modelo de processo global para o endurecimento por envelhecimento (ASHBY, 1990) uma vez que os parâmetros dependem da composição e do estado de entrega da liga.

A fim de se adequarem a estes tratamentos, as ligas precisam atender a dois critérios: deve haver uma solubilidade máxima apreciável de um componente no outro e deve existir um limite de solubilidade que diminua rapidamente com a concentração do componente principal com redução de temperatura (CAVALCANTE, 2016).

O efeito do endurecimento em ligas 7XXX é inicialmente dependente da fração de volume e do tamanho dos precipitados de equilíbrio. Para a liga 7075, o $MgZn_2$.

No entanto, a resistência à corrosão destas ligas pode ser modificada por estes tratamentos. Sabe-se que apesar destes tratamentos térmicos elevarem a resistência da liga, a resistência à corrosão da mesma sofre um decaimento (LI *et al.* 2008 apud CAVALCANTE, 2016).

As características mais relevantes para estes processos são temperatura do tratamento de solubilização, taxa de resfriamento após este, tempo e temperatura de envelhecimento (KOCH; KOLIJN, 1979 apud CAVALCANTE, 2016).

2.6 Endurecimento por precipitação

O endurecimento por precipitação é mais amplamente utilizado no aumento de resistência de ligas de alumínio. No início do século XX este tratamento foi descoberto para algumas ligas de alumínio, sendo chamado então de “endurecimento por envelhecimento”. Posteriormente este tratamento foi desenvolvido na indústria aeronáutica para atender necessidades da Primeira Grande Guerra (HIGGINS, 1982).

A precipitação de uma segunda fase de uma solução sólida supersaturada é uma técnica de endurecimento versátil e comum. Esta solução é obtida por um resfriamento brusco de uma temperatura alta o suficiente. O tratamento térmico que causa a precipitação de um soluto é o tratamento de envelhecimento e este procedimento pode ser aplicado a um vasto número de ligas, apesar do comportamento sofrer variações dependendo da composição das mesmas (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Ainda de acordo com Meyers e Chawla (1982), o sistema deve preencher os seguintes requisitos:

- Formar uma solução supersaturada a temperaturas elevadas;
- Rejeitar um precipitado finamente disperso em envelhecimento, o que significa que o diagrama de fases da liga deve apresentar uma linha *solidus* declinando.

A Figura 2.5 exibe o diagrama de fases do sistema Al-Zn, cuja liga Al 7075 encaixa-se. Este é um sistema em que pode ocorrer o endurecimento por precipitação que consiste nas etapas de solubilização, resfriamento brusco e envelhecimento.

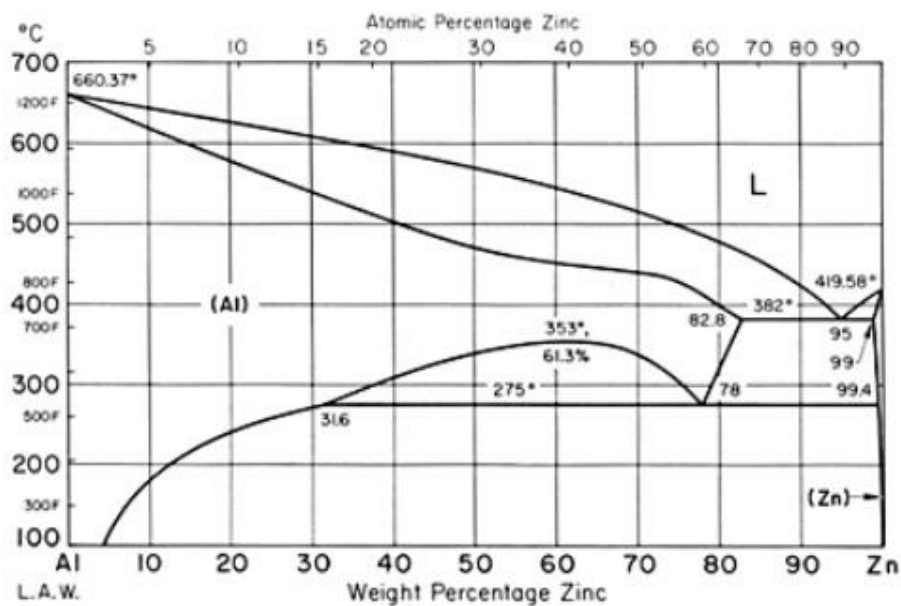


Figura 2.5: Diagrama de fase do sistema Al-Zn

Maior resistência mecânica é obtida nas ligas que respondem a estes tipos de tratamentos térmicos. De forma geral, o material é aquecido uniformemente até aproximadamente 500 °C (a temperatura exata dependerá da liga em questão) (ABAL, 2007).

Este aquecimento proporciona a dissolução dos elementos de liga na solução sólida. Desta forma, segue-se um resfriamento brusco, geralmente em água, que previne temporariamente que os constituintes se precipitem. Como esta é uma condição instável, ao longo do tempo estes constituintes se precipitam, contudo de maneira extremamente refinada (visível apenas por meio de microscopia óptica ou eletrônica) (ABAL, 2007).

Esses precipitados finos levam a liga ao máximo efeito de endurecimento (envelhecimento). Em algumas ligas este fenômeno ocorre espontaneamente

(envelhecimento natural), enquanto em outras faz-se necessário o reaquecimento da liga por algumas horas a cerca de 175 °C (tratamento de precipitação). Temperatura esta, que também dependerá dos constituintes da liga (ABAL, 2007).

2.7 Tratamento de solubilização

A liga é aquecida a uma temperatura que seja suficiente para a mesma alcançar sua região monofásica, porém não tão alta a ponto de atingir o ponto de fusão do material, para o alumínio, cerca de 660 °C. A mesma é mantida nesta temperatura por tempo suficiente para dissolver os precipitados solúveis (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Após o tratamento de solubilização, a liga é resfriada rapidamente até a temperatura ambiente ou inferior à ambiente a fim de que não haja tempo para formação de precipitados estáveis. O objetivo é a formação de uma solução sólida supersaturada (MEYERS; CHAWLA, 1982).

As temperaturas para o tratamento de solubilização são estabelecidas próximas da temperatura do eutético, cerca de 5 °C abaixo, ou da linha *solidus*, evitando-se temperaturas mais altas que possam levar à fusão do material (ZANGRANDI, 2008 apud CAVALCANTE, 2016).

O envelhecimento natural não é um tratamento comumente utilizado principalmente por exigir longos tempos de duração. Em uma liga 7075 ou outras da série 7XXX o tratamento pode seguir indefinidamente (ZANGRANDI, 2008 apud CAVALCANTE, 2016).

Portanto, o intervalo de tempo de permanência na temperatura ambiente após a solubilização deve ser levado em consideração pois se acaso não o for pode refletir em uma redução brusca do limite de escoamento e da resistência à tração da liga mesmo após o tratamento de precipitação artificial (HUNSICKER *et al.* 1984 apud CAVALCANTE, 2016).

Assim sendo, o tempo de permanência na temperatura ambiente para uma liga 7075 solubilizada não poderá passar de 4 horas. O que se deve provavelmente ao grau de supersaturação obtido pela solubilização e subsequente reversão das zonas GP durante o envelhecimento artificial (HUNSICKER *et al.* 1984, CAVALCANTE, 2016).

Tomando uma liga com 4% de Cu (Figura 2.6) a estrutura acima da temperatura A é composta apenas pela solução sólida α . Quando a liga é resfriada lentamente até a temperatura ambiente precipita-se a fase θ , CuAl_2 , incoerente. O que vem ao encontro do diagrama de equilíbrio, uma vez que a solubilidade do Cu no Al é de 5,7% a 548 °C caindo para 0,2% à 0 °C. No entanto, a liga resultante é pouco resistente, uma vez que a matriz contém pouco Cu em solução. Trata-se também de uma estrutura frágil devido às partículas frágeis de θ (HIGGINS, 1982).

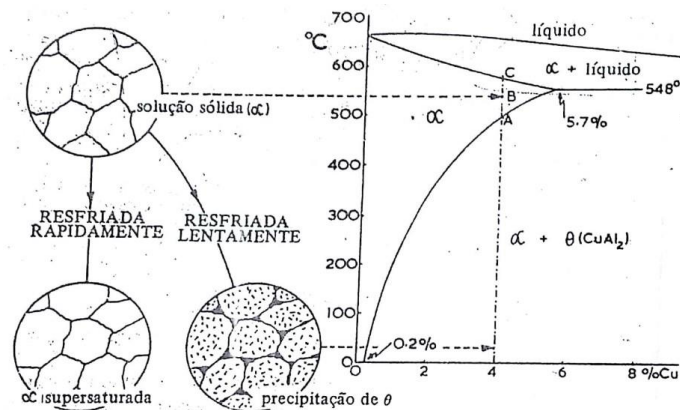


Figura 2.6: Princípio do tratamento de solubilização da liga Al-Cu (HIGGINS, 1982).

Porém, com o tratamento de solubilização, esta mesma liga é aquecida para que a fase θ seja reabsorvida, ou seja, para que os precipitados sejam dissolvidos na matriz. Ao atingir a temperatura A, a estrutura consiste mais uma vez em uma solução sólida α . Em escala industrial a liga é conduzida até a temperatura B a fim de garantir que o tratamento de solubilização tenha se completado. Tomando o cuidado, porém, de não se atingir o ponto de fusão do material (HIGGINS, 1982).

A liga então é resfriada rapidamente a partir de A (ou B), para que o Cu fique retido numa solução sólida supersaturada e não tenha tempo hábil de precipitar-se. Há um aumento na resistência pelo aumento do teor de Cu em solução, contudo, a fragilidade é reduzida, uma vez que as partículas frágeis de θ não se precipitam (HIGGINS, 1982).

2.8 Tratamento de envelhecimento

Após o tratamento de solubilização, a liga permanece à temperatura ambiente ou acima desta por tempo suficiente para a formação de estruturas de transição em fina escala (~10 nm) (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Partindo do exemplo apresentado ao fim do tópico anterior, tem-se que ao longo do tempo, para alcançar o equilíbrio, há a migração de átomos de Cu, para o dado exemplo, dando origem aos precipitados coerentes intermediários, θ' . Como estes impedem o movimento das discordâncias, a resistência da liga se eleva, justificando o pico de dureza (HIGGINS, 1982).

Todavia, ao utilizar-se temperaturas comuns, a formação de precipitados coerentes é restrita. O que leva a um valor baixo de tensão máxima de resistência em um processo que perdura por dias. Portanto, a fim de se acelerar este processo, utilizam-se temperaturas de envelhecimento maiores. Assim sendo, a formação de precipitados coerentes se dá mais rapidamente e a resistência aumenta continuamente (HIGGINS, 1982).

Dando prosseguimento ao tratamento, atinge-se um ponto em que a ativação térmica provoca a formação de partículas finas do precipitado θ incoerente, visando o equilíbrio de fases. A partir deste ponto observa-se que a dureza e a resistência declinam bruscamente. A Figura 2.7 exemplifica este fenômeno para uma liga hipotética (HIGGINS, 1982).

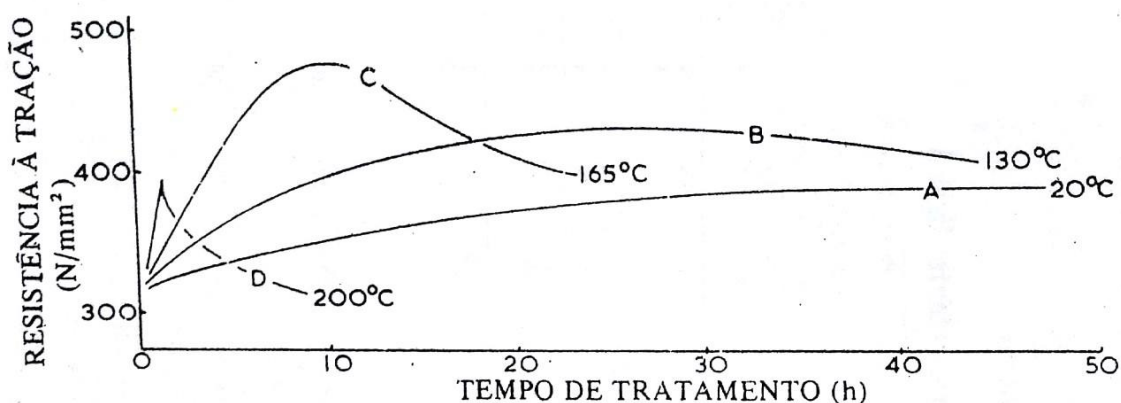


Figura 2.7: Efeitos do tempo e temperatura de precipitação na estrutura e resistência à tração de uma liga adequada a esse tratamento (HIGGINS, 1982).

A Tabela 2.6 traz condições para o tratamento da liga de alumínio 7075 que será utilizada no presente trabalho. Higgins (1982) ainda relata que esta liga era

denominada por liga Y durante seu desenvolvimento durante a Primeira Guerra Mundial onde foi aplicada para pistão de aeronaves. Além de seu elemento principal, o zinco, pode variar sua composição em torno dos elementos Cu, Ti e Mg. Tem como principal vantagem, a tolerância para aplicações que envolvem temperaturas relativamente elevadas.

Tabela 2.7: Condições e algumas propriedades do Al 7075 comercial.

Composição (%p)	Condições	Limite de escoamento (MPa)	LRT (MPa)	Ductilidade (%AL)
6,2 Zn 2,5 Mg 1,6 Cu 0,3 Ti	Solubilização a 465 °C; resfriamento rápido e endurecimento por precipitação a 125 °C por 24 h	590	650	11

Fonte: HIGGINS, 1982

A tabela 2.7 vem ao encontro do apresentado na Tabela 2.4 anteriormente. Os valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração mais elevados na Tabela 2.7 são devido ao uso comercial que a referência em questão elucida. Suas aplicações estão relacionadas à peças de aeronaves altamente tensionadas e outros equipamentos militares que exigiam elevada relação resistência/peso.

Com o intuito de produzir precipitados endurecedores finamente dispersos pela matriz, a partir da solução sólida supersaturada obtida no processo anterior, o tratamento de endurecimento por envelhecimento usa mecanismos de difusão auxiliados pela alta concentração de lacunas resultantes do procedimento de solubilização (HUNSICKER *et al.* 1984; FRANSSON, 2009 apud CAVALCANTE, 2016).

Em geral, o envelhecimento entre as temperaturas de 100 e 260 °C é considerado um envelhecimento artificial uma vez que a liga é tratada para produzir a precipitação (FRANSSON, 2009 apud CAVALCANTE, 2016).

A Figura 2.8 exibe um esquema dos tratamentos abordados até aqui.

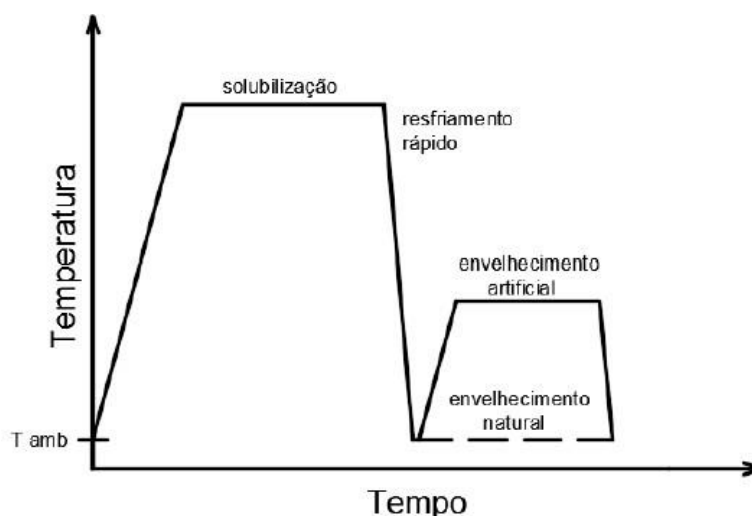


Figura 2.8: Representação gráfica que mostra um conjunto de operações para aumentar resistência de ligas de alumínio como a utilizada no presente trabalho (CAVALCANTE, 2016)

A dureza e resistência aumentam durante o processo juntamente com o tamanho das partículas até atingirem um máximo e então essas mesmas propriedades começam a decair ao longo do processo de envelhecimento. Kirman (1971 apud CAVALCANTE, 2016), mostrou que o tamanho médio das partículas precipitadas é função do tempo e temperaturas de envelhecimento. Para uma liga de alumínio 7075 em um tratamento de envelhecimento à 177 °C durante 10 h, o tamanho médio das partículas foi de 800 angstroms enquanto para a mesma liga e tempo de envelhecimento, porém à 120 °C o tamanho médio caiu para 200 angstroms.

A composição e a temperatura de envelhecimento selecionadas interferem na velocidade de precipitação das ligas de alumínio. Desta forma, temperaturas mais altas promovem uma precipitação acelerada e conseqüentemente o ponto de máxima resistência é alcançado mais rapidamente. O que foi apresentado por Lin *et al.* (2013 apud CAVALCANTE, 2016) em seus trabalhos. Nestes o ápice para a dureza com uma temperatura de 200 °C para o envelhecimento, utilizando-se uma liga 2024, foi atingido em 3 h. Em contrapartida, para uma temperatura de 175 °C o valor de dureza só chegou perto do alcançado utilizando-se uma temperatura de 200 °C após 24 h. E à 150 °C, não houve alterações significativas para esta propriedade mesmo após 25 h. Este resultado é mostrado na Figura 2.9.

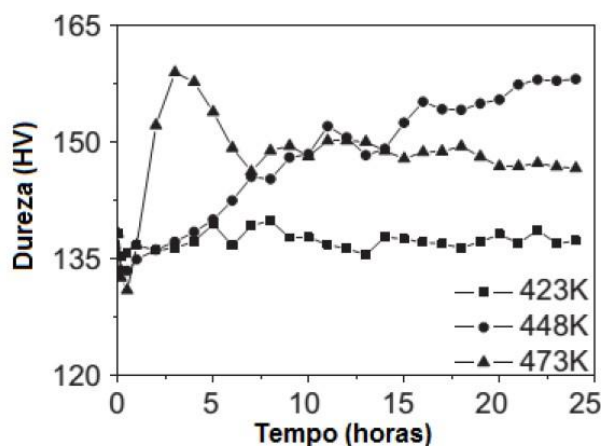


Figura 2.9: Efeito da temperatura na curva de envelhecimento de uma liga 2024-T3 (LIN *et al.* 2013 apud CAVALCANTE, 2016).

A Figura 2.10, retirada do trabalho de Kaçar; Guleryuz (2015 apud CAVALCANTE, 2016), mostra por sua vez a dureza versus o tempo de envelhecimento para uma liga 7075 à 145 °C. O pico de dureza se deu em torno de 30 h.

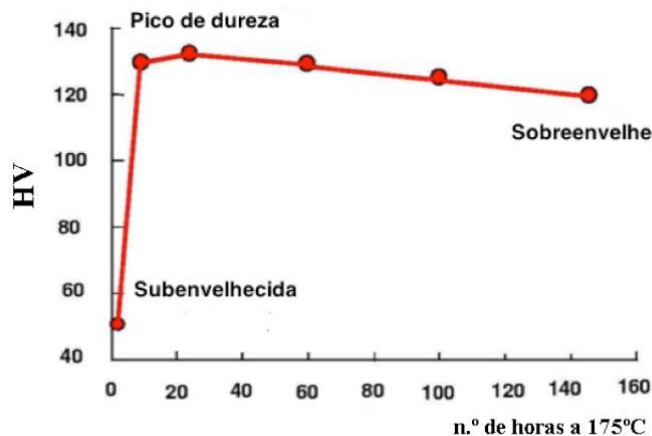


Figura 2.10: Curva de envelhecimento tradicional para uma liga da série 6xxx com evolução da dureza em função do tempo (JACOBS, 1999 apud MAIA, 2012).

Cavalcante (2016) utilizou para uma liga de Al 7075, uma temperatura de solubilização de 480 °C com posterior envelhecimento à 145 °C variando os tempos em 8, 10, 12 e 24 h. Porém, para esta temperatura de envelhecimento houve pouca variação das propriedades mecânicas. A tenacidade à fratura não sofreu grandes variações do estado inicial para o superenvelhecido, porém a dureza mostrou-se maior em 12 h de envelhecimento, provavelmente pela formação dos precipitados secundários pequenos que o autor confirma que fragilizaram o material, todavia estes

não puderam ser vistos em alta qualidade e Cavalcante (2016) alegou que este fato foi devido a técnicas microscópicas precárias.

Conforme consta em diversas literaturas, segundo Cavalcante (2016), de fato, tempos maiores de envelhecimento promovem um aumento nos precipitados na condição superenvelhecida em 24 h.

O processo de solubilização foi regido pela NBR 6835 que sugere temperaturas entre 480 °C e 505 °C.

2.8.1 Precipitados e as zonas GP

Tomando, mais uma vez, o sistema Al-Cu como exemplo, tem-se que as estruturas transitórias (metaestáveis) GP₁, GP₂ e θ' são formadas antes mesmo que a fase de equilíbrio CuAl₂, para o dado exemplo, apareça. Estes precipitados intermediários na matriz de alumínio provocam distorções locais e campos de deformações que funcionam como obstáculos para o movimento de discordâncias, explicação plausível para o pico de dureza observado durante o tratamento de envelhecimento. Posteriormente, há um decréscimo nos valores das propriedades mecânicas devido a formação de precipitados incoerentes com a matriz, a fase de equilíbrio (MEYERS; CHAWLA, 1982).

As zonas de Guinier-Preston (zonas GP) formam interfaces coerentes e aumentam a deformação da estrutura cristalina da matriz em uma vizinhança que se estende por várias distâncias interatômicas. A presença destas zonas interfere e dificulta o movimento das discordâncias provocando o endurecimento nesta fase do processo (HAHN; ROSENFELD, 1975 apud CAVALCANTE, 2016).

A medida que o processo se segue pela isoterma do envelhecimento, as zonas GP sofrem um rearranjo atômico até que se transformam em uma nova fase metaestável de transição e semicoerente com a matriz. A estrutura destas zonas neste estágio difere da estrutura cristalina da matriz e da fase final de equilíbrio final (KELLY; NICHOLSON, 1963 apud CAVALCANTE, 2016).

A medida que as partículas de transição crescem, as deformações na matriz aumentam até que a resistência das ligações interpartículas e matriz seja excedida ocorrendo a ruptura destas ligações. Como resultado, há perda da coerência entre precipitado e matriz (HUNSICKER *et al.*, 1984).

Para ligas de alumínio com Zn e Mg o processo de precipitação é caracterizado por zonas GP de forma esférica que crescem ao longo do tempo elevando a resistência da liga (HUNSICKER *et al.*, 1984).

A Tabela 2.8 apresenta um possível sistema de endurecimento com sequência de precipitação e o precipitado de equilíbrio resultante para a liga que será estudada no presente trabalho. Uma vez que a liga 7075 tem como principal elemento de liga o zinco e contém cerca de 2,5%p de magnésio, segundo Meyers e Chawla (1982), considera-se que:

Tabela 2.8: Sequência de endurecimento por precipitação para uma liga de Al 7075

Metal base	Liga	Sequência de precipitados	Precipitado de equilíbrio
Al	Al-Zn-Mg	Zonas (esferas) → M' (placas)	MgZn ₂

Fonte: MEYERS; CHAWLA, 1982

O esquema mostrado na Figura 2.11 mostra as zonas esféricas para uma liga Al-Zn comparada a outras ligas.

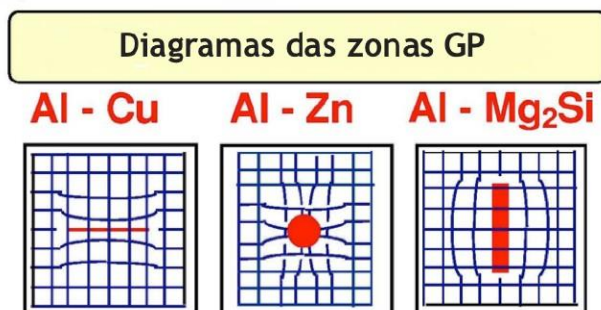


Figura 2.11: Zonas GP de três ligas de alumínio distintas. Da esq. pra dir.: Al-Cu em forma de placa; Al-Zn com forma esférica e Al-Mg-Si com forma articular (JACOBS, 1999 apud MAIA, 2012).

Independente da liga a ser tratada, pode-se tomar uma descrição geral para a etapa de envelhecimento. Tal como se segue:

Solução sólida supersaturada → *Estruturas intermediárias (metaestáveis)* → *Fase de envelhecimento*

O precipitado formado durante o envelhecimento pode ser coerente, semi-coerente ou incoerente em relação a matriz e a Figura 2.12 pode exemplificar bem o que tem sido discutido até aqui.

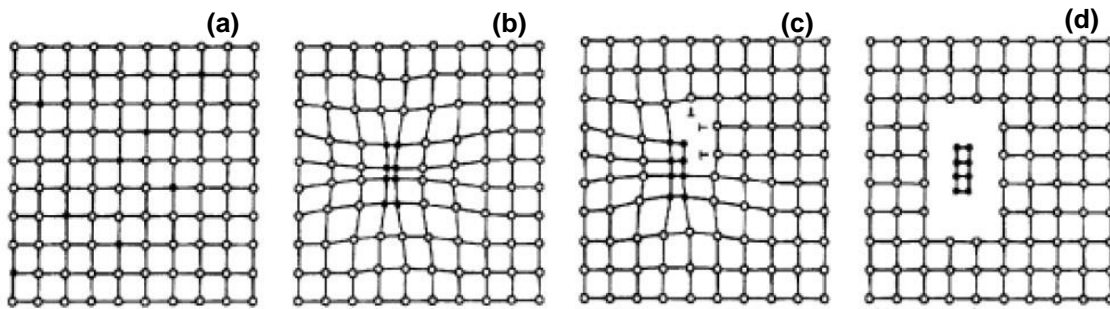


Figura 2.12: Sequência de estruturas formadas durante a precipitação (a) solução sólida supersaturada (b) precipitados coerentes (zonas GP1); (c) precipitados semi-coerentes (zonas GP2); (d) precipitados incoerentes (estrutura de equilíbrio) (CAVALCANTE, 2016; MEYERS; CHAWLA, 1982).

Os retículos dos precipitados coerentes estabelecem uma correspondência com os da matriz. Semi-coerência ocorre quando há somente uma correspondência parcial de planos do retículo e as discordâncias formam-se em posições que não correspondem. Os precipitados incoerentes, por sua vez, não possuem qualquer correspondência entre os retículos deste com os da matriz (MEYERS; CHAWLA, 1982).

O endurecimento por precipitação tem origem, como já elucidado de forma resumida anteriormente, nas interações do precipitado com as discordâncias. Esta interação dependerá além do próprio precipitado, também das dimensões do mesmo. Será influenciada, inclusive, pela resistência, espaçamento e da fração presente destas fases (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Em outras palavras, precipitados finos oferecem uma barreira ao movimento das discordâncias. Ao moverem-se pelos planos de deslizamento podem comportar-se atravessando a barreira ou contornando os precipitados (MEYERS; CHAWLA, 1982).

O primeiro mecanismo é mais comum na presença de precipitados coerentes ou zonas levemente envelhecidas. O segundo mecanismo é predominante em sistemas superenvelhecidos (MEYERS; CHAWLA, 1982).

A Figura 2.13 apresenta o endurecimento obtido para uma liga de Al-Cu em função do tempo de envelhecimento.

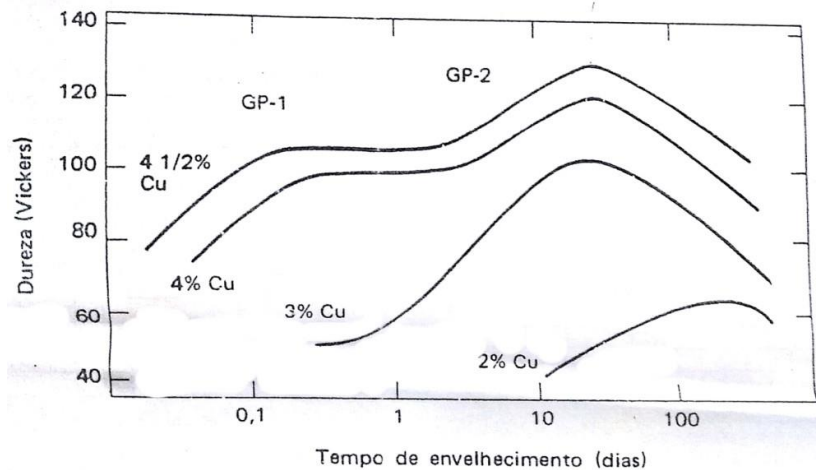


Figura 2.13: Variação da dureza em função do tempo para várias ligas de Al-Cu envelhecidas à 130 °C (MEYERS; CHAWLA, 1982)

Adicionalmente, considere um precipitado disperso mais finamente que o raio de curvatura da discordância, ou seja, o raio de curvatura da discordância é muito maior que o tamanho do precipitado. Leia-se, então, que o potencial de curvatura da discordância é suficientemente alto para contornar o precipitado. A liga, neste dado instante, será dúctil uma vez que proporciona pouquíssima resistência ao movimento das discordâncias (MEYERS; CHAWLA, 1982).

2.8.2 Definição de regimes para o envelhecimento

M. V. Zarrarov (apud NOVIKOV, 1994), ao generalizar os dados para diversas ligas, definiu que a temperatura de envelhecimento para resistência e dureza máximas de determinada fração da temperatura *solidus* em escala absoluta, conforme consta a Equação 1:

Equação 1:

$$T_{env} = (0,5 - 0,6)T_{fusão}$$

Contudo, esta relação não deve ser usada como uma equação que permite calcular a temperatura exata que deve ser usada no procedimento de envelhecimento para atingir-se o máximo de resistência e dureza. Todavia, deve ser considerada como uma orientação, uma estimativa do nível deste parâmetro tão importante. Uma forma

de se comparar temperaturas de envelhecimento para ligas com pontos *solidus* extremamente diferentes ou em ligas à base de metais distintos (NOVIKOV, 1994).

Durante o aquecimento no processo de envelhecimento, a resistência mecânica da liga pode mostrar-se menor do que no estado inicial temperado (pós solubilização) (Figura 2.14). Este sobre-envelhecimento é resultado do coalescimento dos precipitados e pela forte diminuição dos elementos na matriz (NOVIKOV, 1994).

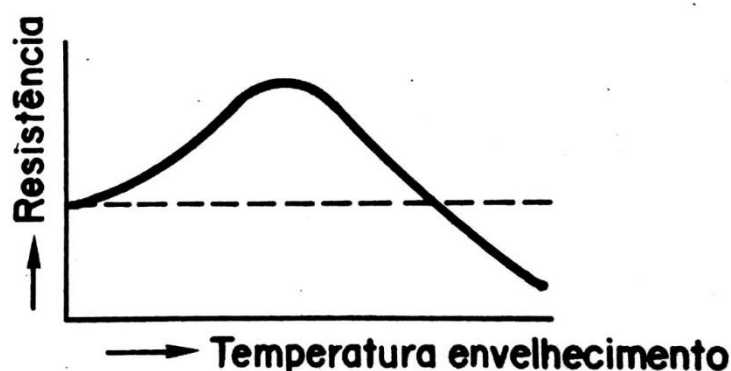


Figura 2.14: Esquema gráfico da variação da resistência em função da temperatura de envelhecimento, com tempo constante (NOVIKOV, 1994).

A seleção da temperatura e do regime do envelhecimento pode se dar também após avaliação do nível de temperatura de envelhecimento dado pela equação 1 ou ainda por investigação bibliográfica com outras ligas à base do mesmo metal. Por meio, por exemplo, de gráficos semelhantes aos das Figuras 2.14 e 2.15 (NOVIKOV, 1994).

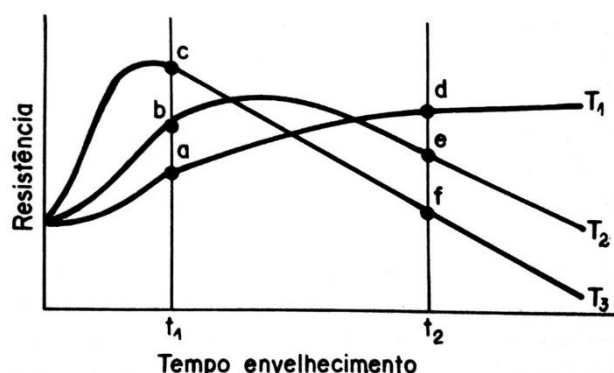


Figura 2.15: Variação das propriedades de resistência em função do tempo de envelhecimento, a várias temperaturas. Onde $T_1 < T_2 < T_3$ (NOVIKOV, 1994).

Em grande parte das ligas envelhecíveis, a permanência na temperatura ambiente após a solubilização seguida de têmpera não é capaz de promover

mudanças significativas que possam ser utilizadas na prática por serem insuficientes para induzir processos de difusão (NOVIKOV, 1994).

Segundo I. N. Fridliander (apud NOVIKOV, 1994), o conceito de envelhecimento por zona e de fase poderiam estar paralelos aos conceitos de envelhecimento natural e artificial. O envelhecimento de zona das ligas de alumínio pode ser natural ou artificial terminando no estágio de formação das zonas GP. Contudo, o envelhecimento de fase para as ligas de alumínio se dá necessariamente pelo método artificial a menos que a exposição à temperatura ambiente se dê por um longo período de tempo.

O envelhecimento de zona das ligas de alumínio possui como indícios uma alta ductilidade, entre 10 e 15%AL, e relação entre limite de escoamento e limite de resistência ($\sigma_{0,2}/\sigma_R$) entre 0,7 e 0,8. O envelhecimento de zona é apenas endurecedor (NOVIKOV, 1994).

O endurecimento de fase pode ser endurecedor e amolecedor, este último denominado sobre-envelhecimento. O envelhecimento de fase que promove endurecimento tem como características a redução da ductilidade e a baixa diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento (a razão agora cresce para 0,8 – 0,95). Inclui-se aqui a redução da tenacidade à fratura (NOVIKOV, 1994).

Fato é que sem uma observação direta das estruturas e recorrendo-se apenas às medições de propriedades, não é correto afirmar com precisão com quais estados está se lidando a um determinado tempo e temperatura. Entretanto a subdivisão sugerida em Novikov (1994) torna-se útil na seleção para o regime de envelhecimento.

Levando em consideração um conjunto de fatores, dentre os quais o regime de envelhecimento, as variações estruturais e a obtenção das propriedades de interesse, tem-se que o envelhecimento artificial, um dos objetos de estudo do presente trabalho, pode ser subdividido em completo, incompleto, sobrenvelhecimento e envelhecimento de estabilização. Todos encontram-se apresentados na Tabela 2.9.

Tabela 2.9: Regimes de envelhecimento e propriedades de algumas ligas de Al

Variedades de envelhecimento	Designação do regime	Temperatura de envelhecimento (°C)	Exposição (horas)	σ_R (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	δ (%)
Sem têmpera prévia	T ₁	170 – 180	5 – 17	170	140	2
Incompleto	T ₅	145 – 155	1 – 3	230	170	4
Completo	T ₆	195 – 205	2 – 5	240	210	2
Estabilizador	T ₇	215 – 230	3 – 6	190	140	4,5

Fonte: NOVIKOV, 1994

O envelhecimento artificial completo, tratamento T₆, utilizado segundo referências mencionadas anteriormente, para a liga 7075 que será utilizada nesta pesquisa, é conduzido a uma temperatura e por um determinado tempo tal que haja o alcance da resistência máxima (NOVIKOV, 1994).

Na escolha do regime de envelhecimento, consideram-se as condições de têmpera, inclusive. Porque com o aumento da temperatura de aquecimento antes da têmpera na região monofásica (acima de T₀ para a liga C₀ na Figura 2.16) o envelhecimento é acelerado já que o aumento de lacunas geradas durante o aquecimento eleva a velocidade de nucleação de novas fases (NOVIKOV, 1994).

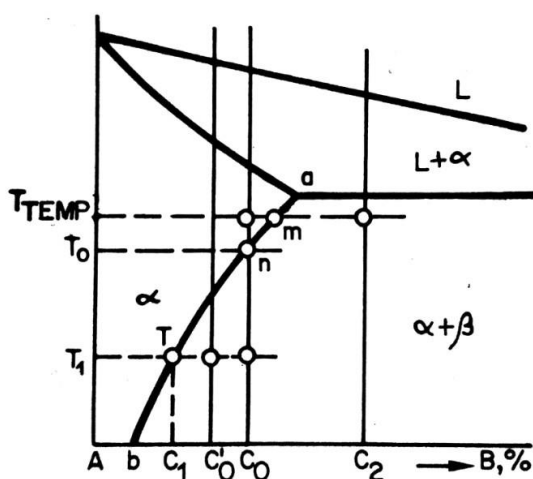


Figura 2.16: Representação de têmpera sem transformação polimórfica

Contudo, a taxa de resfriamento após o período de envelhecimento não influencia nas propriedades da liga podendo, as peças, serem resfriadas ao ar a partir da temperatura de envelhecimento (NOVIKOV, 1994).

2.9 Tenacidade à fratura

De forma geral, a tenacidade é uma medida da habilidade de um material em absorver energia até sua ruptura, indicando, inclusive a resistência de um material à fratura na presença de uma trinca ou entalhe (CALLISTER 2008).

Para uma condição estática, pode ser determinada a partir de um gráfico tensão-deformação em tração sendo a área sob a curva até o ponto de ruptura. A unidade é energia absorvida por unidade de volume do material (CALLISTER, 2008).

Um material tenaz deve exibir tanto resistência como ductilidade e geralmente os materiais dúcteis são mais tenazes que os frágeis em virtude da baixa ductilidade deste último (CALLISTER, 2008).

Kirman (1971 apud CAVALCANTE, 2016), mostrou que para a liga de Al 7075 a tenacidade diminui com o aumento do limite de escoamento e que, para um mesmo limite de escoamento, a tenacidade na condição subenvelhada é maior do que na condição superenvelhada. Isso é explicado porque com o tempo de envelhecimento a fratura deixa de ser transgranular para ser intergranular, esta última consideravelmente menos tenaz que a primeira. Ambas acontecem pelo micromecanismo alveolar, sendo que os intergranulares nucleiam nos contornos dos precipitados $MgZn_2$. Adicionalmente, pode-se encontrar-se explicação no decréscimo da tensão de fratura intergranular devido ao engrossamento dos precipitados nos contornos de grãos.

Quando uma liga possui alto teor de soluto, contorno de grãos de alto ângulo, baixa taxa de resfriamento do tratamento de solubilização, ou até mesmo envelhecimento a altas temperaturas sem envelhecimento prévio a baixas temperaturas, há favorecimento de precipitação nos contornos de grão e produção de zonas livres de precipitados largos que facilitam a fratura intergranular e diminuem a tenacidade (VARLEY; DAY; SENDOREK, 1958; STANLEY, 1978 apud CAVALCANTE, 2016).

2.10 Abordagem geral acerca da Mecânica da Fratura

A partir da Segunda Grande Guerra, o campo de estudo da Mecânica da Fratura começou a despertar interesse por parte da comunidade científica a medida

que colaborou para a prevenção de falhas estruturais. Dentre os interesses dessa linha de pesquisa que fornece subsídios teóricos e práticos para aplicações cotidianas encontram-se a previsão de falhas, elaboração de projetos mais seguros e aumento da vida útil de um material ou equipamento (ANDERSON, 2005).

Tanto os defeitos concebidos durante o projeto ou em serviço são potenciais nucleadores de trincas que ao se propagarem acarretam na falha do material. Sendo assim, não surpreende que estas singularidades cujos raios de suas pontas tendem a zero, tenham posição de destaque no estudo da Mecânica da Fratura. No entanto, segundo Taylor (2007), os entalhes por serem relativamente mais simples de serem produzidos e testados, ganham espaço já que muitas trincas nucleiam a partir destes concentradores de tensão já existentes.

Anderson (2005) explica que os campos de tensões em torno destes defeitos são analisados em função do carregamento e do estado de tensões para que determine-se a condição crítica que resultará na falha do material. Para tal, um parâmetro dado por K descreve as tensões e deslocamento à frente da ponta da trinca (ou do entalhe) e está ligado a uma taxa de liberação de energia no processo. O parâmetro citado trata-se do fator intensificador de tensões que caracteriza as condições na ponta dos defeitos em materiais na condição de linear elástico. Na iminência de falha, o mesmo é denominado por K_c , onde “c” designa um valor crítico atingido.

O universo da Mecânica da Fratura contempla duas subáreas denominadas Mecânica da Fratura Linear Elástica e Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Objetivamente, a Mecânica da Fratura Linear Elástica se restringe ao estudo de tensões elásticas que acarretam deformações plásticas apenas em uma pequena região ao redor da ponta do defeito, seja ele uma trinca ou um entalhe. Já a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica permite a avaliação de um campo de tensões ao longo de uma zona plástica substancialmente maior que a admitida na Mecânica da Fratura Linear Elástica (TORABI, 2017).

Neste contexto, vale ressaltar os dois tipos de fraturas existentes: a fratura frágil e a dúctil. A fratura frágil ocorre com pouca ou nenhuma deformação plástica e é resultado de uma rápida propagação da trinca que culmina em um processo denominado clivagem devido às rupturas sucessivas e repetidas de ligações atômicas ao longo dos planos cristalográficos de maior empacotamento. Produz uma superfície de fratura relativamente plana que possui como características macroscópicas, um

aspecto granular e brilhoso. Sendo também comum textura facetada (CALLISTER, 2007).

Já a fratura dúctil é precedida por uma porção de zona plástica consideravelmente maior que a descrita no parágrafo anterior. Antes da ruptura, é comum notar uma região de estrição ou “empescoçamento” em esforços trativos. É um resultado de formação de microcavidades no interior da seção transversal do material, crescimento e coalescimento destas até a falha. A fratura ocorre por meio de deformação cisalhante em um ângulo de 45° em relação ao eixo de tração. Macroscopicamente possui uma textura irregular e fibrosa, porém opaca (CALLISTER, 2007).

De acordo com Taylor (2005), os parâmetros de fratura tais como resistência mecânica e tenacidade são fortemente afetados tanto por configurações microestruturais, como tamanho de grão e fração de precipitados, quanto por plasticidade localizada. Assim sendo, considere na Figura 2.17 uma profundidade de entalhe de comprimento, D , e raio da raiz ρ . Se $\rho = 0$, tem-se uma trinca e se o valor de D é relativamente alto sendo a tensão aplicada é relativamente baixa, então o comportamento desta trinca pode ser previsto usando a já conhecida teoria da Mecânica do Contínuo da MFLE. No entanto, se D é pequeno, previsões da MFLE tendem a perder sua acurácia. No que se refere ao valor de ρ , este é assumido como zero na MFLE; na prática deve ser finito e evidências experimentais sugerem que existe um valor crítico, ρ_c , cujas previsões pela MFLE são precisas, isto é, falhas ocorrem quando o fator intensificador de tensões, K , atinge seu valor crítico, K_c . Atualmente não existe método universal aceito para determinação de um ρ_c , nem para prever comportamento de entalhes com $\rho < \rho_c$.

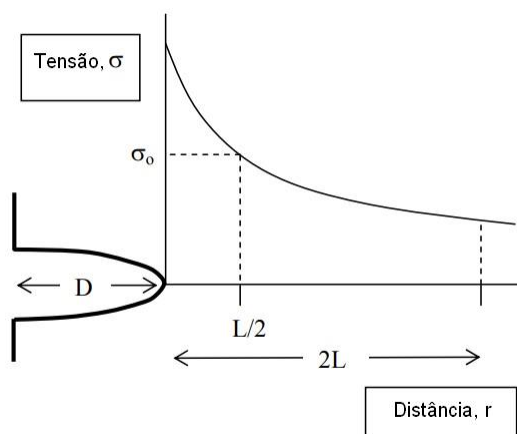


Figura 2.17: Curva tensão versus distância usada nos métodos da Teoria das Distâncias Críticas (TAYLOR, 2005 – Adaptado)

Várias soluções hipotéticas têm sido sugeridas para resolver este problema, para desenvolver uma abordagem que seja capaz de prever o comportamento de entalhes tão bem quanto em trincas. A abordagem mais aceita até então e discutida por Taylor (2005), é a que introduz um parâmetro denotado, L , que tem unidades de comprimento e que representa uma distância característica no material. Esta abordagem foi denominada Teoria das Distâncias Críticas.

2.11 Teoria das distâncias críticas

2.11.1 Teoria das distâncias críticas: Histórico e definição

A Teoria das Distâncias Críticas (TDC) foi primeiramente proposta no último século para prever limites à fadiga de componentes entalhados. Após os trabalhos pioneiros feitos por Neuber (1936; 1958) e Petterson (1959), esta teoria tem sido continuamente e independentemente redescoberta por diferentes pesquisadores (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

De acordo com Taylor (2007), pesquisador que desenvolveu as principais técnicas da TDC atuais, quando foi inicialmente proposta, não era possível obter precisão nos componentes dos campos de tensão, então seu uso industrial na previsão da fadiga de metais, requereu que ele fosse simplificado e apresentado como equações empíricas. Contudo, o mesmo descobriu que este método apresentava bons resultados para predizer efeitos de entalhes de materiais metálicos sobre fadiga.

A mesma abordagem já era usada por mais de 50 anos, tendo sido primeiramente proposta por Neuber (1958) e Peterson (1959), conforme elucidado anteriormente. Outras pesquisas revelaram suaves modificações da teoria, aplicadas na predição de fraturas de materiais frágeis, compósitos e polímeros.

Provavelmente, as dificuldades históricas acerca da transferência de conhecimentos entre engenheiros mecânicos, civis e cientistas dos materiais possa explicar a razão pela qual esta teoria tem sido, desde o início, redescoberta de tantas formas e por tantas vezes (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

Atualmente a TDC aparenta ser um apelo de um ponto de vista da engenharia, especialmente à luz dos fatos que indicam que a mesma pode ser utilizada para solucionar questões de interesse prático por meio de resultados oriundos de modelagem por Elementos Finitos (TAYLOR & SUSMEL, 2008). Inclusive, Taylor (2007) alega que muitos dos estudos iniciais sobre a TDC não foram adiante devido à ausência do MEF, uma vez que o mesmo propicia uma maior acurácia do quadro de tensões nos corpos.

Taylor (2005) definiu a TDC como uma classe de teorias que preveem o efeito de entalhes e outros concentradores de tensão por considerar o campo de tensões próximo a ponta do entalhe. Desta forma, a mesma pode ser considerada como uma extensão da MFLE. Enquanto esta última requer um parâmetro característico, K_c , a primeira requer além deste, um segundo parâmetro dado por L e denominado como comprimento característico.

Apesar da TDC estar sujeita a diversas limitações da MFLE, em particular a variação do L em função das singularidades dos entalhes, a mesma permite previsões serem feitas para qualquer geometria de entalhe cujo análise de tensão elástica pode ser obtida (TAYLOR, 2005).

Nos anos 1970, quando os métodos da TDC foram propostos para prever fratura em compósitos de fibra, foi possível correlacioná-los à teoria da mecânica da fratura linear elástica – MFLE, o que permitiu que L , o parâmetro de comprimento material, chave para aplicação da TDC, fosse definido (TAYLOR, 2007).

De um ponto de vista prático, esta ideia simples pode ser formalizada de diferentes formas, desde que o comprimento característico do material seja definido. Similarmente ao que foi feito no campo da fadiga (TAYLOR & SUSMEL, 2008). A Equação 2 formaliza o comprimento característico tal como:

Equação 2:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0} \right)^2$$

Onde K_{Ic} é a tenacidade do material e σ_0 é a resistência inerente do material.

A TDC toma como ponto de partida assumir que a previsão satisfatória de falhas em um componente entalhado no campo de tensões linear elástico dentro da zona de processamento deve ser corretamente levado em consideração por meio de uma tensão adequada efetiva. A falha é então evitada desde que a tensão efetiva, σ_{eff} , seja menor que uma resistência inerente, σ_0 que depende do material (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

2.11.2 Teoria das distâncias críticas: Métodos

A fim de simplificar a aplicação de seus estudos, segundo Taylor (2004 apud NEUBER, 1958) utilizou a tensão média sobre uma linha se estendendo para fora da raiz do entalhe. Este foi o primeiro método da TDC, denominado **Método da Linha (ML)** (também chamado de Critério da Tensão Média). Este método determina que a falha de um componente ocorrerá quando a tensão efetiva linear-elástica, σ_{eff} , anteriormente explicada, à frente de um entalhe, atingir um valor médio ao longo de uma linha de comprimento $2L$ igual a tensão inerente do material, σ_0 . Conforme demonstrado na Figura 2.18a adaptada de Taylor & Susmel (2008).

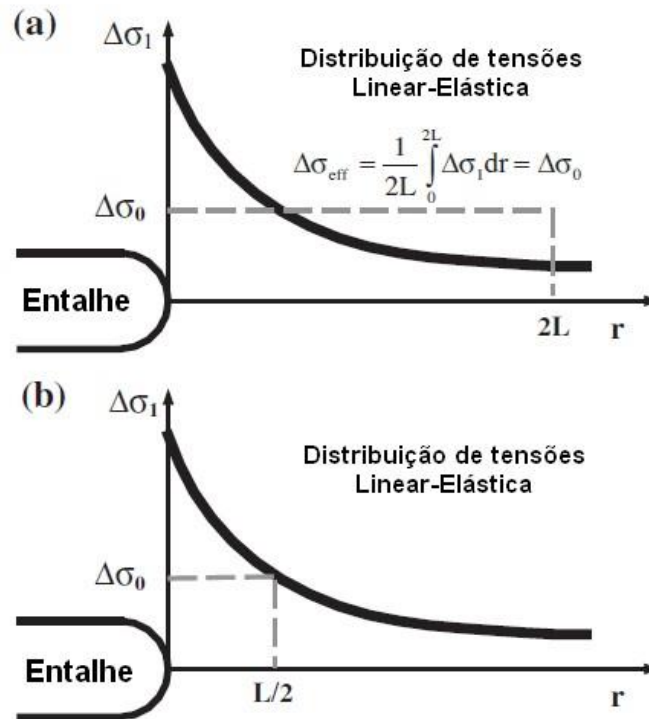


Figura 2.18: Métodos da TDC abordados utilizados nesta pesquisa: (a) Método da Linha e (b) Método do Ponto (TAYLOR & SUSMEL, 2008 - Adaptada).

Alguns anos mais tarde, a abordagem de Neuber foi simplificada por Peterson que observou que a tensão efetiva poderia simplesmente ser determinada a uma certa distância do vértice do concentrador de tensões (Figura 2.18b). Peterson propôs que este método fosse chamado de **Método do Ponto (MP)**. Também denominado como Critério da Tensão Máxima, este método considera que a falha de um componente sob carregamento estático acontecerá quando a tensão efetiva, σ_{eff} , atingir o valor da tensão inerente, σ_0 , a uma distância $L/2$ da ponta do entalhe. Considerado o método mais simples da Teoria, o mesmo é descrito por um ponto na curva que representa o campo de tensões (Figura 2.18b), o que justifica seu nome.

Os métodos do ponto e da linha podem ser formalizados como se segue nas equações 3 e 4, respectivamente: (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

Equação 3:

$$\sigma_{eff} = \sigma_1 \left(\theta = 0, r = \frac{L}{2} \right) = \sigma_0$$

Equação 4:

$$\sigma_{eff} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma_1(\theta = 0, r) dr = \sigma_0$$

Outros métodos fazem parte da TDC. São eles: Método da Área e do Volume. Todavia, por estarem fora dos escopos do presente trabalho, não serão abordados no mesmo.

2.11.3 Teoria das distâncias críticas: Determinação dos parâmetros

As equações até aqui apresentadas deixam evidente que o parâmetro mais importante nesta teoria é o comprimento característico do material, L . Segundo Taylor e Susmel (2008), a fim de calcular corretamente L , o valor apropriado para a resistência inerente do material, σ_0 , deve ser selecionado. Para materiais frágeis, como cerâmicas e também para alguns materiais quase frágeis como compósitos reforçados por fibras, σ_0 corresponde ao valor da resistência máxima à tração, conhecido como LRT (Limite de Resistência à tração) e também como $\sigma_{m\acute{a}x}$, porém a fim de estabelecer uma ligação com a nomenclatura utilizada pelas literaturas consultadas, neste trabalho será usado o σ_u , onde o subíndice “ u ” provém de *ultimate*, do inglês, máximo. No entanto, se a ruptura é precedida de uma porção limitada de deformação plástica, σ_0 corresponderá a um valor superior ao σ_u . Neste caso, a única maneira plausível de determiná-lo corretamente é testando corpos de prova contendo concentradores de tensão que criem distribuição da mesma de maneira distinta. Esta metodologia em particular está esquematizada na Figura 2.19 adaptada de Taylor e Susmel (2008).

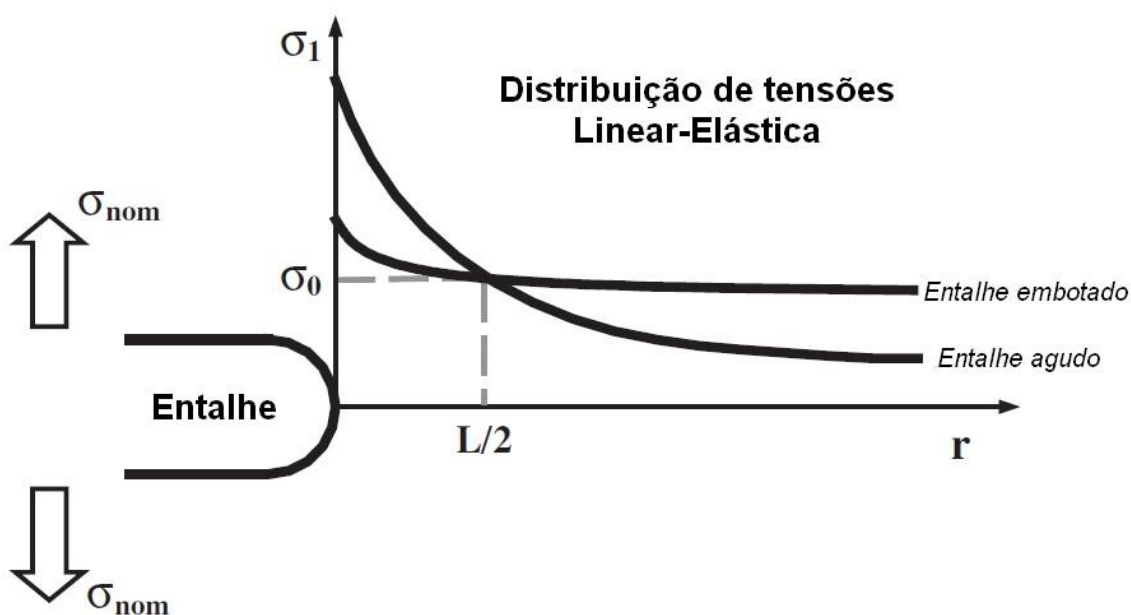


Figura 2.19: Determinação da resistência inerente, σ_0 e do comprimento característico, L representada pelo Método do Ponto (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

Taylor e Susmel (2010) sugerem que para estimar a tenacidade à fratura utilize-se de, no mínimo, dois resultados experimentais gerados por testes em amostras de entalhes com aberturas de diferentes ângulos. Os valores obtidos nos ensaios são plotados para os dois tipos de entalhes no mesmo gráfico (Figura 2.19).

O comprimento característico, L , e a resistência inerente do material podem, então, serem diretamente estimados a partir das coordenadas de um ponto onde as duas curvas tensão versus distâncias encontram-se (TAYLOR & SUSMEL, 2008). Dessa forma, K_{Ic} poderá ser estimado como se segue na Equação 5:

Equação 5:

$$K_{Ic} = \sigma_0 \sqrt{\pi L}$$

Embora os tipos de entalhes que possam ser usados por métodos comuns sejam invariavelmente suficientes, segundo Taylor e Susmel (2010), é aconselhável que um dos entalhes seja o mais agudo possível.

É importante destacar que mesmo se para o material investigado a resistência inerente do material apresentar um valor praticamente igual ao limite de resistência à tração, de um ponto de vista filosófico, estas tensões não tem o mesmo significado devido à deformação plástica em larga escala preceder a falha. A tensão inerente é

uma resistência de referência que considera o campo de tensão linear elástico nas proximidades dos dois entalhes caracterizados por diferentes ângulos de abertura. Em outras palavras, σ_0 considera simplesmente, uma resistência local teórica capaz de levar em consideração o efeito do gradiente de tensões quando as deformações plásticas não são modeladas explicitamente. Contudo, Taylor & Susmel (2008) afirmam que esta tensão inerente não necessariamente precisa de um significado físico, o que não invalida, por sua vez, seu uso na abordagem das distâncias críticas.

As análises feitas por Taylor (2005), tanto independente quanto junto ao Susmel (2008) mostraram que os métodos são capazes de prever o efeito do raio do entalhe na resistência à fratura de materiais metálicos. A abordagem pode ser usada para prever falhas que ocorram tanto por propagação instável da trinca quanto por micromecanismos de clivagem ou fratura dúctil.

Nos trabalhos citados no parágrafo anterior, a intenção foi de definir corretamente o valor da resistência inerente do material e checar a precisão da TDC quando usada para prever falhas estáticas quando há uma significativa deformação plástica precedendo a fratura. Acerca destes, tem-se que a previsão feita em materiais dúcteis apresentou erros menores que 15%. O sucesso dessa abordagem é surpreendente dado que usa a distribuição de tensões linear elástica nas regiões mais próximas do entalhe, onde, na realidade, tensões são altamente influenciadas pela plasticidade (TAYLOR & SUSMEL, 2008).

A equação 6 fornece a validação dos dados experimentais (TAYLOR & SUSMEL, 2010).

Equação 6:

$$Erro (\%) = \frac{Valor\ experimental - Valor\ estimado}{Valor\ estimado} \cdot 100$$

Embora muitos pesquisadores tenham alcançado sucesso nesta empreitada, faz-se necessário mais trabalhos para entender o porquê esta abordagem tem alcançado bons resultados em um caso tão complexo (TAYLOR & SUSMEL, 2008), o que evidencia não apenas a relevância do presente estudo, mas também justifica sua continuidade. Ademais, se o valor de L do material a ser analisado for conhecido de

outros experimentos, a TDC pode diretamente ser utilizada para executar análises estáticas de componentes entalhados (TAYLOR & SUSMEL, 2010), o que por sua vez, facilitaria trabalhos subsequentes.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Estrutura da pesquisa

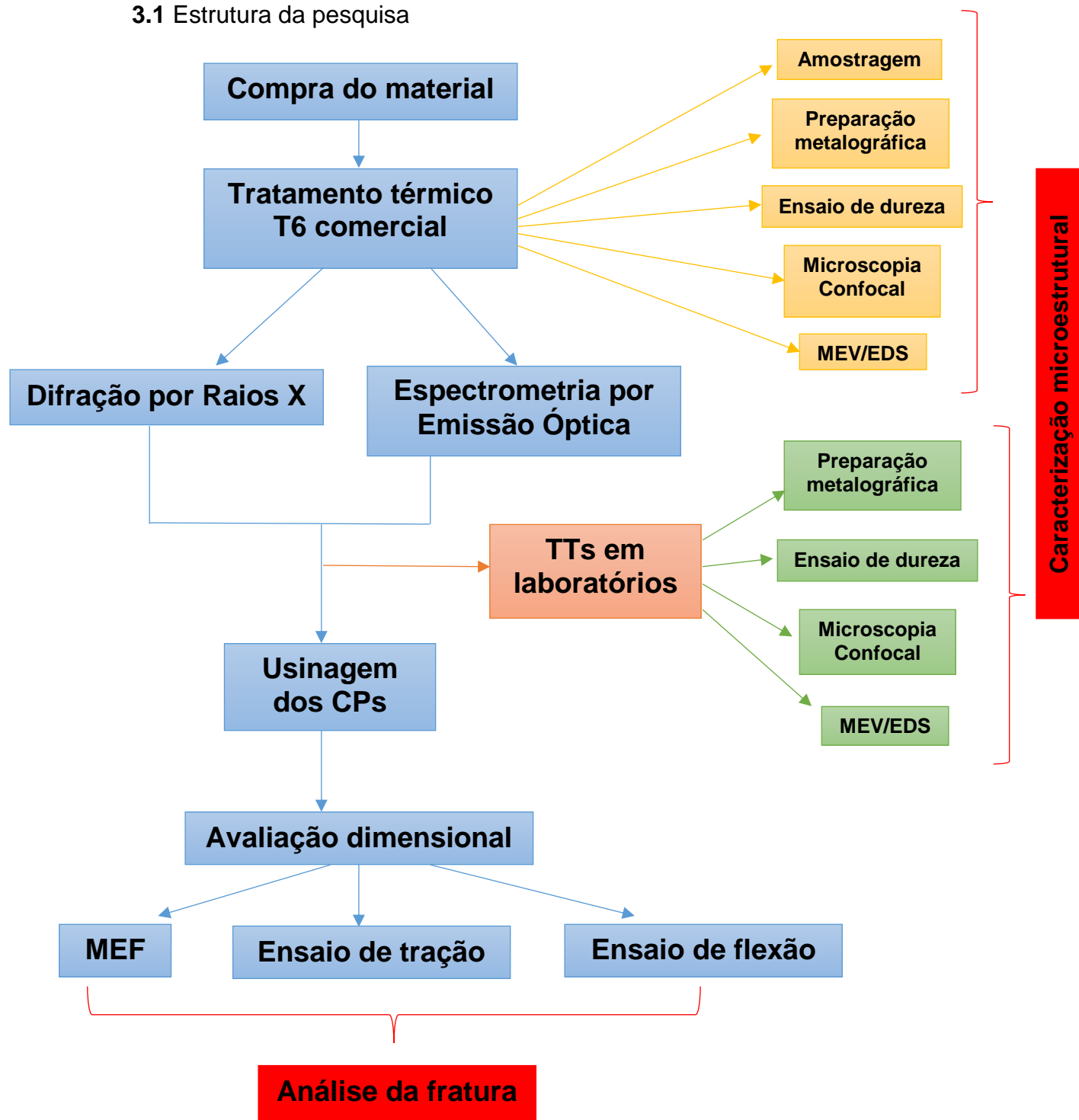


Figura 3.1: Fluxograma com a organização da presente pesquisa.

A Figura 3.1 apresenta o fluxograma que resume a etapa experimental empregada no presente trabalho.

3.2 Material

O material foi adquirido no formato de uma placa de dimensões 26x250x300 mm e uma barra de 1833 mm de comprimento e diâmetro da seção transversal de 15,88 mm. A empresa que forneceu a liga de alumínio 7075 foi a Viner Brasil Tecnologia Ltda. A liga em questão foi enviada já no estado T651 de acordo com as normas ASTM B221 para a barra de seção circular e a ASTM B209 para a placa. Neste estado a liga já se encontra solubilizada, temperada e envelhecida artificialmente de acordo com a norma citada e é desta forma que esta é comercializada para fabricação de peças utilizadas, inclusive, na indústria aeronáutica.

As Tabelas 3.1 e 3.2 apresentam dados do certificado de qualidade emitido pela empresa.

Tabela 3.1: Dados contidos no certificado de qualidade da empresa Viner Brasil Tecnologia Ltda para a barra de Al 7075 T651

Resistência à tração (ksi)	89.0
Tensão de escoamento (ksi)	82.7
Alongamento (%)	10.0
Si (%)	0.12
Fe (%)	0.22 – 0.23
Cu (%)	1.5
Mn (%)	0.06
Mg (%)	2.4
Cr (%)	0.20
Zn (%)	5.9 – 6.0
Ti (%)	0.05
Outros elementos: cada (%)	0.05
Outros elementos: total (%)	0.15
<u>Nota: O restante da composição corresponde à fração de alumínio na liga.</u>	

Tabela 3.2: Dados contidos no certificado de qualidade da empresa Viner Brasil Tecnologia Ltda para a placa de Al 7075 T651

Resistência à tração (ksi)	85.7 – 87.1
Tensão de escoamento (ksi)	78.0 – 79.6
Alongamento (%)	11.4 – 13.0
Si (%)	0.05
Fe (%)	0.2
Cu (%)	1.4
Mn (%)	0.03
Mg (%)	2.4
Cr (%)	0.18
Zn (%)	5.9
Ti (%)	0.05
Outros elementos: cada (%)	0.05
Outros elementos: total (%)	0.15

Nota: O restante da composição corresponde à fração de alumínio na liga.

3.3 Tratamento Térmico T6 comercial

Segundo as normas ASTM B221 e ASTM 209, ambas de 2014, o tratamento do tipo T6 foi realizado segundo a norma ASTM B918 – 17a que está de acordo com o especificado na ASM (2004).

A liga foi solubilizada entre 460 e 499 °C por tempo especificado de acordo com o diâmetro da menor seção existente conforme apresentado na Tabela 3.3. Passou por têmpera em água, sal e gelo (cerca de 0 a 5 °C) por tempo determinado pela mesma tabela e envelhecida artificialmente a 121 °C por 24 h. A Figura 2.8 apresenta o esquema para o tratamento em questão.

O tempo de transferência do lote do forno para o banho de têmpera para diâmetros acima de 2,29 mm é de 15 s segundo a mesma norma citada acima para tratamentos térmicos em ligas de alumínio.

Após o tratamento de envelhecimento, de acordo com Novikov (1994), o material pode seguir para o resfriamento ao ar.

A liga conforme recebida ainda passou por um tratamento de alívio de tensões por meio de alongamento a frio. O que justifica a designação XX51 de acordo com as normas citadas.

Tabela 3.3: Tempos recomendados para tratamento de solubilização e têmpera em ligas de alumínio

Espessura da menor seção (mm)	Tempo de solubilização (minutos)	Tempo em banho de têmpera (minutos)
6,35 – 12,70	60	45
12,70 – 25,40	90	60
25,40 – 38,10	120	90

Fonte: Trecho retirado e adaptado da ASTM B918 – 17a

Uma vez que os tratamentos térmicos foram realizados nos lotes adquiridos, considerando as dimensões das barras e da placa mencionados no item 3.1 da presente seção tem-se que a barra circular foi solubilizada por 1 h 10 min e temperada por 1 h. A placa, por sua vez, foi solubilizada por 2 h e temperada por 1 h 10 min.

3.4 Tratamentos Térmicos em Laboratório

Com o intuito de reproduzir, verificar as propriedades mecânicas e analisar microestruturalmente a liga em questão nas condições solubilizada, temperada e envelhecida artificialmente, procurou-se ajustar os parâmetros temperatura e tempo para a sequência de tratamentos térmicos para a liga 7075.

Após testes envolvendo os parâmetros utilizados pelos trabalhos mencionados na revisão da literatura, amostras testes foram solubilizadas a $504\text{ °C} \pm 1\text{ °C}$ por 2 h com taxa de aquecimento de 10 °C , temperadas em água gelada por 45 minutos e envelhecidas a $145\text{ °C} \pm 1\text{ °C}$ por 24 h. Não optou-se por banho de salmoura, uma vez que o mesmo desencadearia um processo de oxidação na superfície das amostras.

A fim de evitar a precipitação natural da liga 7075, após a têmpera, quando necessário, as mesmas foram armazenadas em freezer a -20 °C . Medida esta que preveniu a precipitação por dias.

O equipamento utilizado para os tratamentos térmicos feitos em laboratório foi um forno tipo mufla da marca EDG Equipamentos, modelo EDG3P-S, série 7000.

3.5 Difração por Raios X

A difração por raios X foi realizada com o objetivo de avaliar a composição física das matérias-primas utilizadas e comparar com dados fornecidos pelos fabricantes.

O difratômetro operou com tubo cobalto. Os difratogramas foram obtidos para uma faixa de ângulo (2θ) entre 0° e 100° (passo de $0,02^\circ$ a cada 0,2 segundos). Após a realização do ensaio, os resultados foram fornecidos em forma de tabela contendo os valores de intensidades dos picos de cada elemento e seus ângulos 2θ . O difratômetro utilizado foi da marca Brunker, modelo Brunker D8 Advance (UFF - Niterói) e os difratogramas foram plotados em forma de gráfico utilizando o programa OriginPro 8.

A análise dos difratogramas foi realizada por meio da comparação com padrões em PDF, da base de dados PDF-2 (2013) – ICDD (International Center for Diffraction Data). O programa pelo qual foi feita a identificação dos picos e a comparação com a base de dados foi o PDX-2 da Rigaku. Sendo assim, foi possível a identificação dos elementos e fases cristalinas presentes na amostra da liga de alumínio 7075 T6.

3.6 Espectroscopia por Emissão Ótica

O uso da técnica de espectroscopia por emissão ótica teve por objetivo analisar qualitativa e quantitativamente, de forma simples e eficaz, uma liga de alumínio 7075 T6 a fim de verificar a composição química da mesma comparando tanto com dados presentes na literatura quanto os emitidos pelo fornecedor.

A composição química do material foi verificada por meio de espectroscopia por emissão ótica. A análise em questão foi realizada pela empresa Tecmetal utilizando um espectrômetro da marca Spectro, modelo SPECTROMAXx a $23,2^\circ\text{C}$ com umidade relativa de 51%.

Neste método, uma superfície preparada da amostra serve como eletrodo; o segundo eletrodo é um bastão metálico ou de grafite. A área atingida pela centelha varia de alguns milímetros até cerca de 1 cm e, normalmente, a análise é repetida sobre outra superfície da amostra ou outra região da mesma superfície. A preparação

das amostras consiste em lixamento com granulometria 100 mesh a fim de se obter uma superfície plana que deve estar livre de óxidos ou sujeira.

3.7 Usinagem dos corpos de prova

Os corpos de prova de tração com e sem entalhe e os de flexão com entalhe foram usinados pela empresa Cofermec e os corpos de flexão lisos foram usinados pela empresa Seuma. Todo o procedimento foi realizado com refrigeração a fim de evitar quaisquer transformações microestruturais na liga.

No total, foram usinados 14 corpos de prova: 4 de tração com entalhe, 4 de tração sem entalhe, 4 de flexão com entalhe e 2 corpos de flexão lisos como referência.

A Figura 3.2 exibem as dimensões dos corpos de prova de tração que foram confeccionados segundo a Norma ASTM E8. Os esquemas possuem dimensões identificadas por letras a fim de facilitar discussões posteriores no presente trabalho.

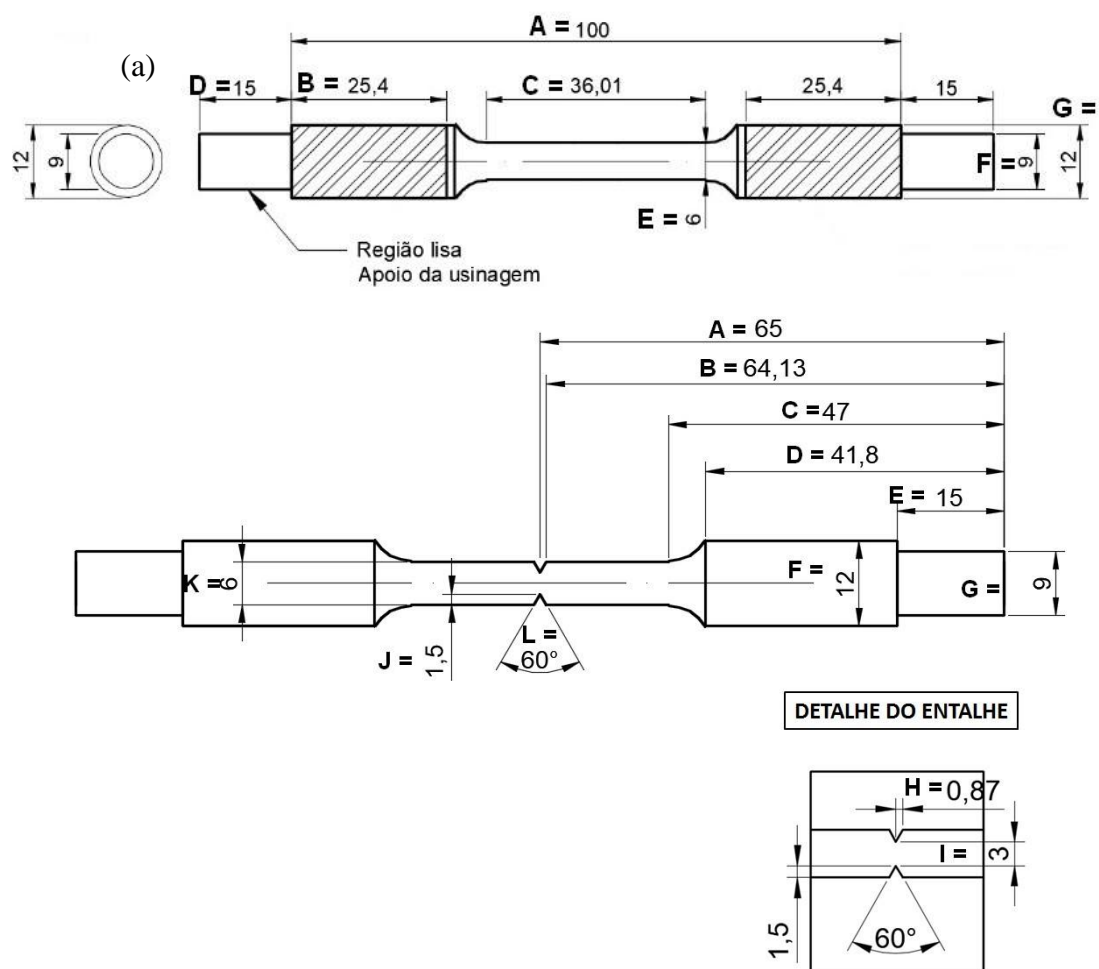


Figura 3.2: Corpos de tração segundo a norma ASTM E8 (a) sem entalhe e (b) com entalhe. Todas as medidas estão em milímetros.

Já a Figura 3.3 apresentam os modelos para os corpos de prova de flexão com e sem entalhe. As dimensões obedeceram a proporção estabelecida pelo Critério de Irwin que embora conservador oferece uma estimativa segura para tal:

Equação 7:

$$a, B, (w - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{esc}} \right)^2$$

Onde:

a = comprimento da trinca inicial ou do entalhe;

B = espessura do corpo de prova (denominada por t em algumas literaturas);

W = altura do corpo de prova;

K_{IC} = Tenacidade à fratura do material;

σ_{esc} = Tensão de escoamento do material.

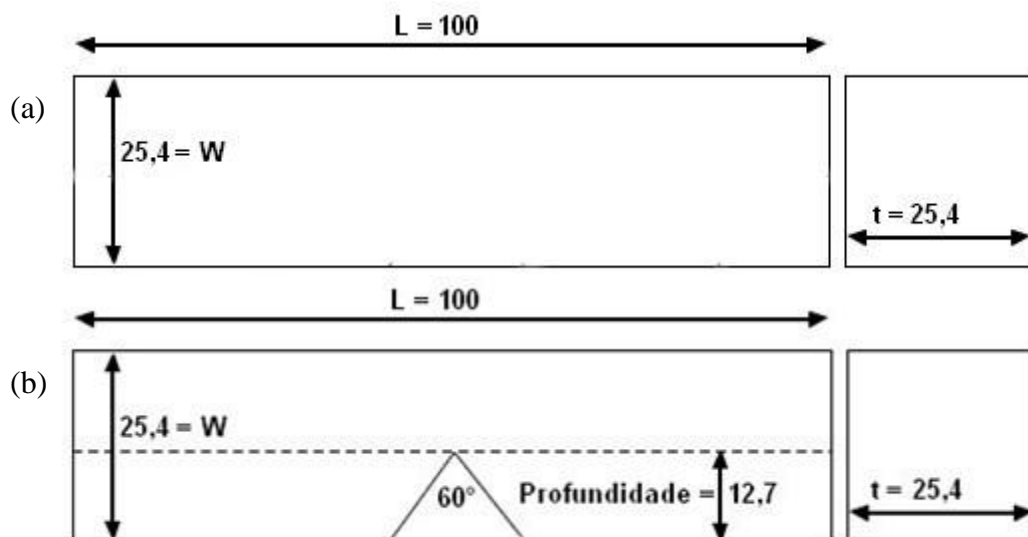


Figura 3.3: Dimensões dos corpos de prova de flexão (a) liso e (b) com entalhe. Todas as medidas estão em milímetros.

Os corpos de prova confeccionados podem ser vistos na Figura 3.4.

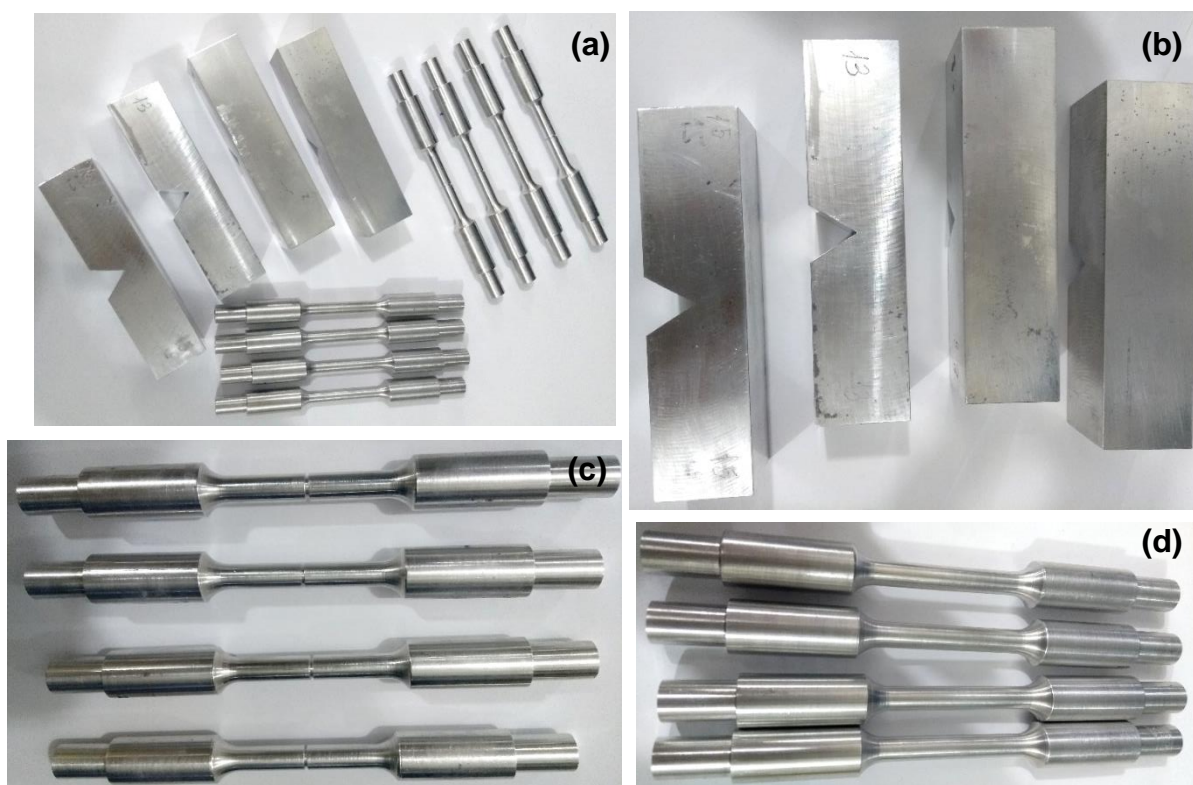


Figura 3.4: Corpos de prova usinados (a), detalhes dos corpos de prova de flexão com entalhe (b), tração com entalhe (c) e tração sem entalhe (d).

3.8 Avaliação dimensional

Os corpos de prova de tração e flexão com e sem entalhe tiveram as dimensões indicadas nas Figuras 3.2 e 3.3 medidas em Paquímetro da marca Mitutoyo, modelo Absolute Digimatic CD-6" CSX-B. A profundidade, o raio e a abertura dos entalhes dos corpos de tração e o raio da ponta dos entalhes dos corpos de flexão foram medidos em Microscópio Confocal a Laser LEXT 3D OLS 4000 da marca Olympus. Porém, para medir a profundidade e a abertura dos entalhes dos corpos de flexão, recorreu-se ao Projetor de perfil da marca Pantec, modelo PJ 3150. Todos os corpos de prova foram medidos e tratados estatisticamente a fim de serem comparados com os valores fornecidos por norma e utilizados para a modelagem por elementos finitos.

3.9 Preparação Metalográfica da liga 7075 T651

As amostras não foram embutidas a quente a fim de evitar quaisquer transformações microestruturais que viessem a comprometer a análise posterior da liga. Principalmente no estado solubilizado e temperado, visto que um aumento de temperatura, embora por pouco tempo, poderia favorecer a precipitação dos elementos de liga dissolvidos na matriz.

Assim sendo, após verificação da composição química e dureza Brinell do lote adquirido, as barras foram cortadas em formato de pastilhas com cerca de 9 a 10 mm de altura, o suficiente para viabilizar a preparação metalográfica das peças sem embutimento. O equipamento para o corte foi o Minitom, marca Struers, modelo DK 2610. Sua refrigeração e baixa rotação foram parâmetros favoráveis para evitar as possíveis transformações mencionadas no primeiro parágrafo deste tópico. O disco utilizado foi o Wafering Blade, Diamond Metal Bonded High Concentration da marca Allied de dimensões 5" x 0.15" x 1/2".

As amostras passaram por uma sequência de lixamento onde foram utilizadas lixas d'água com granulometria de 100, 200, 320, 400, 600 e 1200 mesh. A etapa de lixamento durou cerca de 8 minutos por amostra. Este procedimento foi feito em politriz Struers-Panambra, modelo DP-10, utilizando água como lubrificante.

Após a etapa de lixamento as amostras foram polidas. Após alguns testes, optou-se por um polimento com alumina de 1 µm por não mais que aproximadamente

14 minutos por amostra em politriz Struers, parte em politriz Arotec, modelo Aropol 2V. Observou-se que o excesso de tempo polindo a amostra de alumínio provocava mais danos à superfície da amostra que benefícios. Acredita-se, segundo trabalhos anteriores com a mesma liga, que os precipitados presentes nesta pudessem se desprender e riscar a matriz de menor dureza.

Diversos reagentes sugeridos pela literatura foram testados para o ataque químico desta liga. Dentre eles estão o Poulton modificado (40 mL de HNO₃; 30 mL de HCl; 2,5 mL HF; 42,5 mL H₂O) (CAVALCANTE, 2016), Solução de HF 10% (ASTM E407). No entanto, o que mais se mostrou indicado para a liga de Al 7075 foi o reagente Keller proposto pela norma ASTM E407. Sua composição segue na Tabela 3.4:

Tabela 3.4: Composição química do Reagente Keller

Ácido Fluorídrico 48%	2 mL
Ácido Clorídrico	3 mL
Ácido nítrico	5 mL
Água destilada	190 mL
Fonte: ASTM E407	

O ataque químico foi realizado por imersão durante 24 s. Tempo necessário para a revelação dos contornos de grão.

Toda a evolução desta etapa foi registrada utilizando Microscopia Confocal uma vez que os microscópios ópticos não possibilitaram um acompanhamento seguro acerca da revelação dos precipitados e principalmente do contorno de grão.

3.10 Dureza Brinell

A dureza Brinell foi medida com o intuito de comparar os valores de dureza da liga conforme recebida com os disponíveis na literatura. Além disto, a medida de dureza apresenta-se como um importante critério de avaliação da liga nos estágios de solubilizada e temperada, envelhecida artificialmente e conforme recebida. O equipamento utilizado foi o Durômetro Universal Analógico da marca Pantec, modelo RBSM e o ensaio foi realizado segundo a ASTM E10 que normatiza esse

procedimento. A norma brasileira NBR ISSO 6506-2 também foi analisada com fins de comparação.

A priori, todo o lote adquirido pelo fornecedor foi ensaiado. Foram feitas 5 identações em cada face da placa conforme recebida e 5 identações ao longo de cada barra.

Posteriormente, 3 corpos de prova, 1 para cada condição avaliada, foram cortados e preparados. Nestes também foram feitas 5 identações por amostra com uma esfera de aço temperado de diâmetro 2,5 mm, pré carga de 10 kgf, carga de 62,5 kgf.

Por ser um durômetro universal, a medida recebida foi em HR. Porém, por meio de uma tabela de conversão presente no catálogo do equipamento, os valores são convertidos em HB.

A fim de verificar os resultados obtidos, recorreu-se à Microscopia Confocal para medições dos diâmetros das impressões feitas nas amostras. Assim sendo, de posse do diâmetro médio das mesmas, informações sobre o ensaio em questão e da equação 8, de acordo com a norma ASTM E10, chegou-se também ao valor de dureza Brinell das amostras analisadas.

Equação 8:

$$HB = \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Onde:

F = Carga aplicada em kgf;

D = Diâmetro da calota esférica utilizada para a identação;

d = Diâmetro da impressão na amostra medido, no presente trabalho, por Microscopia Confocal.

3.11 Microscopia Confocal

O Microscópio Confocal a Laser LEXT 3D OLS 4000 do fabricante Olympus foi utilizado para as medições dos raios na ponta dos entalhes dos corpos de tração e

flexão, da profundidade e abertura dos entalhes dos corpos de tração e dos diâmetros das impressões feitas em ensaio de Dureza Brinell.

Uma vez que, no Microscópio Confocal todas as estruturas fora de foco são eliminadas, deixando a imagem com melhor definição e profundidade de campo em relação à microscopia óptica convencional, acompanhamento da preparação metalográfica das amostras de Al, os registros das microestruturas finais e a avaliação das fraturas foram feitas também por Microscopia Confocal. As imagens foram feitas com aumentos de 108, 216, 430, 1075 e 2136x.

3.12 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A Microscopia Eletrônica de Varredura foi utilizada como parte fundamental da etapa de caracterização da liga de Al 7075 T6, incluindo análise da superfície de fratura dos corpos de prova. O equipamento utilizado para registro das fraturas foi o Microscópio Eletrônico de Varredura Super Scan SSX-550 do fabricante Shimadzu.

3.13 Espectroscopia de Dispersão de Energia (EDS)

A microanálise química, realizada com espectrômetro de energia dispersa (EDS), acoplado ao MEV, visou a determinação qualitativa e semi-qualitativa dos elementos presentes na liga a fim de verificar a presença dos precipitados característicos para esta liga.

3.14 Ensaio de Tração

Com o intuito de determinar tensão de escoamento, limite de resistência a tração, coeficiente e expoente de encruamento, módulo de elasticidade, ductilidade e tenacidade da liga em questão, os corpos de prova para cada condição já citada foram submetidos ao ensaio de tração uniaxial em uma Máquina Universal de Ensaio Instron, modelo 5582 com capacidade de carga de 100 kN. A taxa de carregamento utilizada para este ensaio foi de 0,5 mm/min. A Figura 3.5 exibe o corpo de prova sem entalhe pronto para o ensaio.



Figura 3.5: Corpo de prova de tração sem entalhe preparados para ensaio de tração em Máquina Universal de Ensaio Instron.

3.15 Ensaio de Flexão em 4 Pontos

A fim de determinar a carga de ruptura sob carregamento estático, os corpos de prova apresentados na Figura 3.6 foram submetidos ao ensaio de flexão em 4 pontos na Máquina Universal de Ensaio Instron, modelo 5582 com capacidade de carga de 100 kN conforme Figura 3.7. A taxa de carregamento utilizada para este ensaio foi de 0,5 mm/min.

Os *strain gages* utilizados para o corpo de flexão liso foi do fornecedor Excel Sensores Ind. Com. Exp. Ltda do tipo PA-06-250BA-350-L com *gage factor* de 2,15 e para os entalhados utilizou-se *strain gages* do mesmo fornecedor do tipo PA-13-

125RB-120L com *gage fator* de 2,10. Os mesmos foram colados com cola *Loctite 496* com tempo de cura total de 24 h.

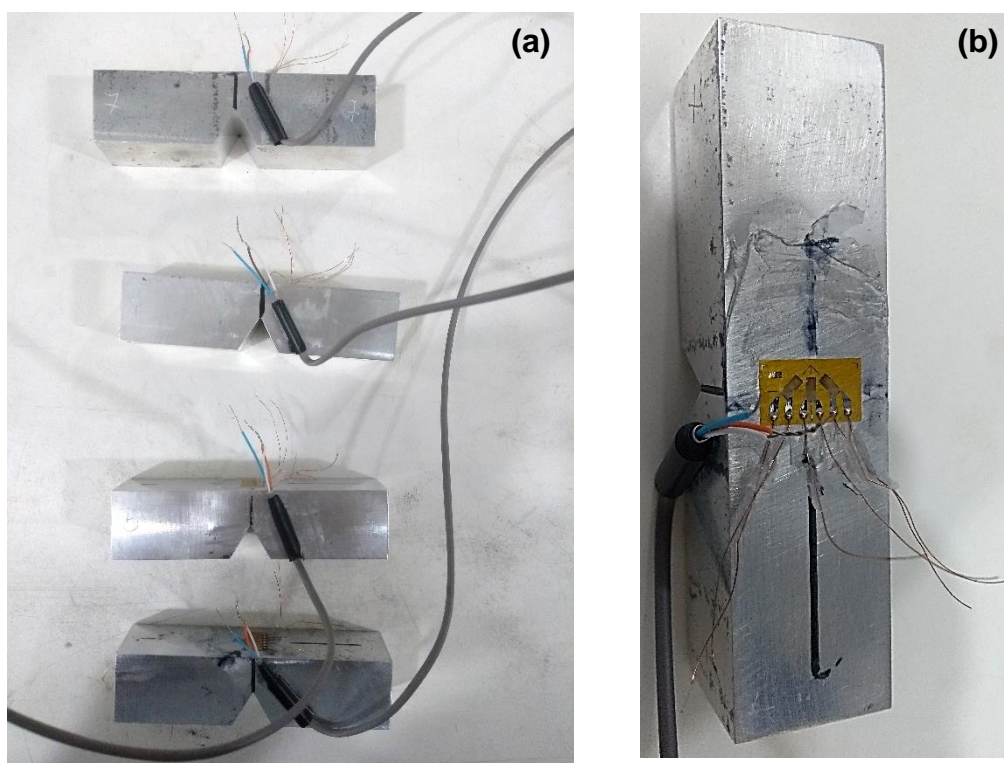


Figura 3.6: Corpos de prova de flexão entalhados preparados para o ensaio (a) detalhe do strain gage (b).

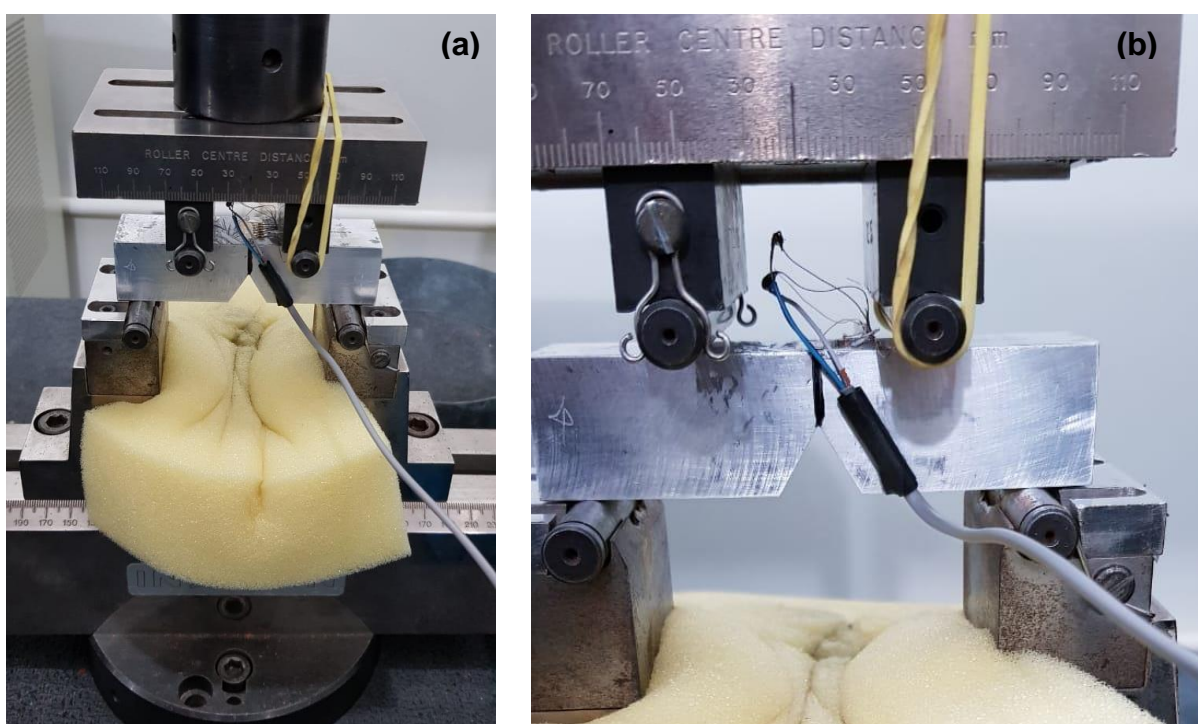


Figura 3.7: Corpo de prova de flexão com entalhe preparados para ensaio de flexão em 4 pontos em Máquina Universal de Ensaio Instron. Vista do ensaio montado (a) e detalhe da escala evidenciando o espaçamento dos roletes superiores (b).

3.16 Modelagem Por Elementos Finitos

Com o objetivo de analisar o campo de tensões à frente do entalhe, foram gerados dois modelos por Elementos Finitos. Um deles para o corpo de prova de flexão com entalhe em V ensaiado em 4 pontos e outro para o corpo de prova de tração também com entalhe em V. As dimensões utilizadas foram retiradas a partir da avaliação dimensional discutida na próxima seção.

Ademais, foram aplicadas, aos modelos, as cargas de fratura obtidas nos respectivos ensaios. O software utilizado foi o Ansys versão 19.2 e na geração da malha foram utilizados elementos do tipo PLANE183.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Espectrometria por Emissão Óptica

A composição química da liga de alumínio adquirida foi analisada por espectroscopia por emissão óptica. As Tabelas 4.1 e 4.2 exibem os percentuais obtidos para os elementos analisados. Os resultados indicam que a análise quantitativa acerca dos elementos químicos presentes na liga em questão está de acordo com a norma ASTM B221 para a barra circular e a ASTM B209 para a placa (Tabela 2.5). Estes mesmos resultados também se encontram em consonância não só com os dados enviados pelo fornecedor (Tabelas 3.1 e 3.2) mas também com aqueles disponíveis na literatura.

Tabela 4.1: Percentuais dos elementos presentes em uma placa de alumínio 7075 T6 conforme recebida. Análise realizada pela empresa Tecmetal.

Ag	Al	B	Be	Bi	Ca	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Li	Mg
0.000	90.00	0.000	0.000	<0.001	0.000	<0.000	<0.001	0.212	0.950	0.209	<0.000	2.380
Mn	Na	Ni	P	Pb	Si	Sn	Sr	Ti	V	Zn	Zr	-
0.031	<0.000	<0.001	<0.001	<0.000	0.043	0.004	<0.000	0.045	0.004	6.080	<0.000	

Tabela 4.2: Percentuais dos elementos presentes em uma barra de alumínio 7075 T6 conforme recebida. Análise realizada pela empresa Tecmetal.

Ag	Al	B	Be	Bi	Ca	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Li	Mg
0.000	89.60	0.000	0.000	<0.001	0.000	<0.001	<0.001	0.202	1.020	0.216	<0.000	2.540
Mn	Na	Ni	P	Pb	Si	Sn	Sr	Ti	V	Zn	Zr	-
0.066	<0.000	<0.001	<0.001	<0.000	0.117	0.004	<0.000	0.043	0.004	6.130	<0.004	-

4.2 Difração por Raios X

A Figura 4.1 exibe o difratogramas para a liga estudada. A priori deve-se ressaltar que o pico principal do alumínio (1) difratou com muita intensidade (285531 cps exatamente), o que, visivelmente, prejudicou a visualização dos outros picos de menor intensidade que este, mas ainda assim de intensidade satisfatória dentro do esperado. Assim sendo, a fim de suavizar esta questão do alto número de contagens por segundo optou-se por usar a raiz quadrada da intensidade. Desta forma, pode-se observar que os picos menores ficaram evidentes e possíveis de serem analisados.

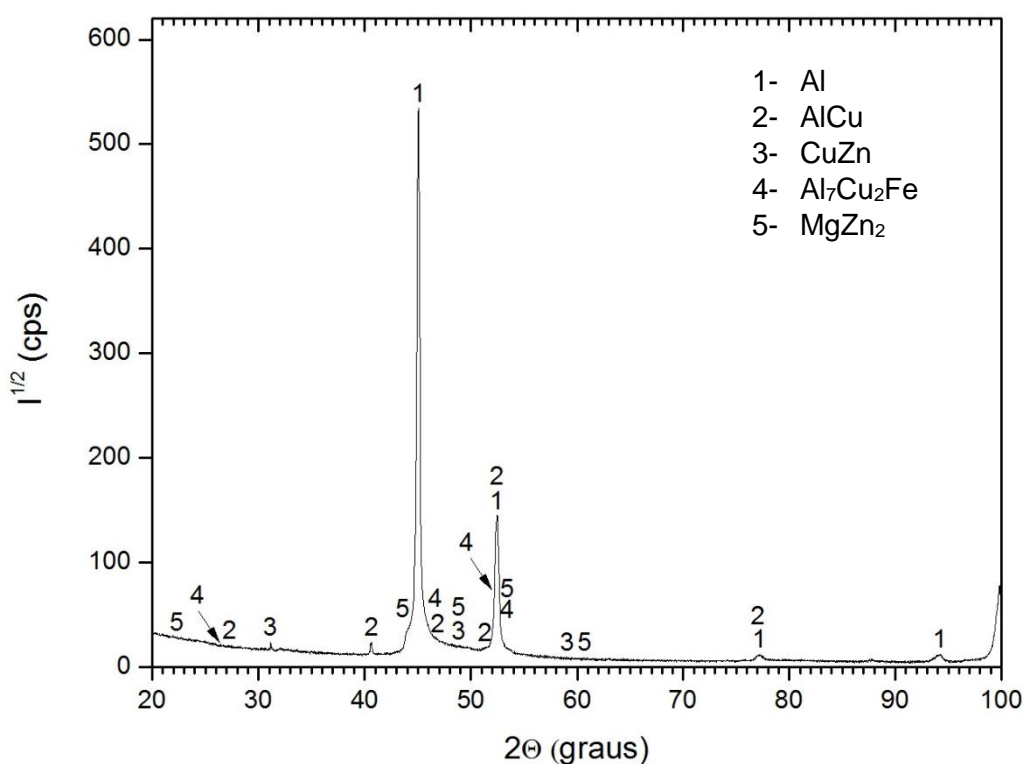


Figura 4.1: Difratograma da liga de Al 7075 T6

Como já era esperado, devido os resultados da espectrometria por emissão óptica e comparações com a literatura, os picos do alumínio foram identificados como os de maior intensidade, uma vez que este encontra-se em cerca de 90% da composição da liga.

Os picos 2 e 3 correspondem à fases esperadas, uma vez que o Cu e o Zn constituem uns dos principais elementos de liga do 7075. Em alguns picos foram identificados superpostos com os picos do Al o que pode significar que a detecção do Al nestes seja devido a presença do mesmo nas fases.

O precipitado $MgZn_2$ (pico 5), embora com menor intensidade em relação ao Al, foi identificado. Trata-se do intermetálico responsável pelo aumento da resistência mecânica desta liga, resultado do tratamento térmico T6, mencionado no segundo capítulo do presente trabalho. Segundo Caltabiano (apud BEJARANO, 2016) o Fe é a impureza mais comum nas ligas de Al e costuma formar intermetálicos com o Al e um terceiro elemento de liga, para o dado caso, o Cu. Desta forma, já esperado também devido à baixa solubilidade do Cu e do Fe no Al, a fase Al_7Cu_2Fe (4) também foi detectada pela análise.

4.3 Caracterização da liga 7075 T6 conforme recebida

A Figura 4.2 exibe as micrografias de uma amostra apenas polida, em dois aumentos distintos, do lote inicial conforme recebido já tratada termicamente. Foi observado que mesmo com apenas a etapa do polimento concluída os precipitados já podiam ser vistos provavelmente pela eficiência do procedimento e pela facilidade de desbaste já característica das ligas de alumínio. A identificação dos mesmos será abordada em detalhes na análise por EDS.

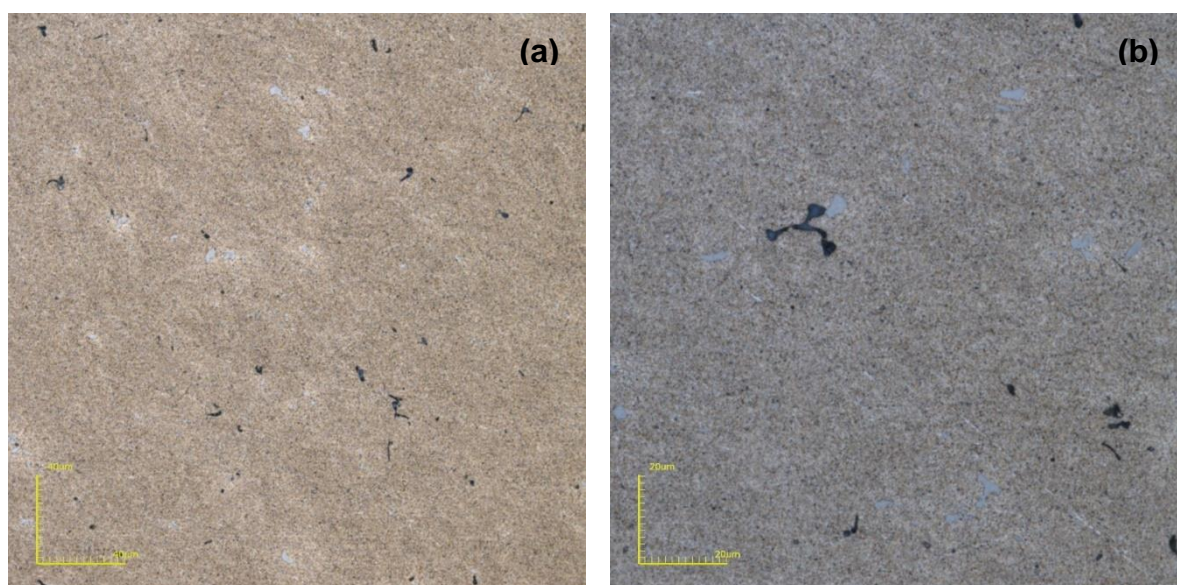


Figura 4.2: Amostra de Al 7075 polida. Registro por Microscopia Confocal utilizando Interferência Diferencial. (a) 1075x; (b) 2136x

A Figura 4.3 apresenta uma micrografia da mesma amostra com ataque químico. O aumento selecionado teve intenção de possibilitar melhor visualização dos

contornos de grão revelados pelo reagente Keller, que conforme elucidado no capítulo III, foi o que revelou melhor os contornos após 24 s.

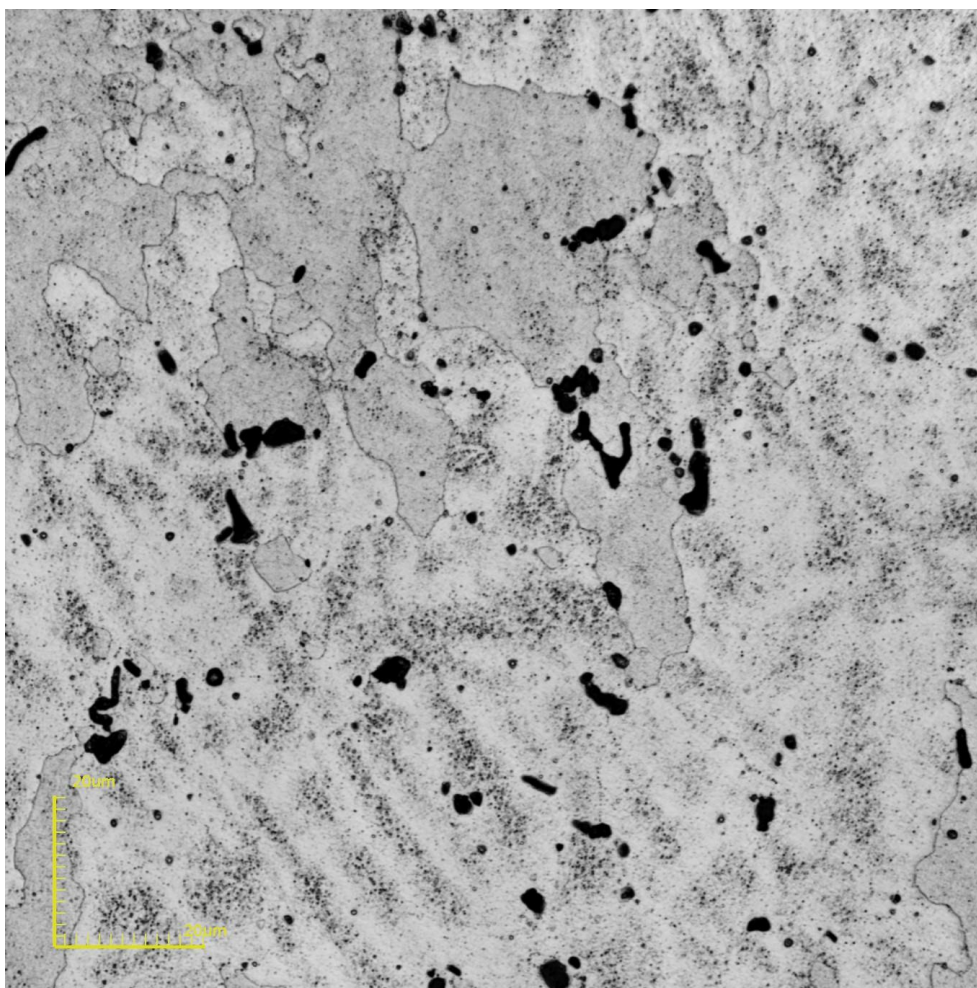


Figura 4.3: Amostra de Al 7075 T6. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s.

Para visualização dos contornos de grão foi necessário um tempo maior de ataque (24 s). A revelação dos mesmos foi alcançada em detrimento de algumas regiões onde se encontravam os precipitados. Estas, por sua vez, podem ter sofrido “queima” por meio do ataque químico, uma vez que já tinham sido reveladas já na etapa do polimento. Assim sendo, houve a necessidade dos registros das amostras apenas polidas não apenas para avaliar o momento ideal para o ataque químico, mas também para avaliar as regiões com precipitados antes do superataque necessário, uma vez que houve dificuldade para a revelação dos contornos de grão. Em seções futuras, a importância da conservação de amostras somente polidas para a análise será justificada através da microscopia eletrônica de varredura e a espectroscopia por dispersão de energia.

A Figura 4.4 exibe as micrografias com ataque químico, porém com registros por Microscopia Confocal utilizando Interferência Diferencial. Esta estratégia foi empregada para tornar os contornos mais evidentes sem precisar aumentar o tempo de ataque. Evitando assim, outras regiões superatacadas. Em análises futuras, como na avaliação do tamanho de grão, os contornos quando melhores definidos auxiliam nas medições.

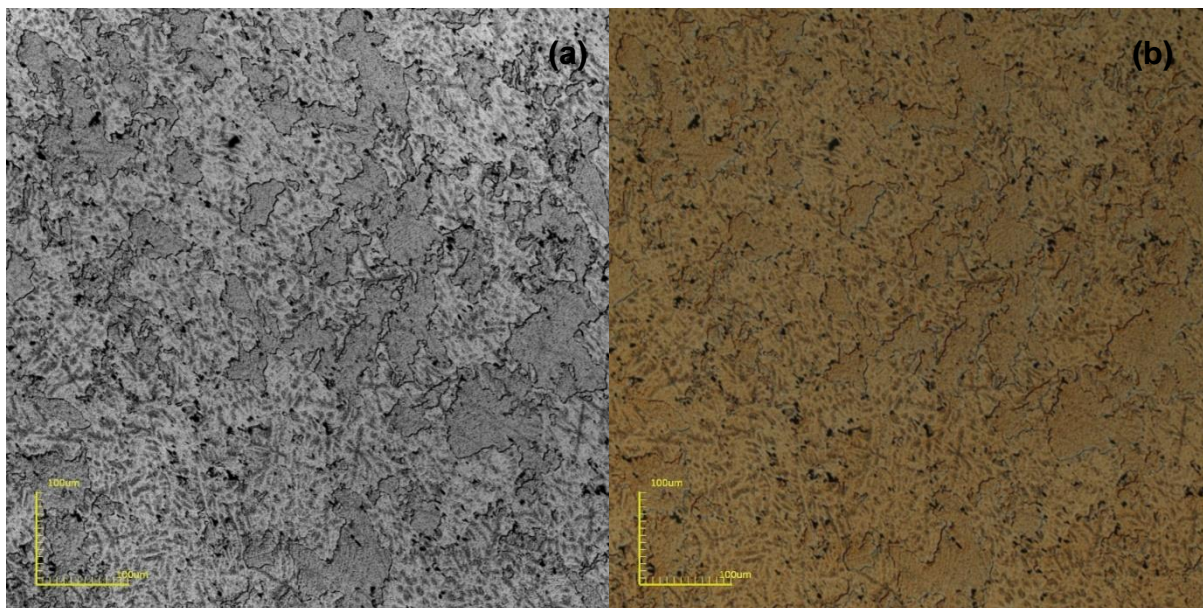


Figura 4.4: Amostras de Al 7075 T6. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 430x onde a) imagem obtida por laser e b) interferência diferencial. Ataque com Reagente Keller por 24s.

A Figura 4.5 apresenta a revelação dos contornos de grão ao longo do tempo de ataque. Resultado este que visa comprovar o discutido nos últimos parágrafos e justifica o tempo de ataque. Os testes que culminaram na escolha do reagente em questão dentre outros sugeridos pela norma ASTM E407 também constituem numa colaboração para trabalhos futuros com ligas de alumínio no Laboratório de Materiais Avançados da universidade.

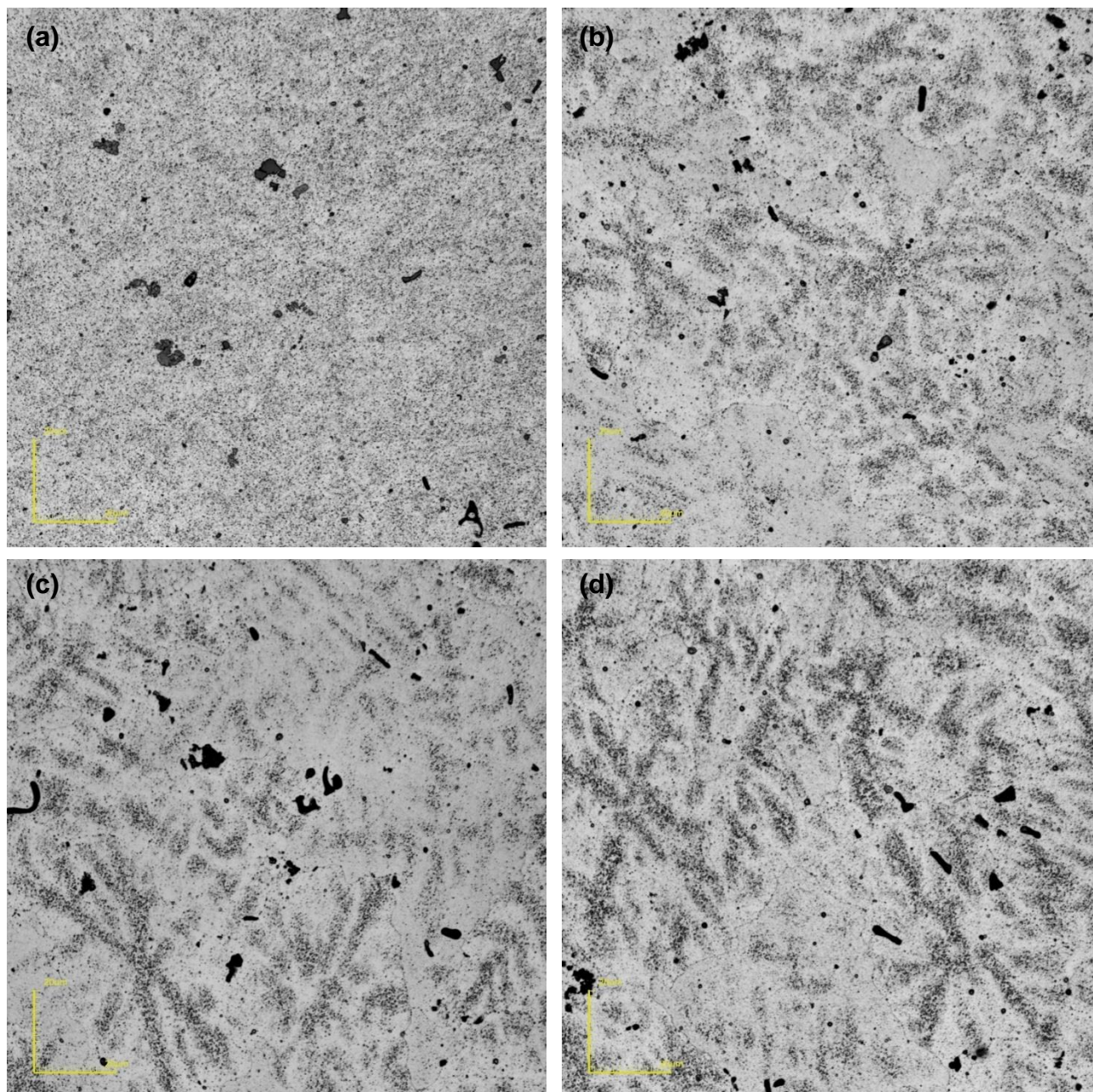
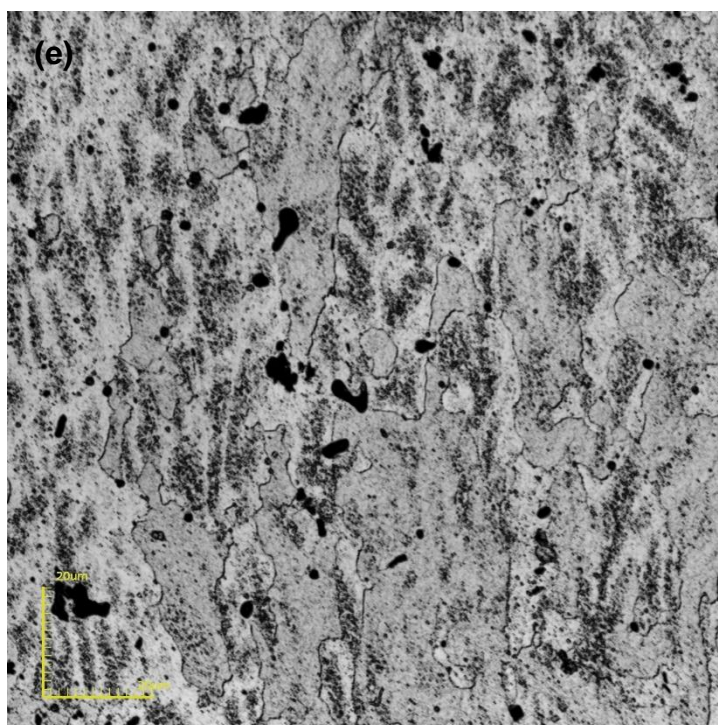


Figura 4.5: Evolução da revelação dos contornos de grão em liga de alumínio 7075 T6. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 2136X. Ataque com Reagente Keller por (a) 3 s; (b) 12 s; (c) 15 s; (d) 18 s.



Continuação da Figura 4.5: Evolução da revelação dos contornos de grão em liga de alumínio 7075 T6. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 2136X. Ataque com Reagente Keller por (e) 24 s.

4.4 Caracterização da liga 7075 solubilizada e temperada

A Figura 4.6 exibe a micrografia da liga solubilizada e temperada. A microestrutura em questão evidencia que o aumento da temperatura de solubilização favoreceu a dissolução dos precipitados na matriz de alumínio. A temperatura de solubilização de 480 °C ditada pelo ASM (2004) para a liga em questão não foi o suficiente para alcançar o mesmo resultado encontrado ao se utilizar outros parâmetros e verificar então a diferença que há entre a microestrutura conforme recebida, já envelhecida artificialmente e a solubilizada e temperada.

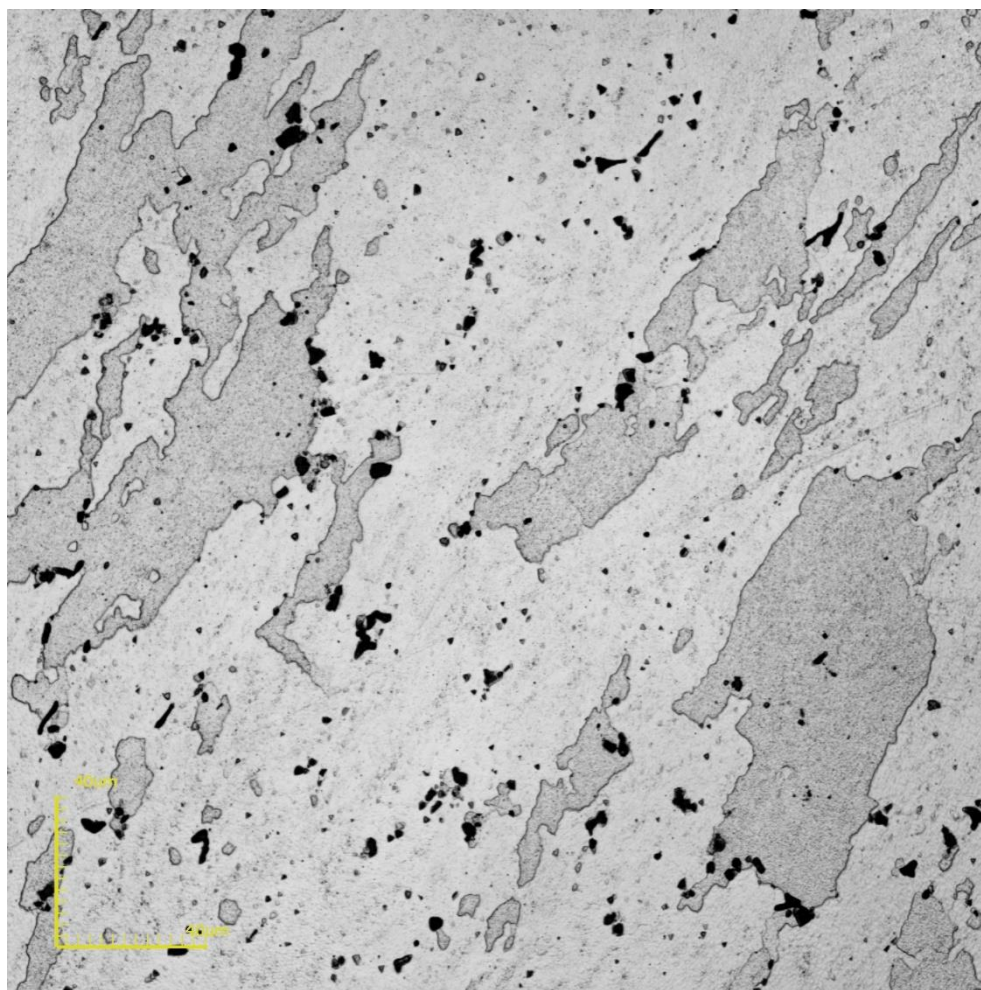


Figura 4.6: Amostras de Al 7075 solubilizada e temperada. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 1075x. Ataque com Reagente Keller por 24s.

Como já abordado, a amostra solubilizada e temperada apresenta, nitidamente, menos precipitados que a envelhecida artificialmente. Este resultado só foi possível aumentando, mesmo que suavemente, a temperatura de solubilização do tratamento. Utilizando as normas ASTM B221 para a barra de seção circular e a ASTM B209 para a placa, empregadas pela empresa fornecedora e citadas no Capítulo II, constatou-se que a faixa de temperaturas normalmente utilizada era de 460 a 499 °C, com extremo um pouco maior que a indicada pelo ASM (2004). A partir desta faixa e avaliando o diagrama de fases para a liga Al-Zn apresentado na Figura 2.5, decidiu-se elevar a temperatura um pouco acima das propostas sem, no entanto, ultrapassar a linha *liquidus*. Para não incorrer em mais erros, e não fugir do escopo do trabalho, que não tem intenção única de avaliar diversas temperaturas de solubilização para a liga em questão, tomou-se como referência os experimentos realizados por Cavalcante (2016)

em conjunto com as avaliações citadas anteriormente. Assim sendo os parâmetros temperatura de $(504 \pm 1) ^\circ\text{C}$ e tempo de 2 h foram selecionados.

Observou-se que os precipitados menores e dispersos em grande quantidade pela matriz que estavam presentes nas amostras conforme recebidas, diminuíram drasticamente sua concentração. Segundo Bejarano (2016), os precipitados que se dissolvem na matriz seriam os formados por Zn, Mg e Cu. A partir desta premissa, acredita-se que o precipitado MgZn_2 responsável pelo aumento da resistência da liga tenha sofrido influência da temperatura e dissolvido em boa parte na matriz.

Os precipitados maiores que permaneceram na matriz podem ser constituídos de Fe e Cu que não seriam solúveis até esta temperatura de acordo com Cong (2015 apud BEJARANO, 2016). A solubilidade do Fe em Al segundo Hatch (1984) seria menor que 0,006% a $500 ^\circ\text{C}$. Consultando o diagrama de fases do Fe e Cu em Al, observou-se que, de fato, à temperatura utilizada a solubilidade é bem inferior quando comparado aos demais elementos de liga.

Um estudo mais aprofundado sobre os coeficientes de difusão em Al dos elementos principais da liga 7075 poderia ser proveitoso a fim de prever o tempo e a temperatura necessários para a solubilização destes precipitados. Como exemplo, pode-se constatar o baixo coeficiente de difusão do Cu em Al de $4,1 \times 10^{-14}$ a $500 ^\circ\text{C}$ contra o do Mg em Al de $1,9 \times 10^{-13}$ a mesma temperatura (CALLISTER, 2008).

Adicionalmente, J. E. Hatch (1984), Bejarano (2016) e Zhang *et al.* (2012) concluíram que as ligas de alumínio, devido o alto emprego da reciclagem nas indústrias, tendem a serem fabricadas com teores maiores de Fe. Uma vez que este possui baixa solubilidade em Al, forma com este último intermetálicos. Estes intermetálicos já foram mencionados na seção 4.2 como o $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ detectado, inclusive, pela difração de Raios X. Aumentar a temperatura ou prolongar o tempo em que a liga está neste patamar, na tentativa de dissolver os precipitados de baixa solubilidade poderia acarretar em crescimento exacerbado de grãos prejudicando o aumento de resistência mecânica da liga.

Adicionalmente, o trabalho realizado pelo Bejarano (2016) usou até 36 h no patamar de solubilização sem sucesso na solubilização de todos os precipitados.

Notou-se, também, por meio da micrografia da Figura 4.7, que mesmo sem os artifícios da Microscopia Confocal, como interferência diferencial ou a imagem em preto e branco fornecida pelo laser, apenas a imagem colorida, os contornos de grão, com o mesmo tempo de ataque químico, ficaram melhor revelados e contínuos.

Acredita-se que seja a maior uniformidade vista na microestrutura solubilizada e temperada. Observou-se, nitidamente que trata-se aqui de uma microestrutura mais clara. Uma ideia prévia acerca da dureza da liga pôde ser constatada durante a preparação metalográfica, uma vez que o desbaste ficou mais facilitado nesta condição. O que foi positivo, uma vez que a preparação não pôde consumir muito tempo a fim de evitar ao máximo a precipitação natural da liga. O aumento selecionado tem a intenção de oferecer uma melhor visualização do efeito do tratamento térmico.

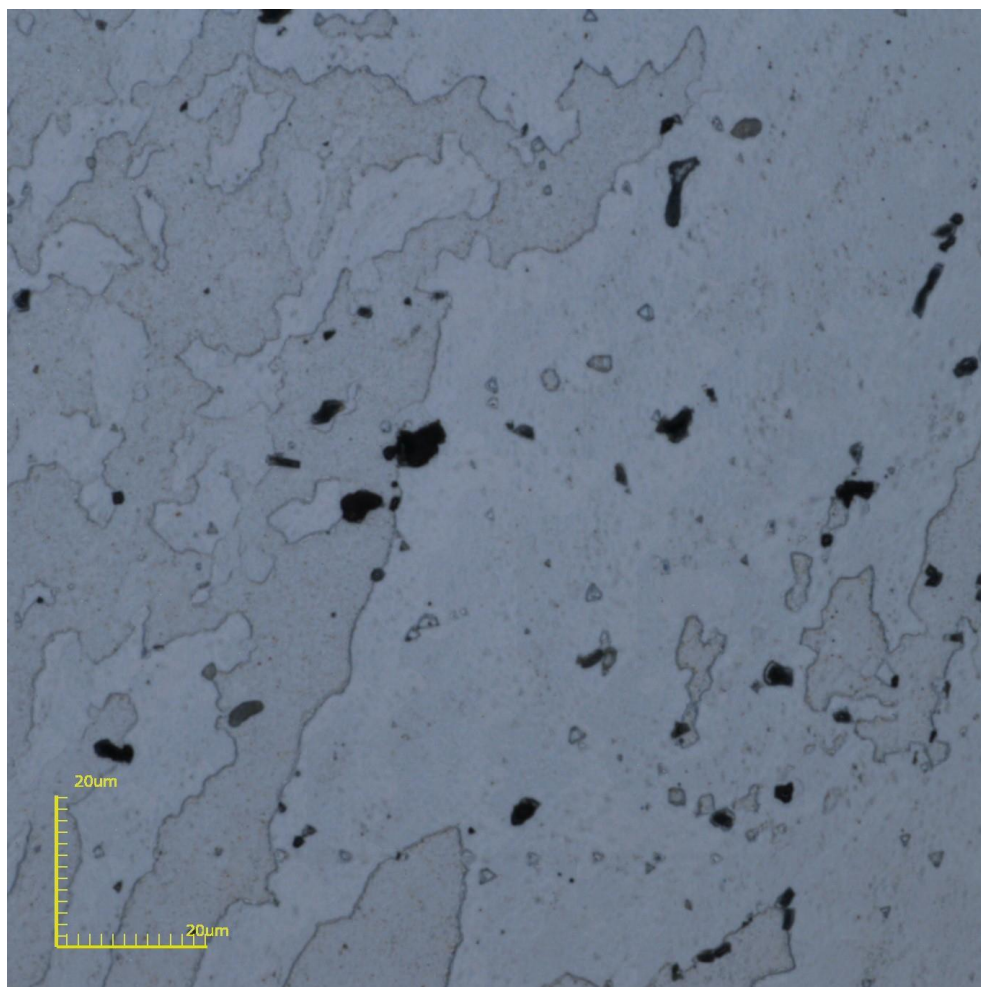


Figura 4.7: Amostras de Al 7075 solubilizada e temperada. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s.

4.5 Caracterização da liga 7075 envelhecida artificialmente em laboratório

A temperatura para o envelhecimento fugiu ligeiramente do estabelecido pelas normas e literaturas padrões, embora o tempo de 24 h tenha sido mantido. Cavalcante

(2016) constatou maior sucesso no envelhecimento na temperatura de 145 °C e, mais uma vez, como o propósito real do presente trabalho não é avaliar inovações e ineditismo no campo dos tratamentos térmicos, recorreu-se a trabalhos que pudessem ser tomados como referência oferecendo valores de propriedades mecânicas para serem comparados com os encontrados no presente trabalho pela técnica de interesse.

A Figura 4.8 exibe micrografias da amostra nessa condição.

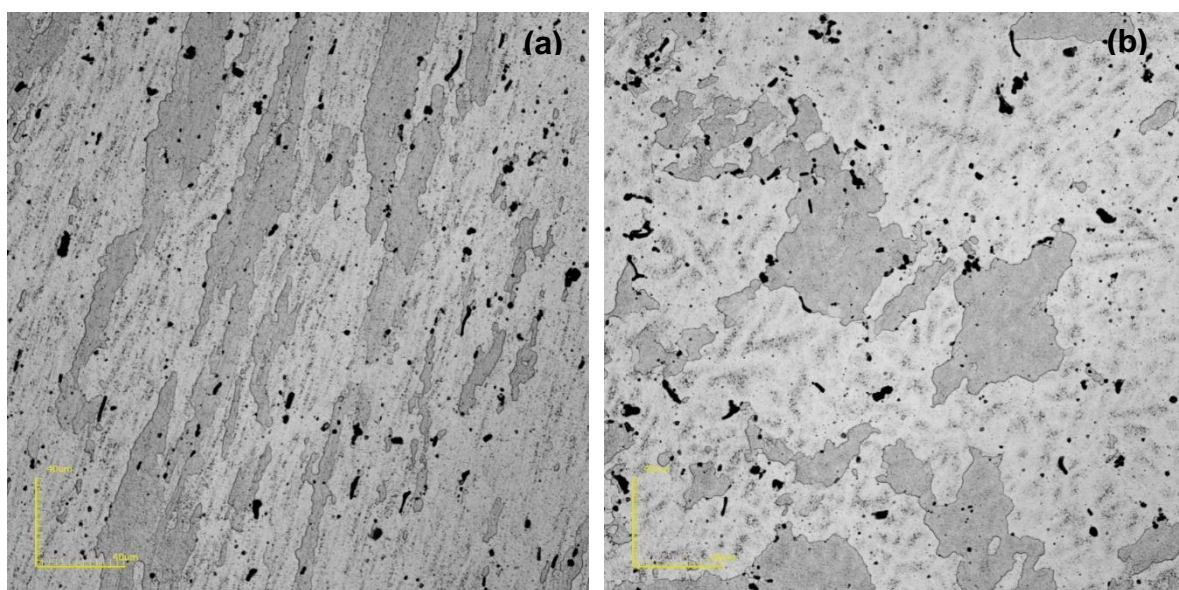


Figura 4.8: Amostras de Al 7075 envelhecidas a 145 °C por 24 h em laboratório. Registros por Microscopia Confocal com aumento de 1075x de uma região (a) próxima a borda e (b) no centro da barra circular. Ataque com Reagente Keller por 24s.

A partir destas micrografias apresentadas na Figura 4.8 pôde-se verificar que os precipitados outrora solubilizados começaram a retornar à matriz e formar os aglomerados visíveis na condição conforme recebida.

Paralelamente, verificou-se que os grãos mais próximos da borda sofreram mais intensamente os efeitos do processo de laminação que os dispostos no centro. A Figura 4.9 exibe com um maior aumento um grão da borda mais alongado e por sua vez mais achatado que os encontrados dispostos no centro.

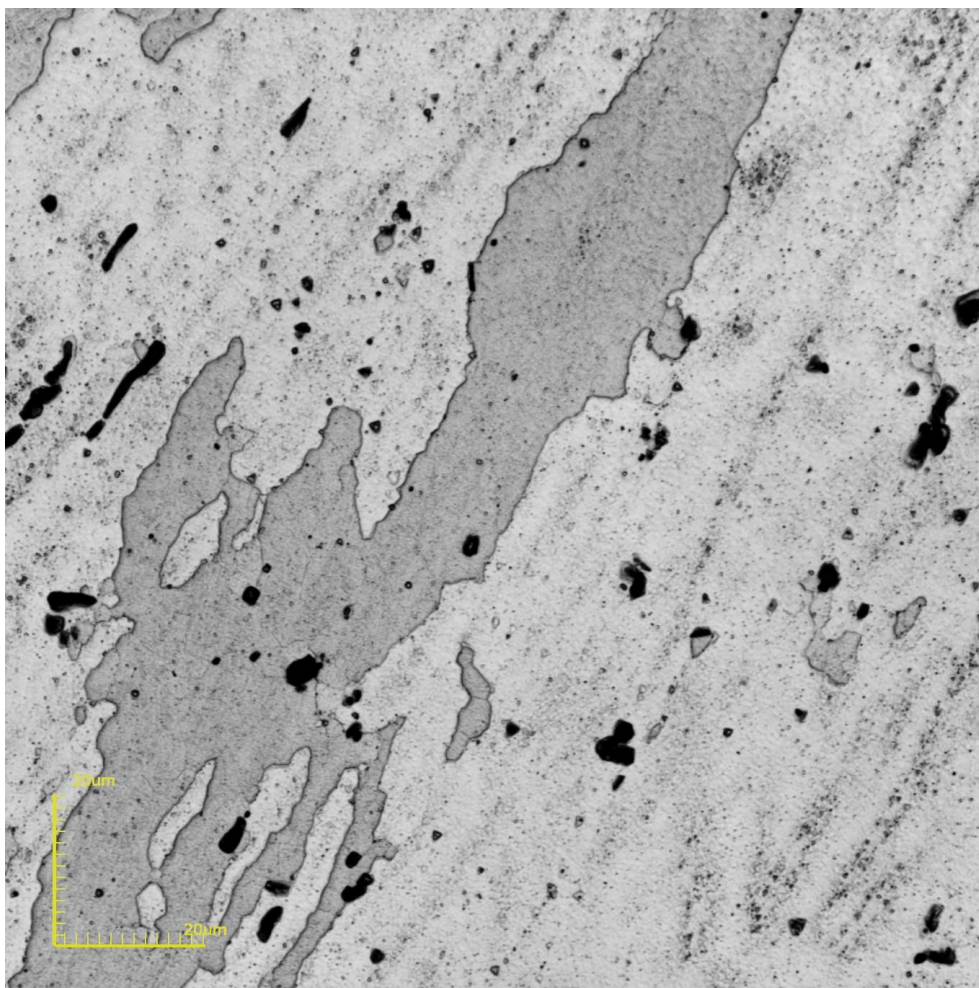


Figura 4.9: Amostra de Al 7075 envelhecida a 145 °C por 24 h em laboratório. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 2136x. Ataque com Reagente Keller por 24s.

Já a marcação feita na Figura 4.10 com um aumento menor proporcionou uma análise mais clara deste fato ao mostrar a transição da região da borda para o centro e evidenciar orientação preferencial dos grãos dispostos nas bordas da barra circular.

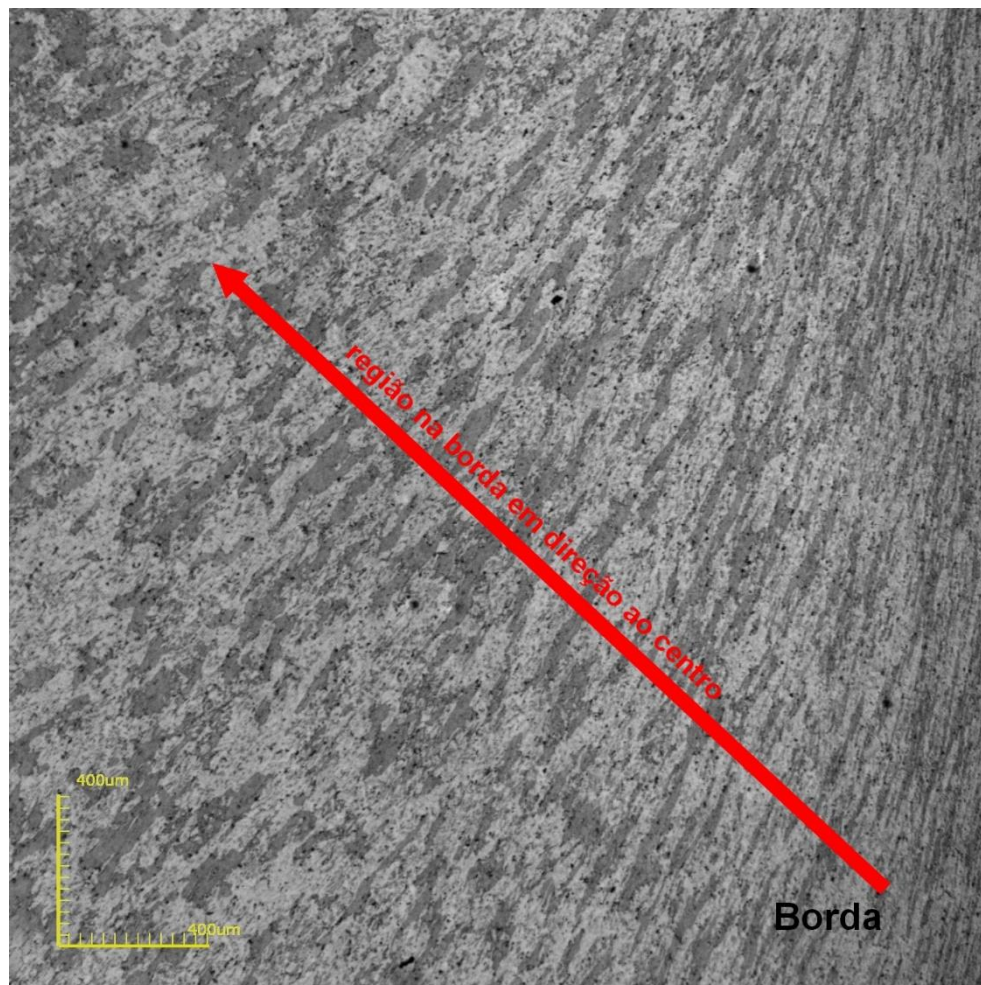


Figura 4.10: Amostra de Al 7075 envelhecida a 145 °C por 24 h em laboratório exibindo a orientação dos grãos. Seta indicando para o centro a fim de evidenciar grãos orientados na borda por efeito da laminação. Registro por Microscopia Confocal com aumento de 108x. Ataque com Reagente Keller por 24s.

4.6 Dureza Brinell

A priori foram realizadas medidas de dureza nos lotes iniciais a fim de se comparar com dados da literatura e verificar a homogeneidade do lote. Os resultados para os pontos avaliados de uma das seções da barra e da placa estão na Tabela 4.3:

Tabela 4.3: Dureza Brinell do lote inicial da liga 7075 T6

Valores de Dureza (HB)				
Pontos	Sentido da laminação	Seção transversal da barra	Topo da placa	Seção transversal da placa
1	125	96	112	112
2	120	112	112	112
3	120	96	112	120
4	120	130	116	116
5	125	102	116	125
Média	122	107	114	117
Desvio Padrão	2,74	14,32	2,19	5,58

Posteriormente, ao se avaliar os valores de Dureza Brinell encontrados comparando com a literatura disponível, decidiu-se analisar a veracidade dos dados coletados durante o ensaio no Durômetro Universal Analógico da Pantec. Conforme relatado no Capítulo II deste trabalho, recorreu-se à Microscopia Confocal para medições dos diâmetros das impressões feitas nas amostras conforme exibe a Figura 4.11. De acordo com o sugerido inclusive pela norma ASTM E10 que rege este ensaio, novos valores de dureza Brinell foram obtidos através da equação 8.

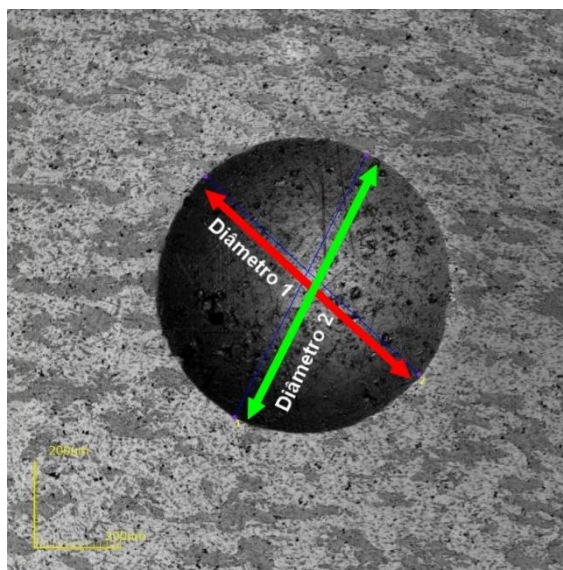


Figura 4.11: Identação provocada pelo Ensaio de Dureza Brinell mostrando as medições dos diâmetros por Microscopia Confocal. Aumento de 216x.

Tomando como base, mais uma vez, a condição conforme recebida, a Tabela 4.4, relaciona os valores de dureza Brinell obtidos diretamente no ensaio e os calculados a partir dos diâmetros das impressões medidos em Confocal para 5 pontos da amostra.

A discrepância entre os resultados levou a consideração apenas dos valores calculados pelos diâmetros das identações. Resultado este que tem contribuição direta e imediata para o laboratório onde a esta pesquisa foi desenvolvida a fim de evitar resultados errôneos em pesquisas futuras e reavaliar resultados de pesquisas passadas que não recorreram ao sugerido pela norma que rege este ensaio e pelo próprio manual do equipamento.

Paralelamente, notou-se que o desvio padrão dos valores obtidos diretamente pelo mostrador e em seguida pela tabela de conversão é muito maior (mais que o dobro) que o desvio padrão das durezas calculadas. O que pode ser indício de uma possível descalibração do equipamento.

Tabela 4.4: Valores de Dureza Brinell obtidos diretamente no ensaio versus valores calculados pelo diâmetro das identações.

Dureza Brinell (HB)		
Pontos	Valor obtido diretamente no ensaio	Valor calculado
1	96	170
2	112	164
3	96	160
4	130	158
5	102	174
Média	107	165
Desvio Padrão	14	7

Por fim, os valores corrigidos encontram-se na Tabela 4.5 para as três condições estudadas.

Tabela 4.5: Dureza Brinell calculada das amostras 7075 nas três condições estudadas

Condição	HB (Valor médio)	Desvio Padrão
Conforme recebida	165	7
Solubilizada e temperada	87	2
Envelhecida artificialmente	179	6

Os valores de dureza tanto para a envelhecida artificialmente por tratamento industrial quanto a envelhecida artificialmente são maiores que o valor médio calculado pela solubilizada e temperada o que já é um indício de que a presença dos precipitados $MgZn_2$ oferecem um aumento na dureza da liga. Quando estes valores são associados às microestruturas das Figuras 4.3 ou 4.5 e 4.6, estas hipóteses ganham sentido. Outro resultado notável é o desvio padrão que é claramente menor para a liga na condição solubilizada e temperada. Provavelmente, a matriz com menor concentração de precipitados oferece regiões mais homogêneas entre si, levando a valores de dureza com menor dispersão entre os pontos que receberam as identações. Na liga envelhecida, pode ocorrer de uma identificação ser feita em uma

região com maior concentração de precipitados e em outro momento em uma região com menos concentração de precipitados. Da mesma forma, idetações podem ser feitas na matriz e outras em precipitados de maior dureza que a primeira. Estes fatores são potenciais responsáveis da dispersão de valores de dureza nas ligas de alumínio que passaram por tratamento de endurecimento por precipitação.

Vale ressaltar que a matriz supersaturada obtida por têmpera em água gelada pôde elevar um pouco a dureza da liga nesta condição, justamente pela presença dos elementos de liga dissolvidos na matriz.

Partindo para a análise das ligas conforme recebida e envelhecida artificialmente em laboratório, notou-se que há uma ligeira diferença entre os valores de dureza. A princípio, o que não faria sentido, uma vez que estão na mesma condição.

A influência dos fatores externos pode ser apresentada como a razão desta diferença, uma vez que as condições em que ambos os tratamentos foram realizados não são as mesmas. Em uma indústria são utilizados fornos de maior porte e tratamentos em larga escala quando comparados a realidade laboratorial que possui um caráter experimental e que possui menor controle operacional.

Todavia, desconsiderando as diferenças reais apresentadas, um fato a ser analisado é que ao utilizar-se a temperatura de 145 °C (maior que a temperatura de 120 °C ditada em norma) comprovou-se o que já fora atestado pelos trabalhos mencionados na revisão bibliográfica. Isto é, maiores temperaturas de envelhecimento artificial proporcionam o alcance da dureza pretendida em menor tempo. O que leva à possibilidade da liga envelhecida em laboratório ter alcançado a dureza apresentada pela conforme recebida antes das 24 h estipuladas para o tratamento em questão.

Sob outro ângulo tem-se a comparação dos resultados encontrados com os disponíveis na bibliografia estudada para a liga em questão. Segundo a Tabela 2.4 que consta na revisão da literatura, os valores calculados encontram-se dentro da faixa para o Al 7075 (145 – 180 HB). O que além de satisfatório, comprova a veracidade dos valores calculados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6: Valores para Dureza Brinell de amostras 7075 nas três condições estudadas segundo Bejarano (2016)

Condição	HB (Valor médio mínimo)	HB (Valor médio máximo)
Conforme recebida	156 ± 7	171 ± 5
Solubilizada e temperada (504 °C por 2 h)	65 ± 3	89 ± 3
Envelhecida artificialmente (120 °C por 24 h)	143 ± 8	158 ± 4

Analisando também os valores encontrados por Bejarano (2016), observou-se que os valores de dureza encontrados estão de acordo com o esperado. Além da condição da conforme recebida ter ido de encontro ao previsto, as condições solubilizada e temperada coincidiram dentro da margem de erro, obviamente, inclusive quanto às dispersões o que reafirma as hipóteses propostas anteriormente. Os valores para a envelhecida artificialmente em laboratório deram um pouco distantes de um trabalho para outro, todavia isso se deve a diferença entre os tempos de envelhecimento adotados. Bejarano (2016) utilizou 120 °C conforme a norma enquanto o presente trabalho, optou por 145 °C segundo Cavalcante (2016). O que pode ser mais um indício de que o aumento da temperatura de envelhecimento favorece o alcance de durezas mais elevadas em menos tempo, como sugerido anteriormente nesta seção.

4.7 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Dispersão de energia (EDS)

4.7.1 Análise da liga 7075 T6 polida (sem ataque químico)

As micrografias da Figura 4.12 foram obtidas na amostra polida por microscopia eletrônica de varredura.

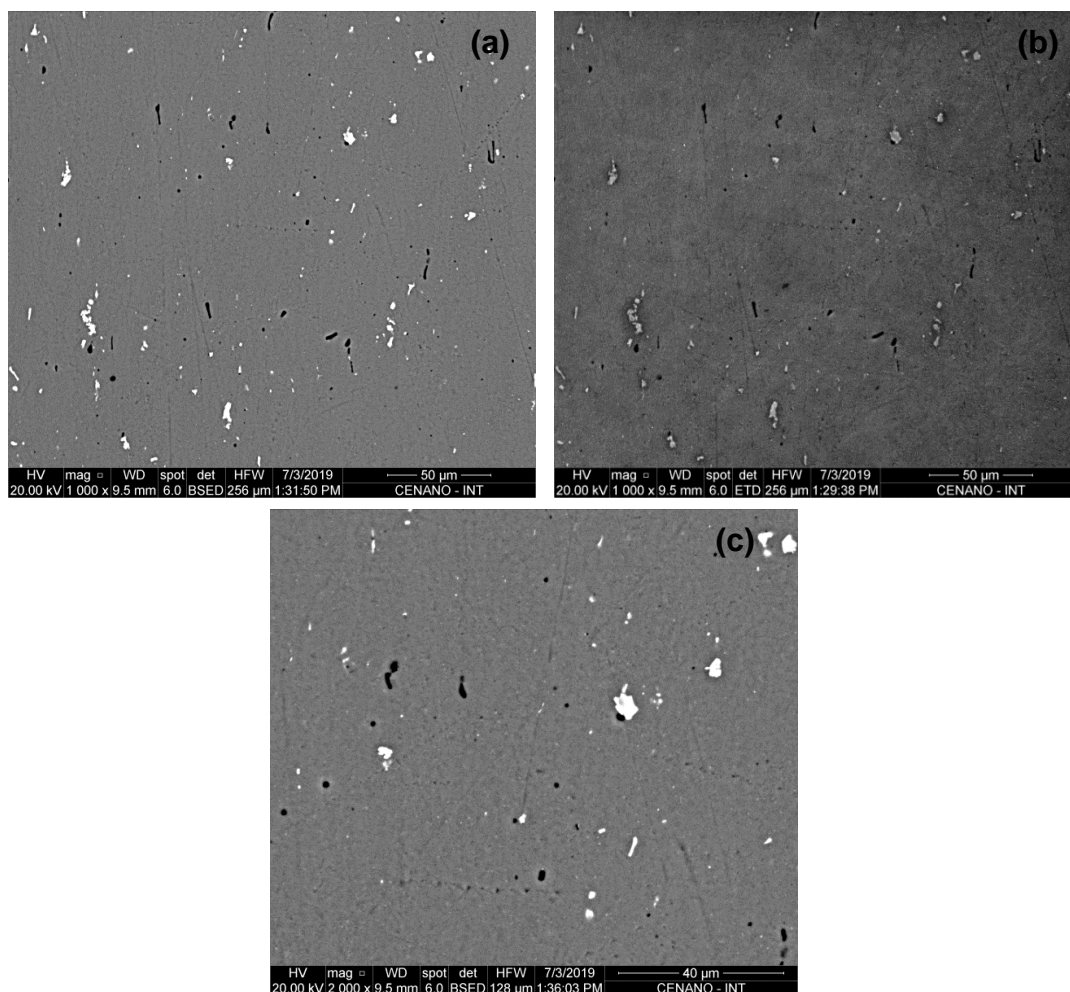


Figura 4.12: Imagens obtidas por microscopia eletrônica da liga 7075 T6 (a) e (c) com elétrons retroespalhados. Aumento de 1000x e 2000x, respectivamente; (b) com elétrons secundários. Aumento de 1000x.

A preparação metalográfica de ligas de alumínio é dificultada devido à baixa dureza característica destes materiais quando comparados aos aços ou aos materiais de alta dureza. Polimentos por tempos excessivos contribuem para uma concentração maior de riscos. Portanto optou-se por um tempo menor a fim de evitar riscos futuros ocasionados por precipitados de maior dureza que a matriz que se desprendem da mesma.

Em seguida, pôde-se observar, conforme esperado, que os registros por elétrons retroespalhados (Figura 4.12a e c) possuem um contraste melhor definido justamente por estes proporcionarem imagens de composição, isto é, o contraste sofre influência do número atômico dos elementos presentes na amostra. Portanto, acredita-se que os pontos mais claros e mais escuros que a matriz contenham elementos que possuam o número atômico significativamente diferente do alumínio, provavelmente metais mais pesados.

Em contrapartida, uma vez que pela sua baixa energia apenas os elétrons secundários, produzidos perto da superfície, conseguem sair da amostra, as imagens obtidas por estes tendem a ter melhor resolução. Como pôde ser visto na Figura 4.12b, esta é a única que apresentou imagem de topografia de superfície, o que proporcionou a visualização da diferença de relevo, justamente por ter sido esta obtida por elétrons secundários.

Na imagem da Figura 4.13, a seguir, são seleccionados os pontos onde foi feita a análise por EDS, já nas Figuras 4.14a - d são mostrados os resultados de EDS.

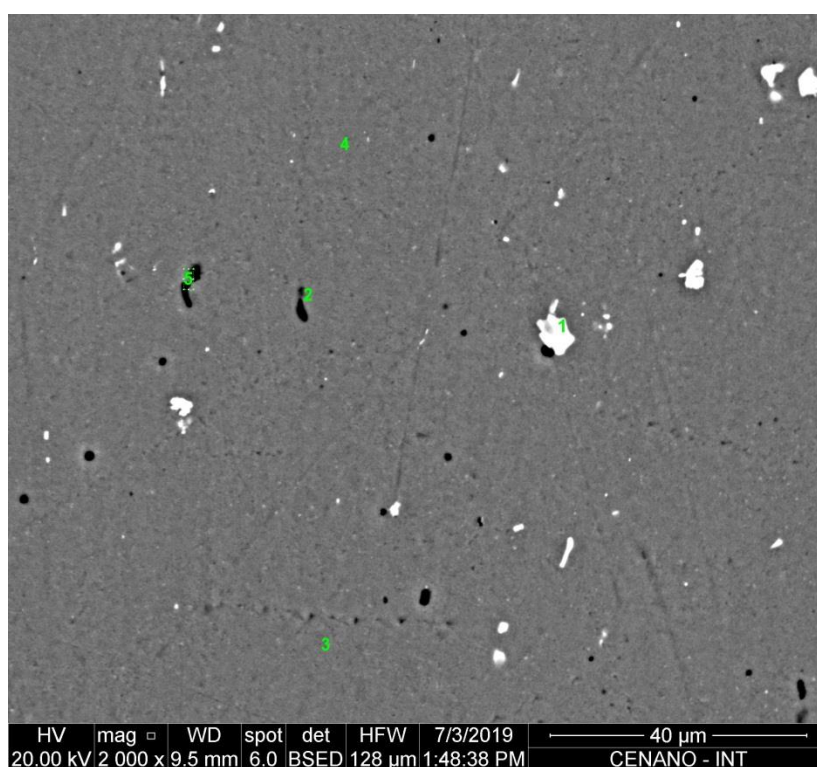


Figura 4.13: Imagem por elétrons retroespalhados com os pontos 1, 2, 3, 4 e 5 identificados para análise por EDS. Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento de 2000x.

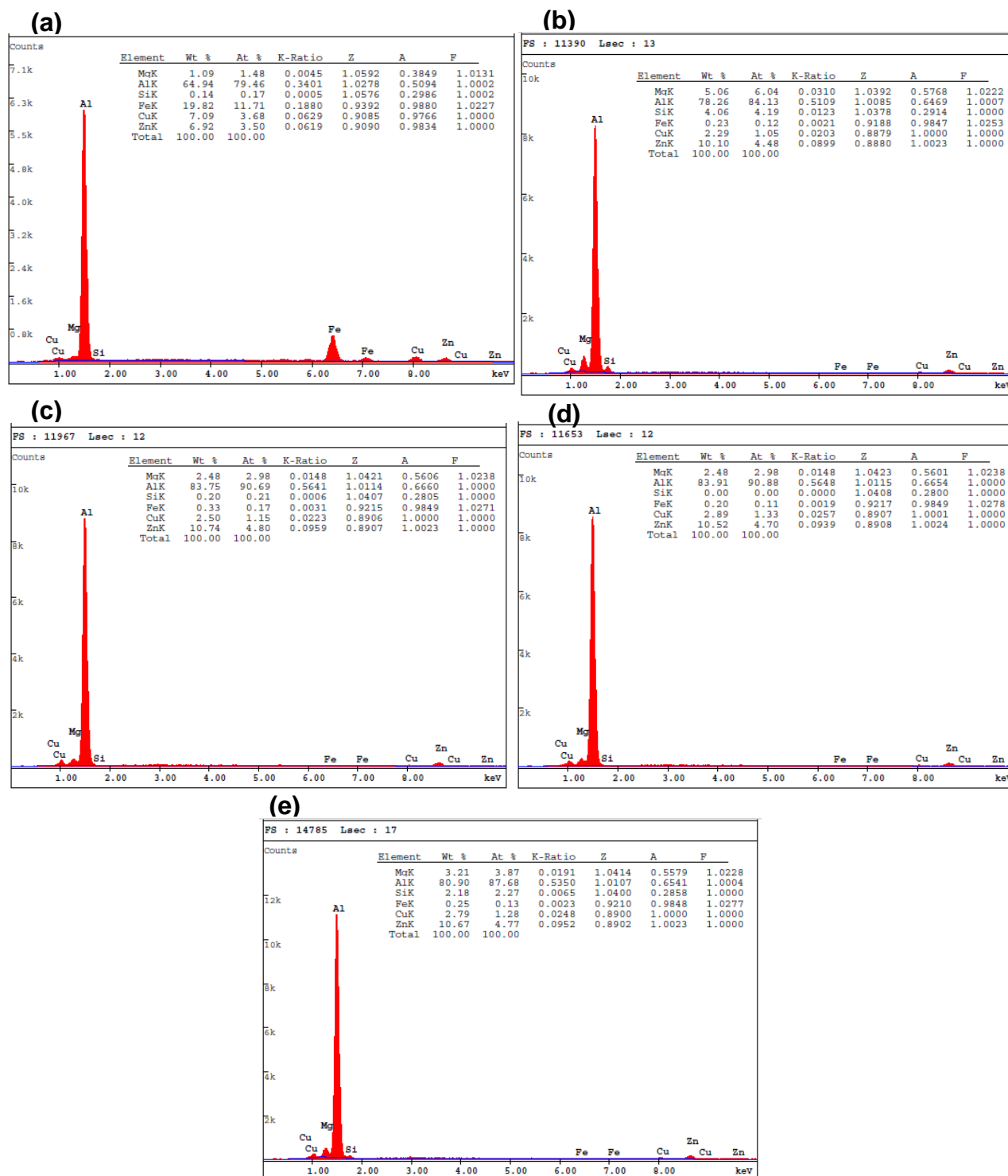


Figura 4.14: EDS da amostra polida. Análise pontual da Figura 4.13 (anterior). (a) Ponto 1 (fase clara); (b) Ponto 2 (região escura); (c) Ponto 3 (matriz); (d) Ponto 4 (matriz); (e) Ponto 5 (região escura).

O EDS revela, portanto, teores mais elevados de Fe e Cu na fase clara (Ponto 1) já mencionada anteriormente. O que comprova a presença do intermetálico $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, insolúvel na matriz de Al. As regiões escuras (pontos 2 e 5) deveriam ser uma fase mais leve do que a matriz, mas a quantificação por EDS revelou uma composição química contendo mais Si e mais Mg do que a matriz.

Uma vez que não foram detectados picos de carbono, o Si não pode ser oriundo da preparação metalográfica devido as lixas usadas serem de carbeto de silício (SiC). Em contrapartida, acredita-se que o Si presente nos cristais do porta amostra do EDS do INT, local onde a análise foi realizada, pode ter sido detectado. Esta hipótese pode explicar o fato do Si ter sido detectado e o Ti não, embora os mesmos estejam presentes, segundo a Espectrometria por Emissão Ótica, em concentrações próximas.

O Zn aparece em concentrações similares dos pontos 2 ao 5 e no ponto 1 cai a porcentagem vista nos demais. Esta observação pode ter relação com o fato do precipitado $MgZn_2$ estar disperso pela matriz e não ter sido revelado pelo polimento.

Como esperado, o mapeamento pontual mostrou que as maiores concentrações de Al estão em pontos que coincidem com a matriz (pontos 3 e 4). Sua concentração continua majoritária nos demais pontos, uma vez que o mesmo forma precipitados com outros elementos além de ser o elemento de maior fração na liga conforme já visto em análises anteriores.

Para uma análise mais detalhada foram feitas análises por EDS em uma imagem com maior aumento (Figura 4.15).

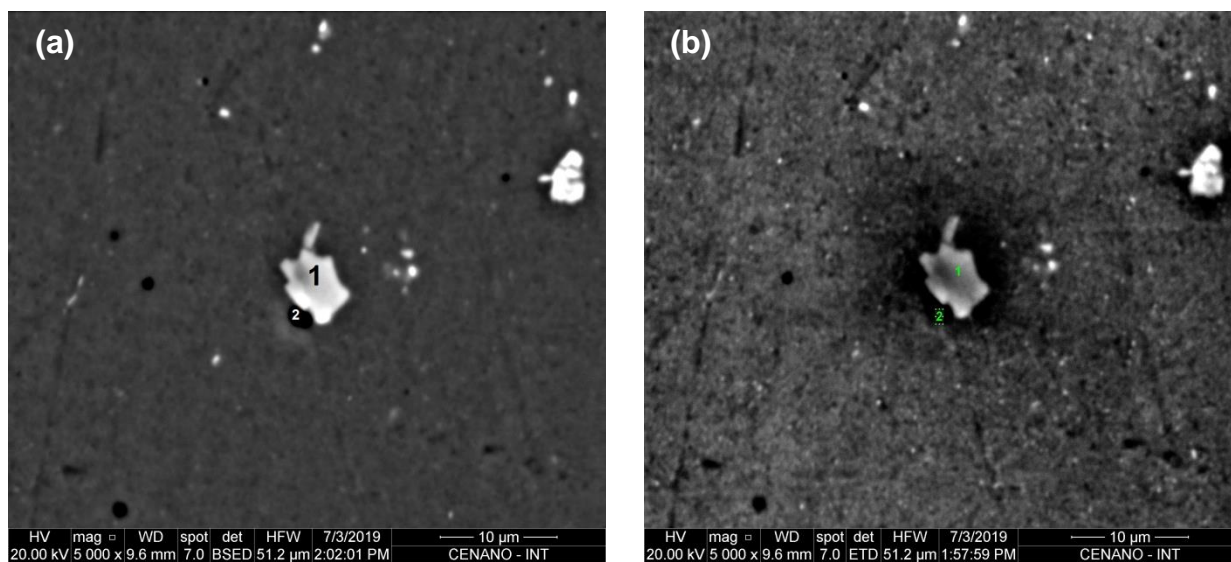


Figura 4.15: Imagens com os pontos identificados para análise por EDS (a) Imagens com elétrons retroespalhados; (b) Imagem com elétrons secundários. Microscopia Eletrônica de Varredura. Aumento de 5000x.

Contudo, os espectros de EDS (Figura 4.16) apenas confirmam que a fase clara é mais rica em Fe e Cu do que a matriz, enfatizando a presença do intermetálico formado pelo Al e estes dois elementos. A região escura contém maior teor de Si, que é levemente mais pesado que o Al, levando à possibilidade de ser um microporo,

oriundo do arrancamento de precipitados durante a preparação. O que pode, por sua vez, ter causado riscos aleatórios que podem ser vistos nas imagens, uma vez que possui maior dureza que a matriz.

Todavia, este mapeamento já detectou um teor mais elevado de Zn na região escura analisada em questão (ponto 2). O que pode ser uma evidência da fase $MgZn_2$.

(a)

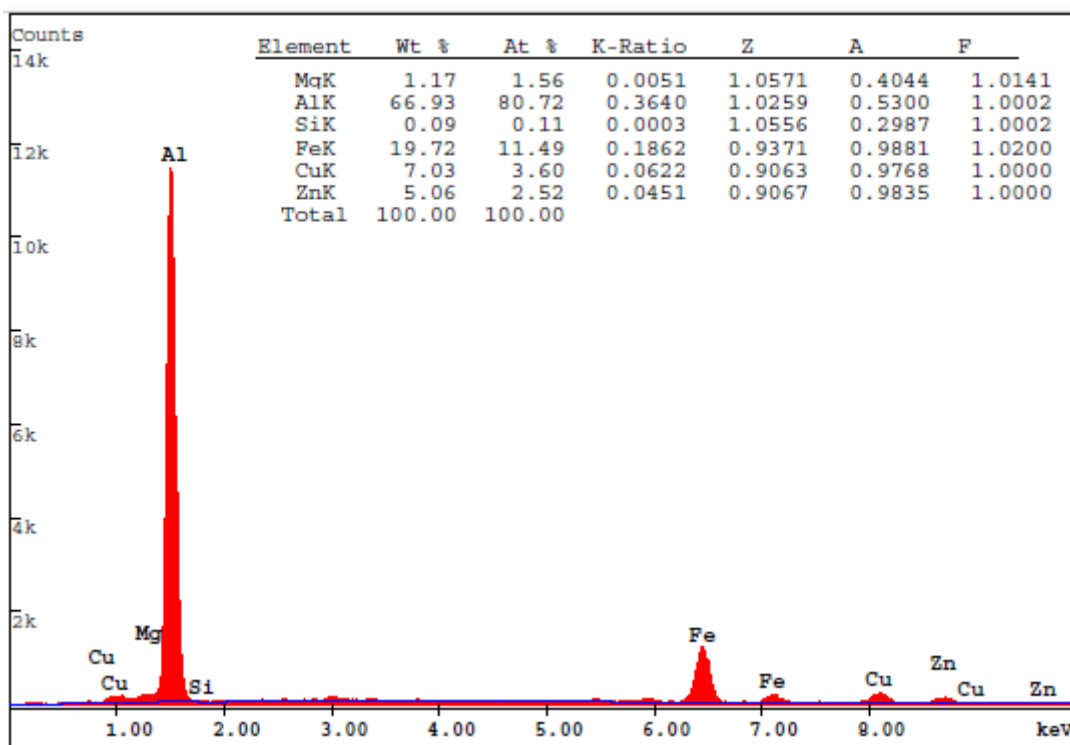
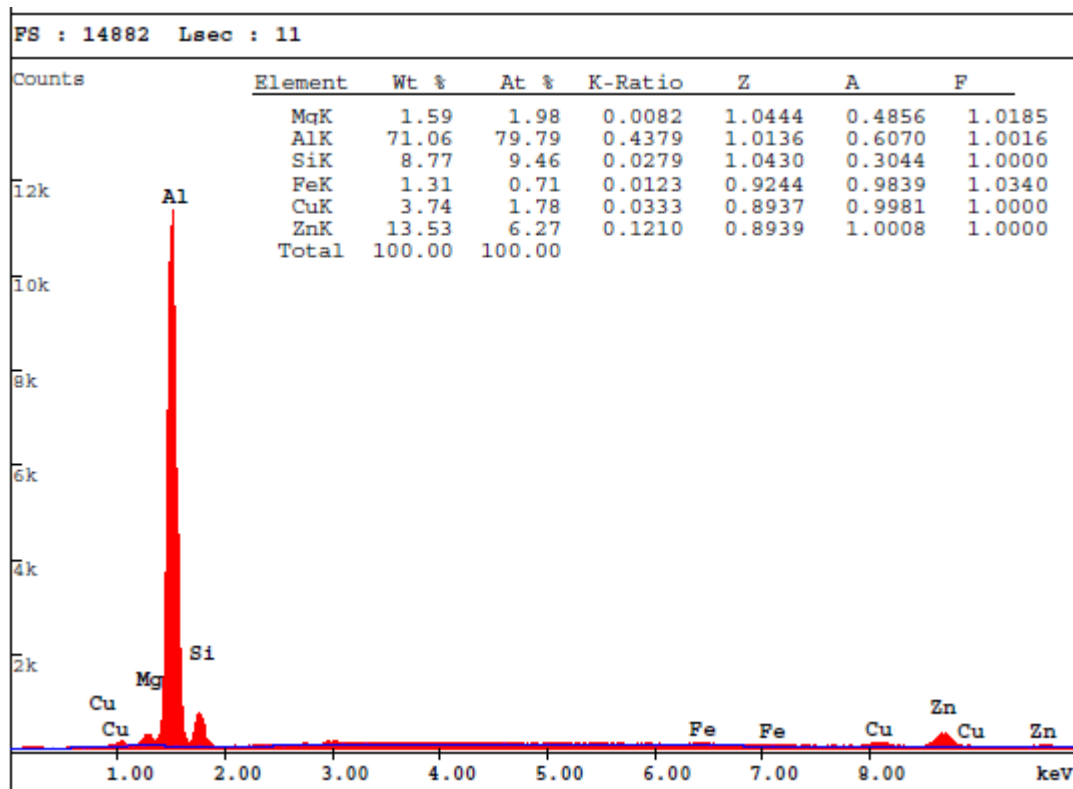


Figura 4.16: EDS da amostra polida. Análise pontual da Figura 4.15. (a) Ponto 1 (fase clara).

(b)



Continuação da Figura 4.16: EDS da amostra polida. Análise pontual da Figura 4.15. (b) Ponto 2 (região escura adjacente à fase clara).

4.7.2 Análise da liga 7075 T6 com ataque químico

A Figura 4.17 foram obtidas na amostra atacada quimicamente por microscopia eletrônica de varredura por elétrons secundários.

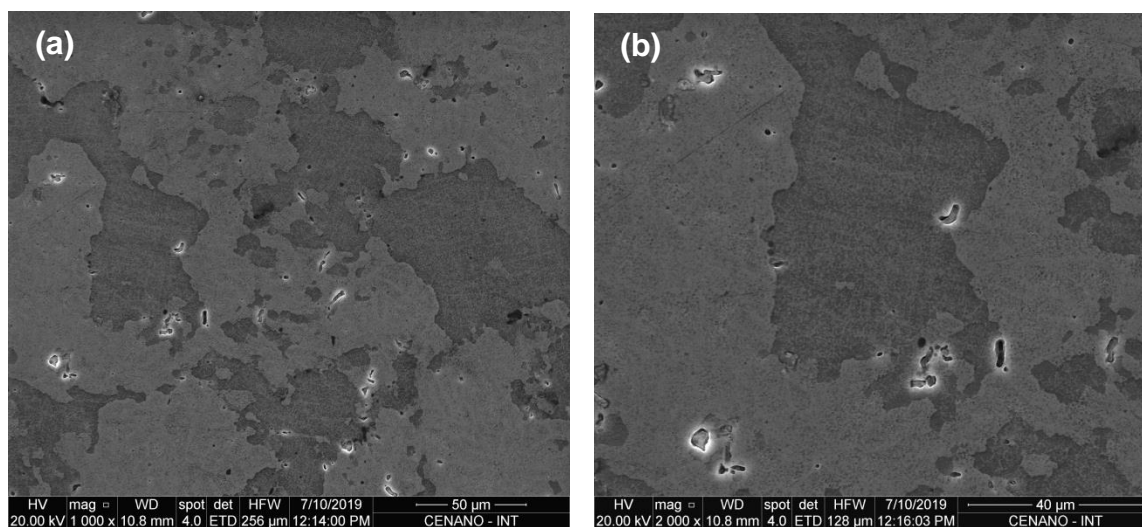


Figura 4.17: Imagens obtidas com elétrons secundários da liga 7075 T6 atacada com reagente Keller por 24 s (a) Aumento de 1000x; (b) Aumento de 2000x.

Tomando os principais elementos presentes na liga 7075 T6 pode-se constatar que alguns possuem números atômicos próximos entre si. São eles: Cu e Zn ($Z = 29$ e 30 , respectivamente); Al e Mg ($Z = 13$ e 12); Fe, Cr e Cu ($Z = 26$, 24 e 29). Quando trata-se das imagens com elétrons secundários, esta pode ser a razão para a dificuldade de se diferenciar por contraste de composição, precipitados formados pelo Mg na matriz de Al, por exemplo. Ou ainda os precipitados formados pelo Cu e os contendo Zn.

Na imagem da Figura 4.18, a seguir, em um aumento maior são selecionados os pontos onde foi feita a análise por EDS, já nas Figura 4.19 são mostrados os resultados de EDS.

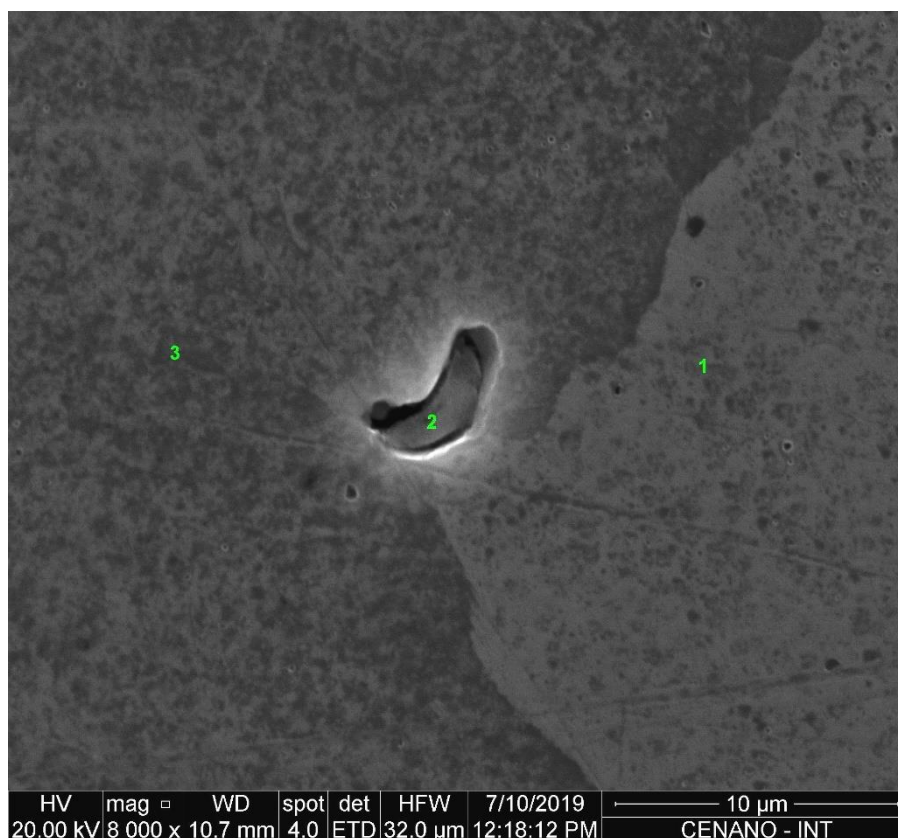


Figura 4.18: Imagem obtida com elétrons secundários com os pontos 1, 2 e 3 identificados para análise por EDS. Aumento de 8000x.

O ponto 2 quando analisado a partir dos resultados do EDS confirma a presença de Fe e Cu muito maior nessa região que nas outras. O mesmo precipitado que permanece na matriz mesmo após a solubilização e foi identificado pela difração de Raios X como o intermetálico $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Devido o contraste de composição, esta fase é a que aparece mais clara na imagem por elétrons retroespalhados.

A análise pontual dos pontos 1 e 3 revelou composição similar em ambos apesar da tonalidade diferente. Aparentemente, tratam-se de dois grãos, com contorno bem definido. Constatou-se frações mais altas de Al que no ponto 2 devido o ponto estar localizado na matriz, no entanto, atentou-se para a fração de Zn que subiu nesses pontos, o que pode, novamente, ser um indicativo da presença dos precipitados MgZn_2 dispersos pela matriz com formato circular. O que vem de encontro não só ao registro feito por microscopia eletrônica de varredura da Figura 4.18, mas também aos esquemas apresentados na revisão da literatura que mostram esta fase que precipita no envelhecimento como circular (Figura 2.6) e finamente dispersa pela matriz de Al (Figura 2.4 para a liga Al-Cu).

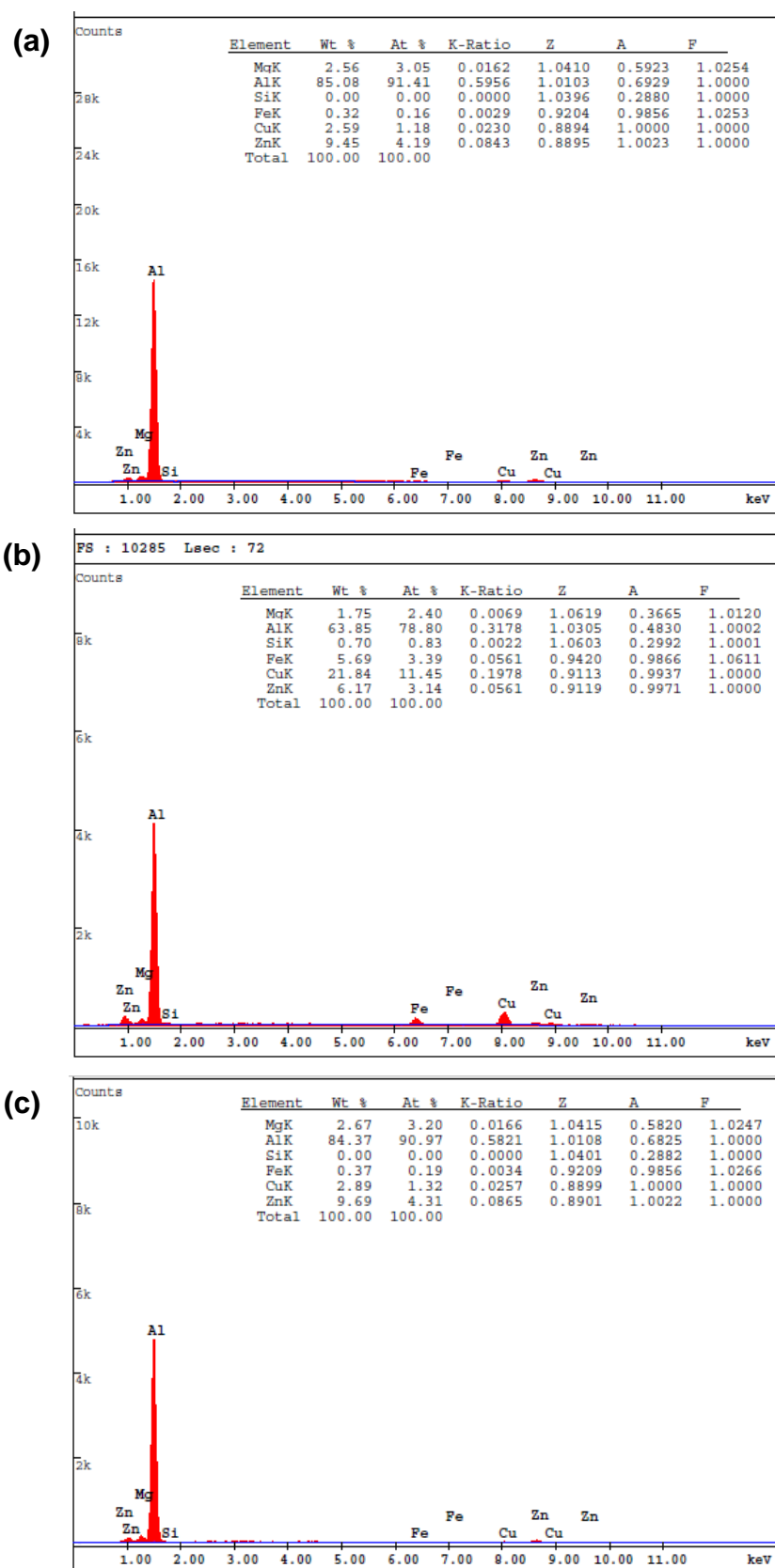


Figura 4.19: EDS da amostra atacada quimicamente. Análise pontual da Figura 4.18 (a) Ponto 1; (b) Ponto 2 (fase rica em Cu e Fe); (c) Ponto 3 (similar à região apesar da tonalidade diferente).

4.8 Avaliação Dimensional

Com auxílio de um paquímetro digital, conforme já descrito anteriormente, as dimensões dos corpos de prova usinados para o desenvolvimento desta pesquisa foram medidas.

Algumas medidas, tais como, a abertura, a profundidade, o raio da ponta do entalhe, bem como o ângulo de abertura do mesmo, conforme especificado no Capítulo II, diferentemente das demais dimensões, foram medidos por Microscopia Confocal. Com exceção da abertura e da profundidade do entalhe em V dos corpos de prova de flexão que foram medidos em projetor de perfil. As Figuras 4.20 e 4.21 apresentam as imagens dos entalhes de dois dos corpos de prova com as respectivas indicações de como foram realizadas as medidas.

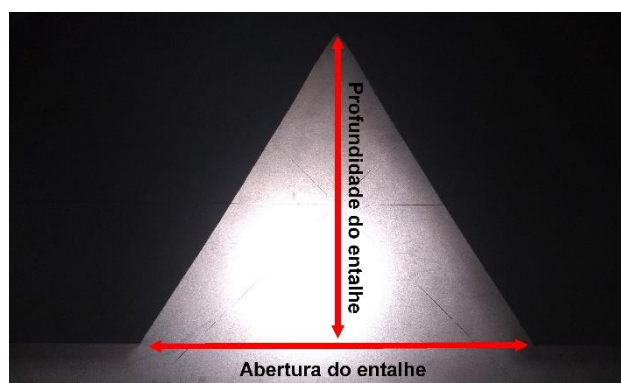


Figura 4.20: Entalhe em V de um dos corpos de prova de flexão. Registro em Projetor de Perfil indicando as medidas realizadas neste equipamento.

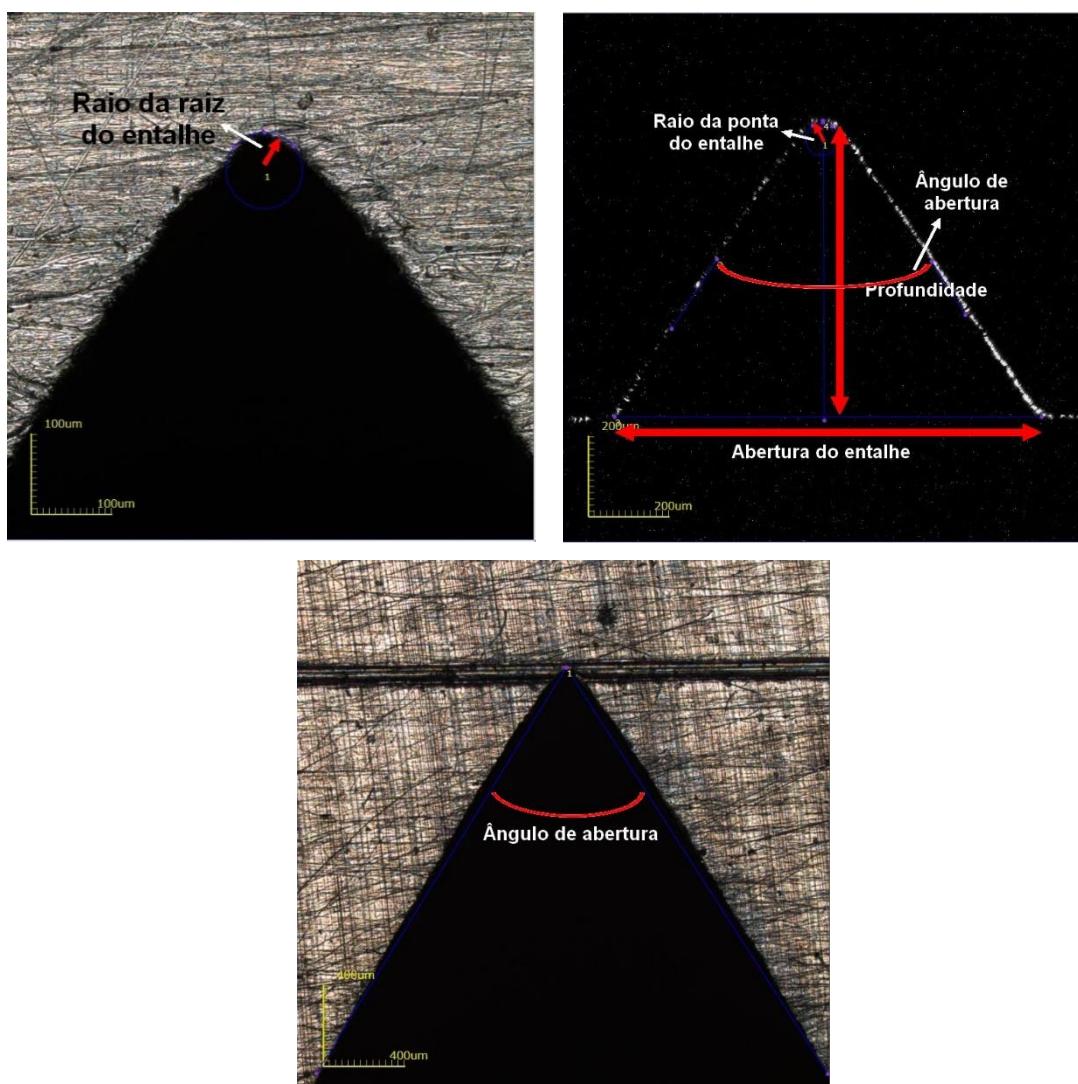


Figura 4.21: Entalhes em V registrados por Microscopia Confocal indicando (a) o raio do entalhe do CP de flexão (Aumento de 430x); (b) medições feitas no entalhe do CP de tração (Aumento de 216x) e (c) o ângulo de abertura do entalhe do CP de flexão (Aumento de 108x).

Para as medições no entalhe em V do corpo de tração (Figura 4.21b) o foco do laser foi ajustado para registrar apenas o contorno do entalhe. Artificio utilizado em decorrência da dificuldade encontrada para a medição dos raios agudos dos entalhes em V dos corpos de tração.

Como resultado desta avaliação dimensional, as Tabelas 4.7 e 4.8 apresentam as médias de cada dimensão medida para todos corpos de prova. As comparações com os valores nominais já indicados nas Figuras 3.2 e 3.3 por letras serão feitas a posteriori.

Tabela 4.7: Dimensões médias, desvios padrão e coeficientes de variação dos corpos de prova de tração com e sem entalhe. Medidas realizadas com Paquímetro digital e Microscopia Confocal.

	CP de tração sem entalhe			CP de tração com entalhe		
	Média (mm)	DP (mm)	CV	Média (mm)	DP (mm)	CV
A	100,11	0,17	0,00	64,75	0,06	0,00
B	26,45	0,26	0,01	-	-	-
C	36,00	0,38	0,01	46,54	0,37	0,01
D	14,86	0,18	0,01	41,8	0,19	0,00
E	5,99	0,07	0,01	14,75	0,11	0,01
F	9,01	0,06	0,01	12,02	0,07	0,01
G	12,01	0,06	0,00	9,01	0,06	0,01
Comprimento total	129,97	0,07	0,00	129,99	0,07	0,00
K	-	-	-	6,05	0,07	0,01
Ângulo de abertura	-	-	-	67,54	1,24	0,02
Abertura do entalhe	-	-	-	1,05	0,09	0,08
Profundidade do entalhe	-	-	-	0,76	0,08	0,1

Nota₁: Valores aproximados;
Nota₂: As mesmas letras para os corpos com entalhe e sem entalhe não necessariamente correspondem as mesmas dimensões.

Tabela 4.8: Dimensões médias, desvios padrão e coeficientes de variação dos corpos de prova de flexão com e sem entalhe. Medidas realizadas com Paquímetro digital, Microscopia Confocal e Projeção de perfil.

	CP de flexão liso			CP de flexão entalhado		
	Média (mm)	DP (mm)	CV	Média (mm)	DP (mm)	CV
L	85,98	0,10	0,00	100,24	0,11	0,00
w	25,44	0,03	0,00	24,97	0,04	0,00
t	25,54	0,04	0,00	25,43	0,02	0,00
Ângulo de abertura	-	-	-	64,44	1,28	0,02
Abertura do entalhe	-	-	-	14,99	0,08	0,01
Profundidade do entalhe	-	-	-	12,47	0,06	0,00

Nota: Valores aproximados.

Valores nominais são as dimensões de projeto. Aquelas definidas na concepção do projeto, algumas oriundas de equações, outras ditadas por norma. Para ambas as situações a descrição pode ser encontrada no Capítulo II – Materiais e Métodos. No entanto, em função das variáveis já esperadas em um procedimento tribológico, estes valores pré definidos podem apresentar no corpo de prova finalizado, valores reais maiores ou menores que os especificados.

Uma vez esclarecido este ponto, uma análise das Tabelas 4.7 e 4.8 comparadas aos valores nominais indicados nas Figuras 3.3 e 3.4, revelou a boa qualidade da usinagem, principalmente quando foram avaliados a precisão entre as medidas por meio do desvio padrão e do coeficiente de variação. É provável que a baixa dispersão obtida entre os resultados tenha sido possível devido a excelente usinabilidade das ligas de alumínio o que não exclui o mérito operacional do processo.

Assim sendo, devido a baixa dispersão dos resultados e a proximidade com o valor de projeto, optou-se por empregar os valores nominais no Método de Elementos Finitos.

Quanto ao comprimento dos corpos de flexão lisos, os mesmos devido um problema na usinagem dos mesmos, foram menores que os entalhados. Todavia, isto tornou-se irrelevante, visto que os valores aplicados nos cálculos são os espaçamentos entre os roletes (80 mm para os roletes inferiores e 40 mm para os roletes superiores).

A Tabela 4.9 contém os valores médios dos raios da ponta do entalhe para os corpos de flexão e tração. Os valores estão acompanhados dos respectivos desvios padrão e coeficiente de variação.

Tabela 4.9: Raios médios, desvios padrão e coeficientes de variação dos entalhes dos corpos de prova de flexão e de tração. Medidas realizadas com Microscopia Confocal.

	Raio do Entalhe, ρ		
	Média (mm)	DP (mm)	CV (%)
CP de tração	0,0251	0,0041	16
CP de flexão	0,0451	0,0051	11

Acerca das medições dos raios da ponta dos entalhes, tem-se que os mesmos foram medidos em ambas as faces dos corpos de prova, no caso do de flexão, resultando em um valor médio para cada corpo. Assim sendo, diferentemente do de

tração, para os corpos de flexão, a Tabela apresenta uma média das médias individuais de cada corpo avaliado.

Provavelmente, erros operacionais durante a usinagem levaram a dispersão maior entre os valores dos raios, o que não ocorreu para as demais dimensões como apresentado nas tabelas anteriores.

Adicionalmente, as imagens registradas em Microscopia Confocal na Figura 4.21 revelaram certas irregularidades nas pontas dos entalhes, o que comprova a hipótese levantada no parágrafo anterior para a dispersão destes dados.

Os riscos que podem ser vistos nas micrografias da Figura 4.21a e c são resquícios do processo de usinagem e vestígios do leve lixamento manual realizado nos corpos para melhor visualização da raiz dos entalhes em Microscopia Confocal. No entanto, nenhum destes pode ser considerado potencial concentrador de tensões, uma vez que encontram-se perpendiculares à propagação preferencial da trinca durante os ensaios. Ademais, estes riscos são da ordem de poucos micrômetros, podendo ser considerados irrelevantes frente a espessura dos corpos de prova de flexão (25,4 mm).

Trincas provenientes do processo de usinagem não foram identificadas. Isto é, pôde-se inferir, portanto, que os campos de tensões à frente do entalhe são definidos apenas pelo efeito do concentrador de tensões gerado por cada entalhe.

4.9 Ensaio de tração

4.9.1 Ensaio de tração convencional

Corpos de prova de tração apresentados na Figura 4.22 foram ensaiados com taxa de carregamento 0,5 mm/min conforme descrito no capítulo Materiais e Métodos. Os quatro corpos de prova ensaiados para a condição selecionada tiveram seus testes validados, uma vez que a ruptura se deu no comprimento útil do corpo. Erros operacionais na etapa da usinagem podem ter ocasionado a ruptura fora do centro do comprimento útil conforme será discutido no decorrer desta seção e como pode ser visto.



Figura 4.22: Corpo de prova de tração após a ruptura.

A Tabela 4.10 contém os valores de algumas propriedades mecânicas extraídas do tratamento dos resultados do ensaio em questão. A média, desvio padrão e coeficiente de variação das mesmas também foram apresentados.

A Tensão de escoamento, σ_{esc} , e o limite de resistência à tração, LRT, ou tensão máxima, σ_u , foram determinados de acordo com a norma ASTM E8.

Tabela 4.10: Propriedades mecânicas do Al 7075 T6

	σ_{esc} (MPa)	LRT (MPa)	E (MPa)	ϵ_{uv}	%RA
CP1	578	621	62303	0,1173	17%
CP2	582	623	63836	*	21%
CP3	554	602	65509	*	14%
CP4	581	622	63816	*	17%
Média	574	617	63866	-	17%
DP	13	10	1310	-	3
CV	0,02%	0,02%	0,02%	-	0,15%

Nota: *Problemas no sensor impediram o registro

Analisando os valores da Tabela 4.10, tem-se que a tensão de escoamento e o limite de resistência à tração estão acima dos valores disponíveis nas literaturas referenciadas. Vale ressaltar que em relação ao ASM Handbook Volume 2 (2004) e a norma utilizada ASTM B221, tem-se as mesmas condições de tratamento, porém em Cavalcante (2016), os valores são referentes a um envelhecimento artificial a 145 °C por 24 h, temperatura esta, maior que a utilizada no tratamento comercial (121 °C) realizado nos corpos de prova submetidos ao ensaio. As condições de solubilização

e têmpera foram aproximadamente as mesmas para todas as fontes citadas. O módulo de elasticidade encontrados, por sua vez, foram menores, apesar de próximos.

Na avaliação da Tabela 4.11, pode-se observar deformação verdadeira na ruptura ligeiramente maior que a encontrada por Cavalcante (2016) e redução de área menor que a encontrado pelo mesmo. Contudo, embora menor, ambos os valores são característicos de materiais dúcteis, uma vez que apenas uma redução de área de até 5% configura um comportamento frágil (Callister, 2007).

Tabela 4.11: Propriedades mecânicas do Al 7075 T6 comparadas com valores da literatura

	σ_{esc} (MPa)	LRT (MPa)	E (GPa)	ϵ_{uv}	%RA
Valor médio encontrado	574	617	64	0,0745	17%
ASM (2004)	505	570	72	*	*
ASTM B221	490	559	*	*	*
Cavalcante (2016)	497	539	65	0,0672	24%
Nota: *Não oferecem a informação					

Conforme abordado durante a revisão bibliográfica, as propriedades mecânicas sofrem interferência tanto dos parâmetros selecionados para o tratamento térmico quanto das condições em que o mesmo foi realizado. Uma vez que as análises químicas evidenciaram porcentagens dos constituintes da liga próximas o suficiente do que dispõe a literatura, para não causar alteração nas propriedades relacionadas acima, acredita-se que essas variações sejam provenientes do processo térmico ao que os corpos de prova foram submetidos. No entanto, vale constatar que os próprios valores disponíveis nas literaturas denotam uma dispersão entre seus resultados.

Uma vez que o objetivo do tratamento de endurecimento por precipitação é elevar a resistência mecânica da liga, diferenças nas temperaturas de solubilização, do banho de têmpera e do envelhecimento, bem como os tempos utilizados para os patamares citados podem ter sido os responsáveis pelas diferenças nos valores encontrados quando comparados a literatura.

Por fim, foram calculados o expoente e o coeficiente de encruamento, n e K , respectivamente. A Tabela 4.12 apresenta nas colunas da esquerda os valores determinados pelo Método A descrito na norma ASTM E646-16 e os valores nas colunas da direita foram calculados por regressão linear também sugerida como um dos métodos na referida norma.

Tabela 4.12: Expoente (n) e Coeficiente (K) de encruamento encontrados para o Al 7075 T6

	Método A		Regressão linear	
	n	K	n	K
CP1	0,0736	810,3469	0,0736	810,4011
CP2	0,0562	757,4532	0,0562	757,5303
CP3	0,0778	796,0278	0,0778	795,9760
CP4	0,0726	811,5467	0,0726	811,5214
Média	0,0701	793,8437	0,0701	793,8572
DP	0,0082	21,8791	0,0082	21,8510
CV	0,1173	0,0276	0,1175	0,0275

Cavalcante (2016) encontrou para o mesmo tempo de envelhecimento, porém para uma temperatura de envelhecimento maior, um valor próximo para o expoente de encruamento (0,0772).

A curva tensão-deformação de engenharia de um dos corpos de prova está apresentada na Figura 4.23.

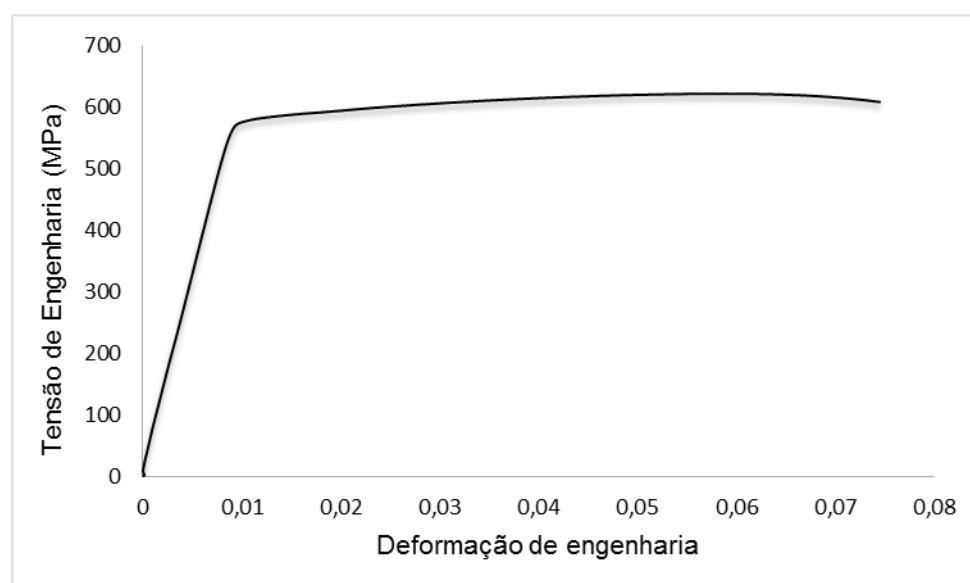


Figura 4.23: Curva Tensão-Deformação de Engenharia de um dos corpos de prova submetido a tração.

A partir dos dados de redução percentual de área e perante o formato da curva de tensão-deformação de engenharia, observou-se, como é esperado para ligas de alumínio, que mesmo após o tratamento de endurecimento por precipitação os corpos apresentaram comportamento dúctil. Isso pode ser comprovado a partir da curva com uma porção aproximadamente linear, apresentando a zona elástica, e a porção não linear, onde pode-se ver uma considerável porção de deformação plástica até a ruptura. Contudo, a tensão de ruptura não encontra-se distante significativamente do ponto de tensão máxima.

Analisando, como exemplo o comportamento do corpo de prova do gráfico da Figura 4.23. A Tensão máxima à tração do mesmo (CP 1, Tabela 4.10) foi de 621 MPa. O correspondente a uma carga máxima de 17268,37 N. A carga de ruptura identificada para o mesmo foi de 16892,93 N, isto é, após a estrição o corpo não suportou carga trativa considerável até romper. O que, por sua vez, pode justificar o aspecto a priori frágil das fraturas como pode ser visto na Figura 4.24.



Figura 4.24: Aspecto macroscópico da fratura de um dos corpos de prova submetidos ao Ensaio de Tração.

A partir de um aspecto macroscópico fornecido pela Figura 4.24, observou-se a ausência do “empescoçamento” próprio de um comportamento dúctil e um aspecto rugoso e brilhoso característico das fraturas frágeis. Paralelamente, conforme constatado numericamente no último parágrafo, a ruptura no momento do ensaio se deu de maneira abrupta. O que poderia indicar, se a análise for realizada de maneira isolada, uma fratura com caráter frágil.

Além de todas evidências apresentadas, observou-se que apesar da aparente ausência de estrição, as superfícies de fratura estão a 45°. De acordo com Callister

(2007), a etapa final de uma fratura tipicamente dúctil se dá pela rápida propagação de uma trinca ao redor do perímetro externo do pescoço por meio de deformação cisalhante em um ângulo de aproximadamente 45° em relação ao eixo de tração. Ângulo este em que a tensão de cisalhamento é máxima.

Em conjunto com a presente discussão uma análise microscópica (Figura 4.25) revelou a presença de microcavidades que consistem em metade de cada microvazio formado durante o ensaio de tração e se separou durante o processo de fratura. Este mecanismo é próprio de uma falha dúctil, o que leva à conclusão de que houve uma ruptura de comportamento frágil com plastificação localizada. Esta última pode justificar a redução de área apresentada anteriormente.

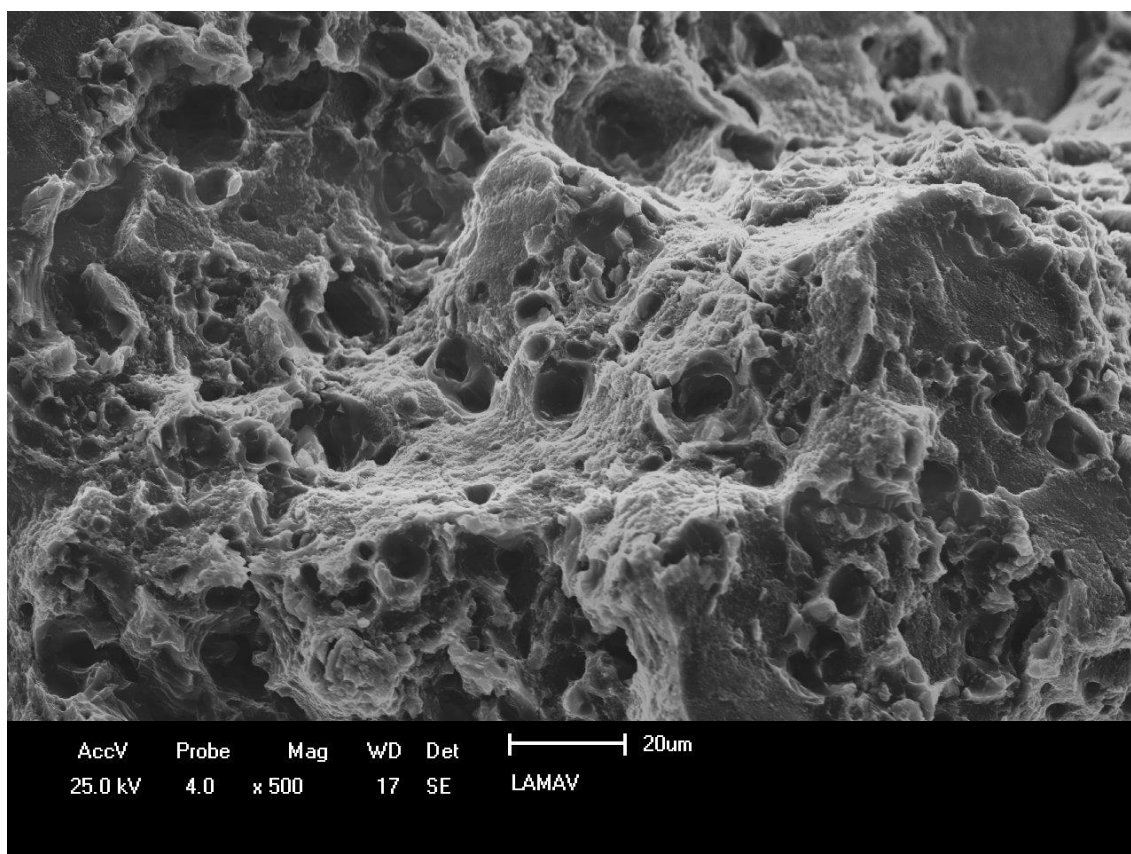


Figura 4.25: Micrografia da fratura do corpo de prova de tração sem entalhe. Microscopia Eletrônica de Varredura. Imagem por elétrons secundários.

Ainda sobre a Figura 4.25, vale ressaltar conforme discutido em Anderson (2005), no momento da estrição origina-se um estado triaxial de tensões que provoca a formação de microvazios e seu crescimento. O que vai de encontro ao que ocorre antes das falhas em materiais dúcteis: nucleação, crescimento e coalescência de vazios. Porém o mesmo afirma que quando as partículas de segunda fase, neste caso,

os precipitados, estão bem aderidos à uma matriz, o instante da nucleação já se configura como um ponto crítico do processo, podendo levar à fratura logo após a formação dos vazios. O que pode explicar, a estricção seguida da ruptura dos corpos de prova.

4.9.2 Ensaio de tração em corpos entalhados

A Figura 4.26 apresenta um corpo de prova de tração com entalhe após a ruptura.



Figura 4.26: Corpo de prova entalhado após ruptura por Ensaio de Tração.

A presença do entalhe, como esperado, amplificou as tensões nas proximidades do mesmo. Como pode ser visto macroscopicamente (Figura 4.27), o aspecto de fratura frágil pôde ser constatado logo após o ensaio, devido às características já discutidas na seção anterior.



Figura 4.27: Aspectos macroscópicos das superfícies de fratura de um corpo de prova de tração entalhado após ensaio.

No entanto, mesmo em menor fração, devido ao efeito do concentrador de tensões, verificou-se a presença de microcavidades também nesta análise por microscopia eletrônica de varredura (Figuras 4.28a e b).

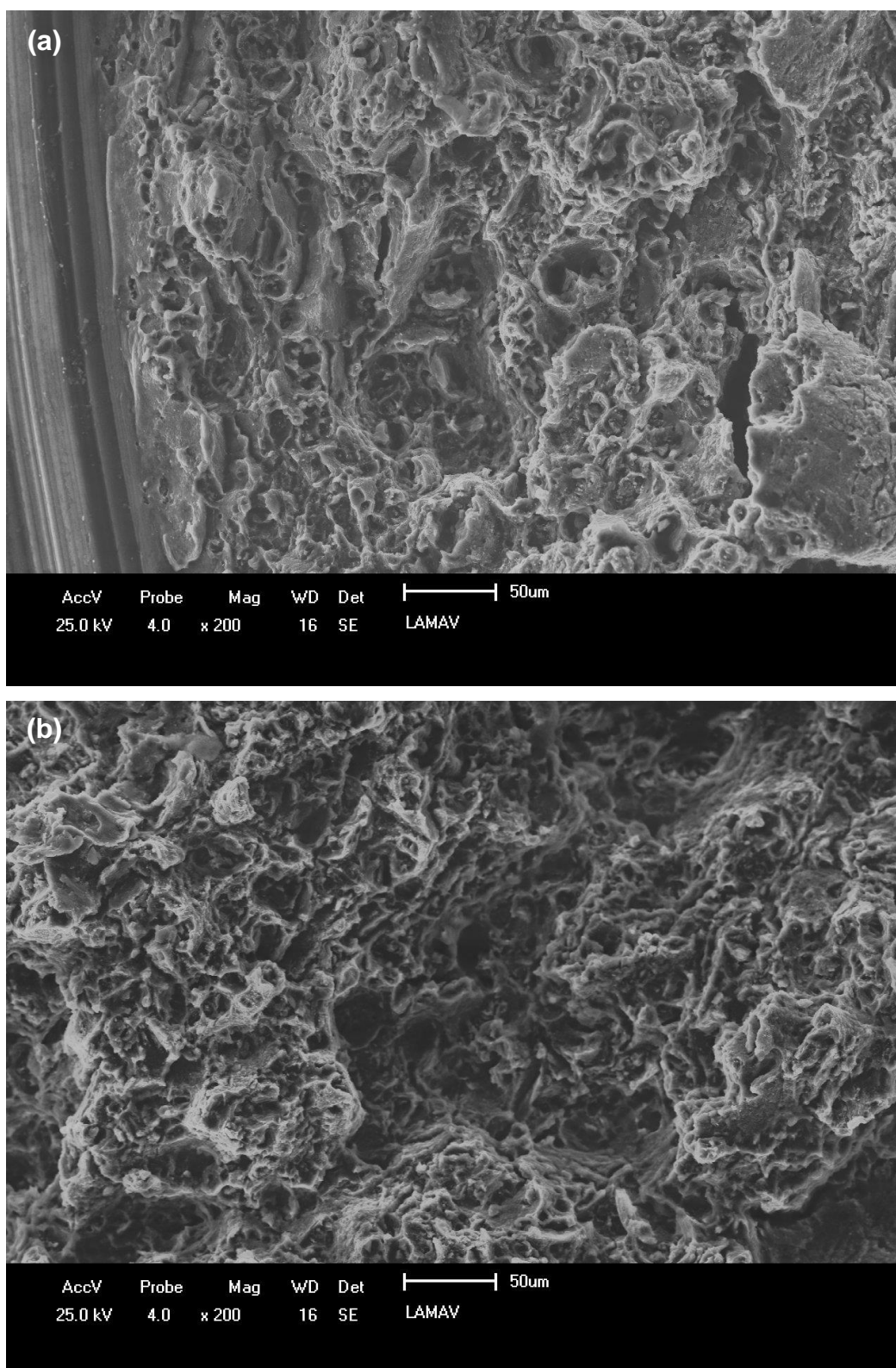


Figura 4.28: Superfície de fratura por Microscopia Eletrônica de Varredura de corpos de prova de tração entalhados. Imagem por Elétrons secundários. Aumento de 200 x de região próxima a borda **(a)** e região central **(b)**.

4.10 Ensaio de flexão

4.10.1 Ensaio de flexão em corpos lisos

Conforme mencionado no tópico 3.15, foram realizados ensaios de flexão em corpos lisos para serem utilizados como referência para os entalhados. No entanto, uma vez que o objetivo deste ensaio está fora dos escopos da presente pesquisa de mestrado será discutido aqui apenas o Módulo de Elasticidade encontrado a partir de dez pontos plotados no gráfico tensão versus deformação apresentado na Figura 4.29.

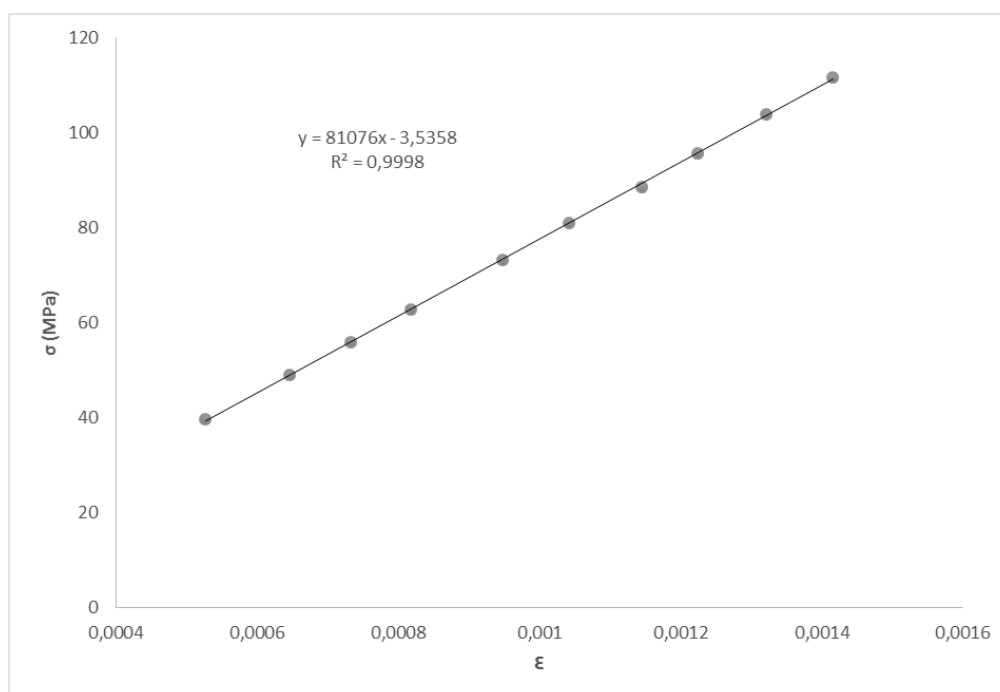


Figura 4.29: Gráfico tensão versus deformação plotado a partir do Ensaio de Flexão de um dos corpos de prova sem entalhe.

Diferentemente da detecção dos resultados no ensaio de tração por meio de *clip gage*, para o ensaio de flexão recorreu-se a extensometria elétrica. As especificações do *strain-gages* utilizados estão no Capítulo Materiais e Métodos. Valores maiores para Módulo de Elasticidade do que os obtidos por ensaio de tração foram fornecidos pelo ensaio de flexão (81,59 GPa em média). Valores estes superiores aos encontrados na literatura. Pesquisas futuras serão empregadas nesse sentido a fim de comprovar a sensibilidade maior oferecida pelos *strain-gages* ou refutar estes dados.

Porém, acredita-se, preliminarmente, que as dimensões dos corpos de prova de flexão induziram a este resultado criando um situação onde $E = E' = \frac{E}{1-\nu^2}$. Realizados os cálculos chega-se a um Módulo de Elasticidade de 72 GPa. Valor este que se encontra mais próximo do Módulo retirado do Ensaio de Tração.

No gráfico da Figura 4.29, pode-se ver o Módulo de Elasticidade (coeficiente angular da reta) do corpo de prova em questão.

4.10.2 Ensaio de flexão em corpos entalhados

A Figura 4.30 apresenta os corpos de flexão com entalhe após ensaio em 4 pontos.

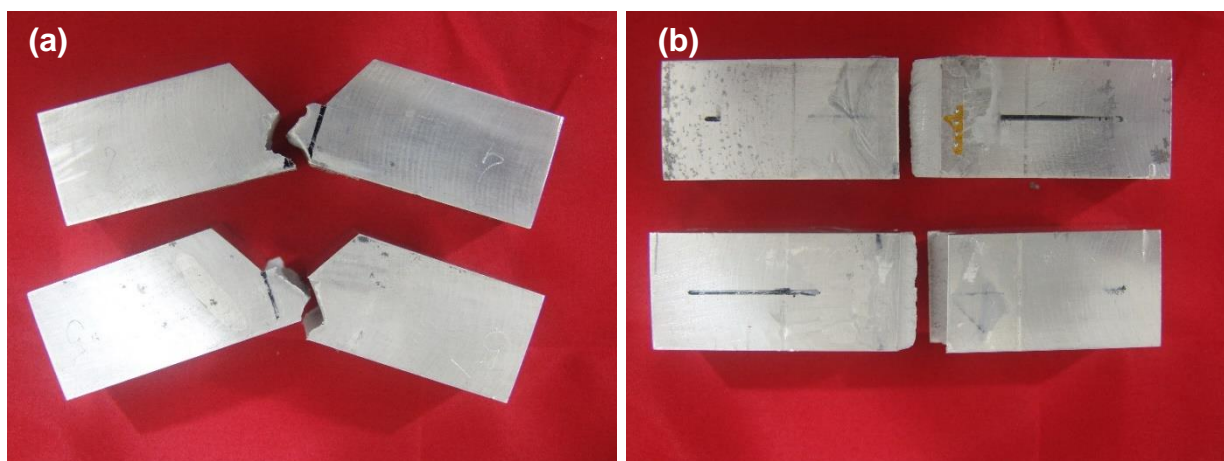


Figura 4.30: Corpos de prova de flexão com entalhe após ensaio de flexão em 4 pontos. Vista lateral **(a)** e Vista superior **(b)**.

Já as Figuras 4.31a e b mostram as superfícies de fratura dos mesmos corpos de prova. Mesmo a olho nu, conseguiu-se avaliar, pelas características, a fratura como frágil, devido à observação de linhas ou nervuras que provavelmente tiveram início a partir do ponto de origem da trinca (a partir da raiz do entalhe). A Figura 4.32 pode auxiliar na localização.

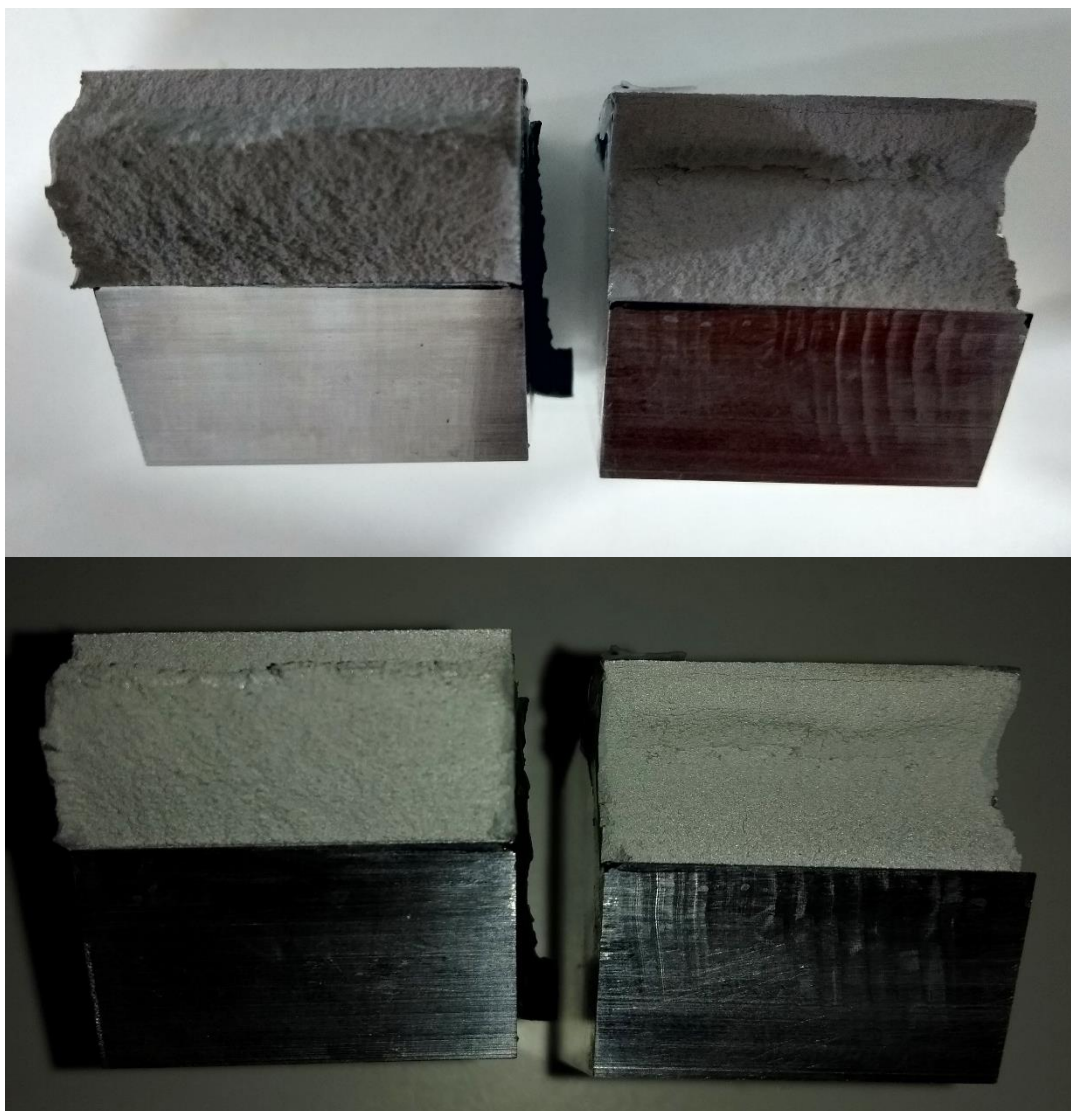


Figura 4.31: Aspectos macroscópicos das superfícies de fratura dos corpos de flexão.

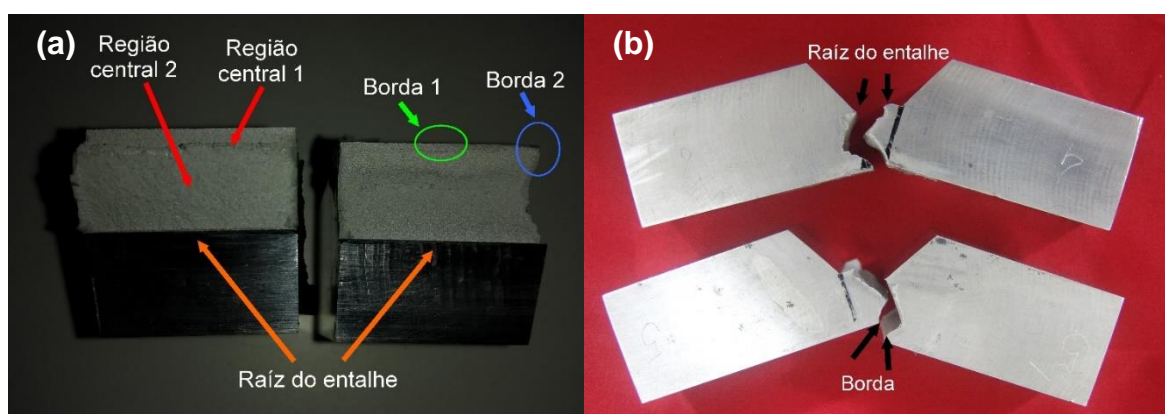


Figura 4.32: Vista topográfica da fratura **(a)** e vista lateral dos corpos de prova após ruptura **(b)** com regiões identificadas para análises posteriores.

Embora o aspecto macroscópico da fratura pudesse levar, como outrora, a uma conclusão acerca de uma fratura totalmente frágil, análises realizadas com maiores aumentos por MEV indicaram a presença novamente de microcavidades (Figuras 4.33a-e). Desta vez aparentemente mais alongadas, provavelmente devido o sentido de laminação da placa. Registros de diversas regiões das superfícies de fratura foram feitos a fim de entender o comportamento do material à fratura e os micromecanismos envolvidos. Mais uma vez a Figura 4.32 pode auxiliar na localização das regiões em relação ao corpo de prova visto macroscopicamente.

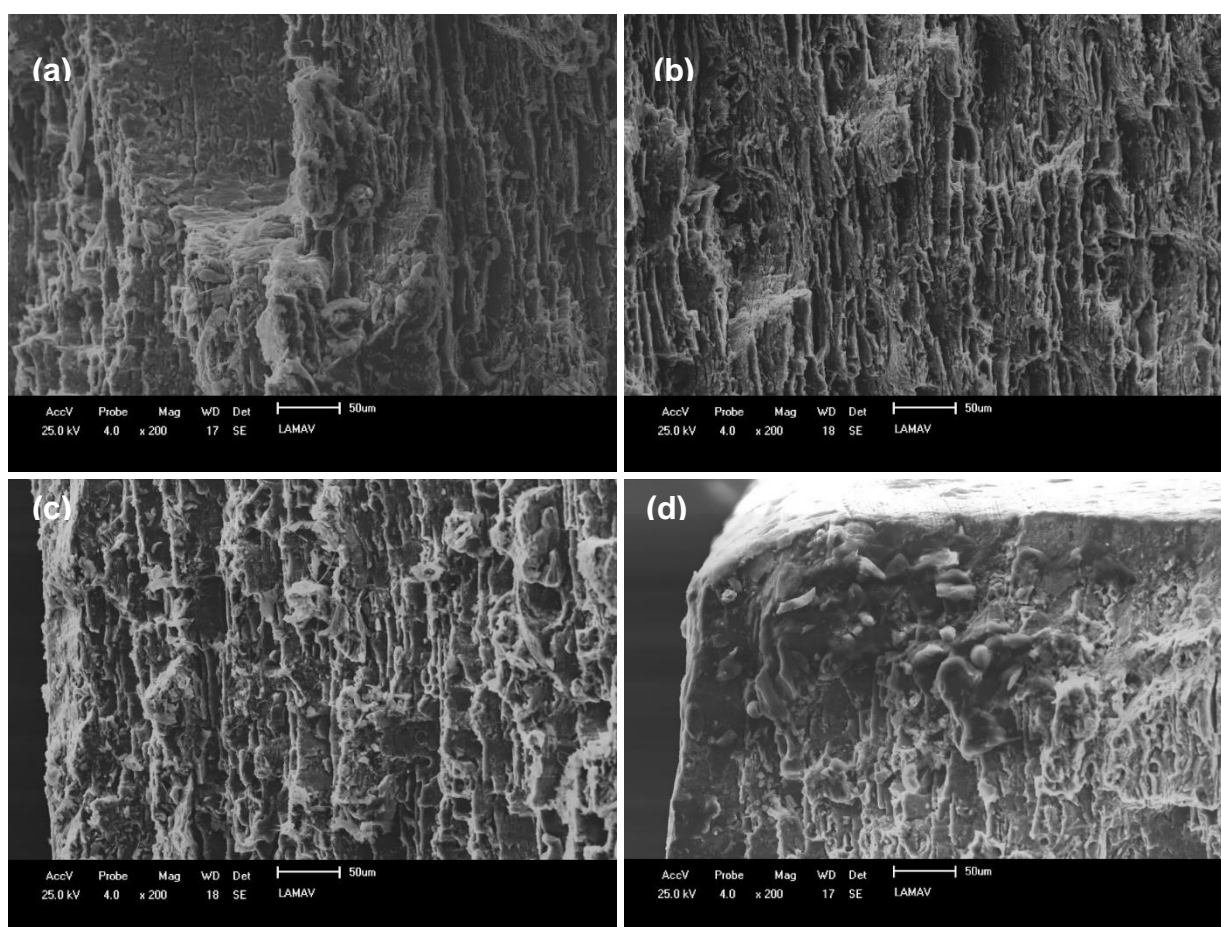
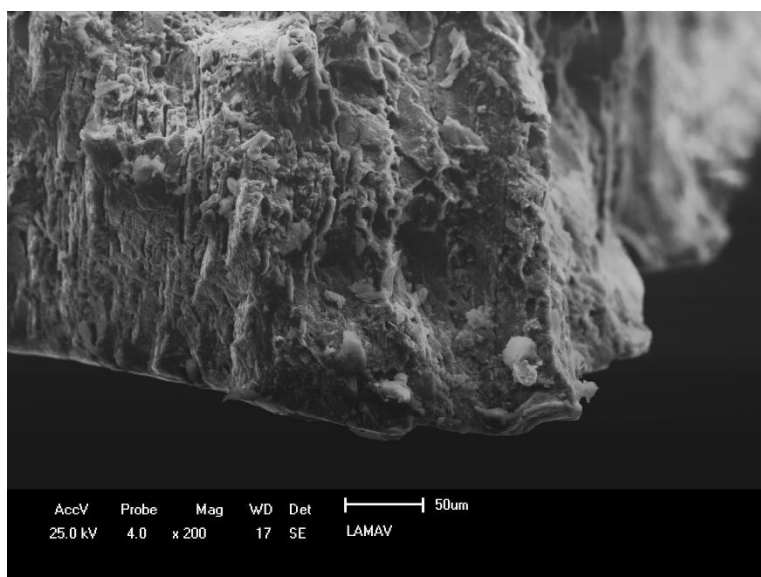


Figura 4.33: Fractografias eletrônicas de varredura por elétrons secundários dos corpos de flexão após ensaio em 4 pontos. Aumento de 200 x das regiões identificadas na Figura 4.32. (a) Central 1; (b) Central 2; (c) Borda 1 e (d) Borda 2.



Continuação da figura 4.33: Fractografias eletrônicas de varredura por elétrons secundários dos corpos de flexão após ensaio em 4 pontos. Aumento de 200 x das regiões identificadas na Figura 4.32. (e) Raiz do entalhe.

Notou-se que as regiões mais centrais são ricas em microcavidades enquanto as regiões mais próximas às bordas e à raiz do entalhe indicam alguns pontos de clivagem. Acredita-se a partir destes fatos que a formação de microvazios foi o principal micromecanismo de propagação da trinca enquanto a formação da mesma, devido à amplificação das tensões nas vizinhanças do entalhe, tenha se dado por clivagem.

A Figura 4.34 exibe uma análise mais profunda da superfície de fratura de uma região central a partir de aumentos maiores. Foi possível observar que entre superfícies aparentemente de clivagens, há a presença de inúmeras microcavidades evidenciando o caráter também dúctil da fratura.

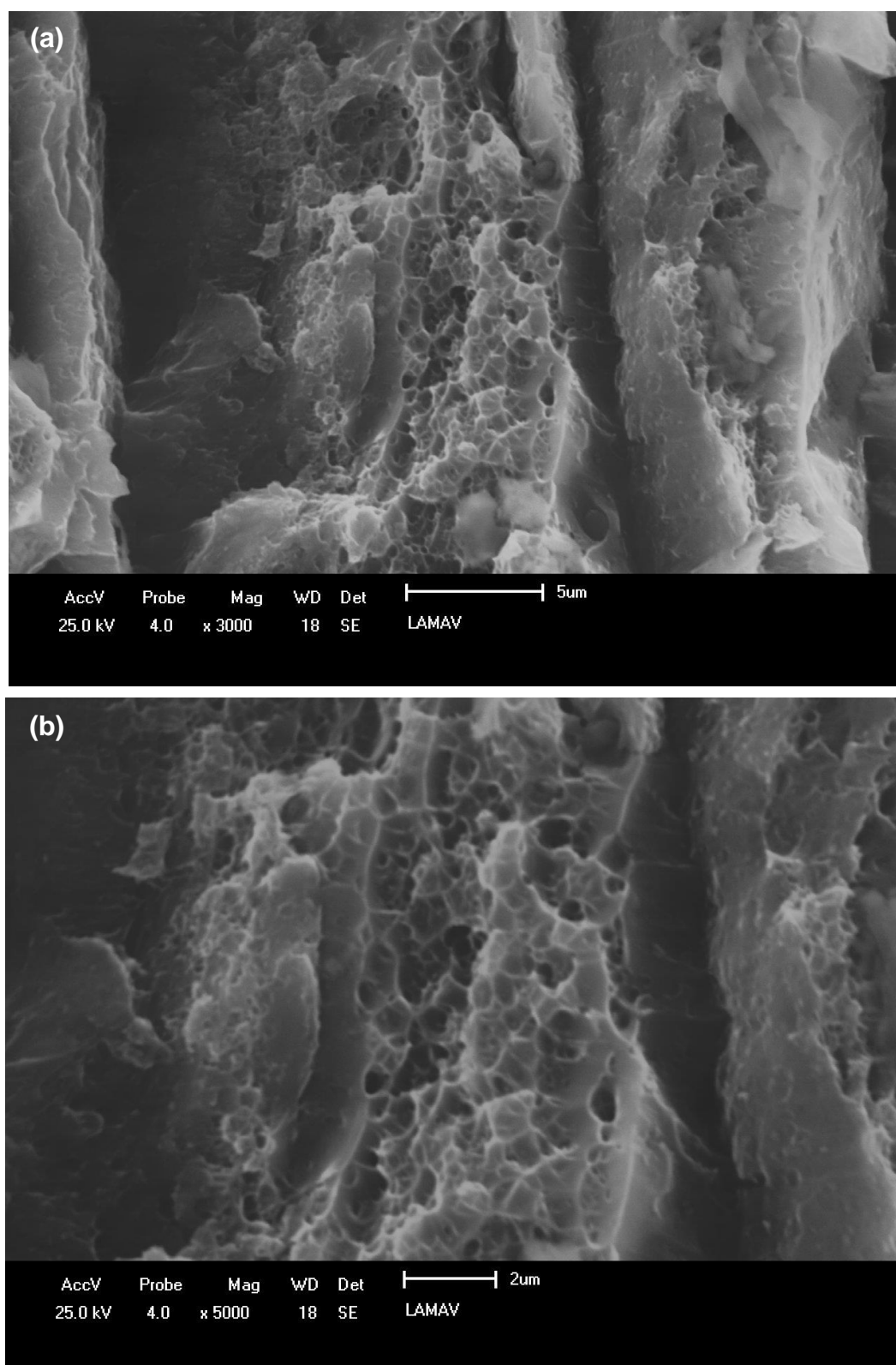


Figura 4.34: Fractografia eletrônica de varredura por elétrons secundários de região central da superfície de fratura de um corpo de flexão após ensaio em 4 pontos. (a) Aumento de 3000x e (b) Aumento de 5000 x.

Uma análise por espectrometria de dispersão de energia (EDS) da superfície de fratura poderia dar margem para uma discussão mais profunda envolvendo,

inclusive, o papel dos precipitados, oriundos do tratamento de envelhecimento, nos micromecanismos.

4.11 Aplicação da Teoria das Distâncias Críticas

4.11.1 Determinação das cargas de ruptura

Tomando como base o descrito no tópico 2.11 do Capítulo II do presente trabalho e levando em consideração os estudos de Taylor e Susmel (2008) citados nesta pesquisa, os testes em corpos de prova contendo concentradores de tensão com diferentes raios foram realizados.

As Tabelas 4.13 e 4.14 apresentam, respectivamente, as cargas de ruptura obtidas nos ensaios de tração em corpos de prova com entalhes de raio 0,025 mm e as cargas de ruptura para os ensaios de flexão em 4 pontos em corpos de prova de flexão com entalhes de raio 0,045 mm.

Tabela 4.13: Cargas de ruptura dos corpos de prova de tração com entalhe de raio de 0,03 mm e diâmetro da seção transversal 6 mm.

	Carga (N)
CP1	12176
CP2	13558
CP3	13842
CP4	12427
Média	13001
DP	712
CV	5,48%

Tabela 4.14: Cargas de ruptura dos corpos de prova de flexão com entalhe de raio médio 0,05 mm e espessura 25,4 mm

	Carga (N)
CP1	57345
CP2	56544
CP3	55710
CP4	*
Média	56533
DP	667
CV	1,18%
Nota: *Ensaio inválido	

O corpo de prova 4 não teve sua carga de ruptura apresentada uma vez que o ensaio foi invalidado. A falha ocorreu durante o ajuste da máquina podendo ser fruto de algum erro operacional como desalinhamento dos corpos de prova após posicionamento dos mesmos na máquina de ensaios.

Os coeficientes de variação calculados foram inferiores ao máximo aceitável para amostras metálicas (20%).

Não há sentido na comparação de cargas entre os dois corpos, uma vez que se tratam de padrões distintos. Conforme já mencionado, a relação entre os corpos com e sem entalhes está destinada a trabalhos a parte do grupo de pesquisa em questão não se enquadrando, portanto, na presente discussão.

As médias das cargas de ruptura, apresentadas nas Tabelas 4.13 e 4.14, de cada ensaio foram aplicadas aos respectivos modelos de elementos finitos para determinação dos campos de tensão frente aos entalhes.

4.11.2 Modelagem por Elementos Finitos

Conforme descrito no Capítulo III, item 3.16, as malhas foram geradas utilizando elementos do tipo PLANE183, geralmente destinado à modelagem bidimensional de estruturas sólidas, sendo definido por quatro nós e dois graus de liberdade.

As Figuras 4.35a e b apresentam a deformação total obtida para os corpos de prova de tração e flexão entalhados, uma vez aplicada a média das cargas determinadas nos ensaios em laboratório e apresentadas no subitem anterior.

As Figuras 4.36a e b exibem o campo de tensão ao redor do entalhe para os mesmos carregamentos.

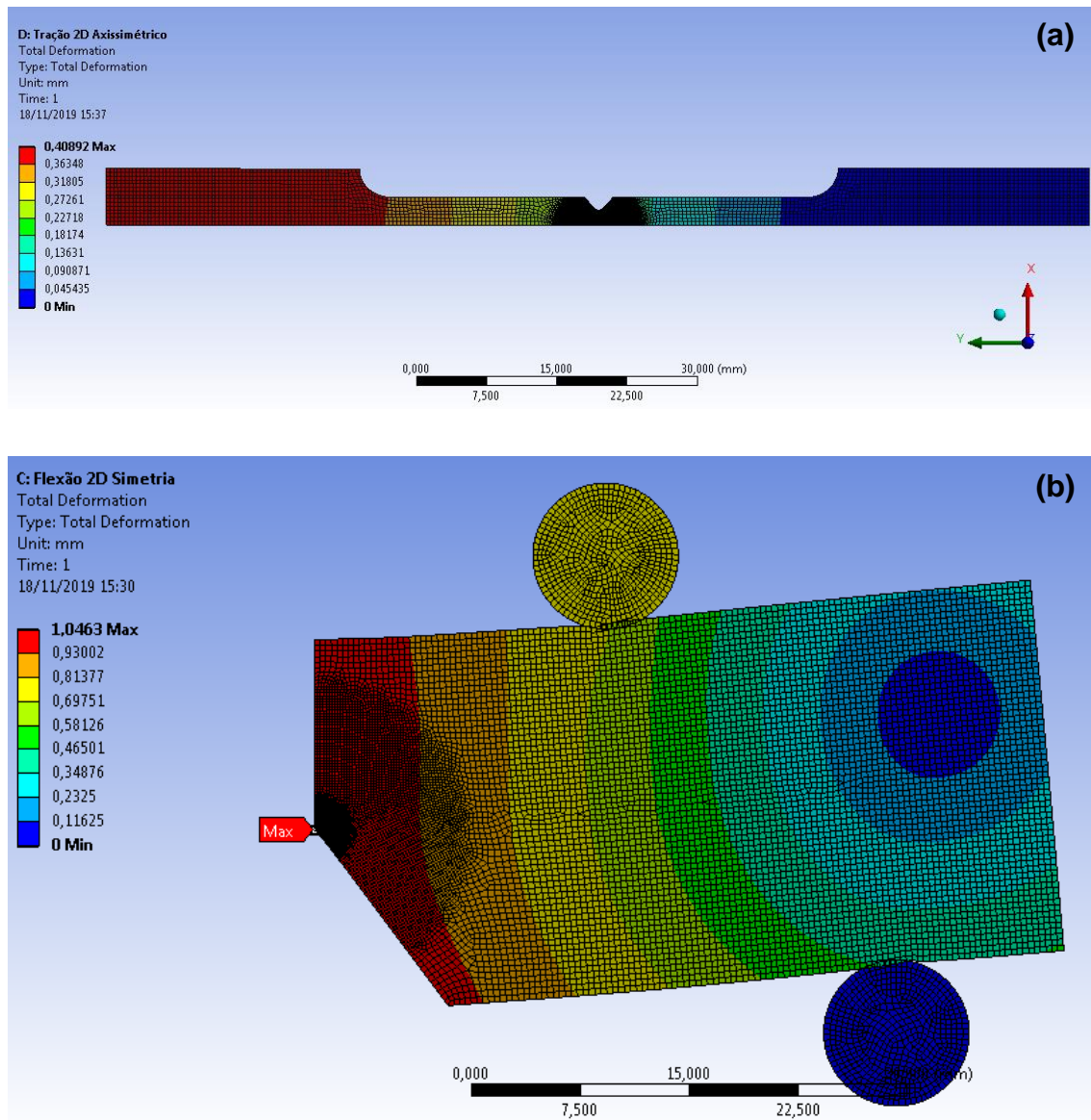


Figura 4.35: Deformação total obtido para o corpo de tração com entalhe **(a)** e para o corpo de flexão com entalhe **(b)**.

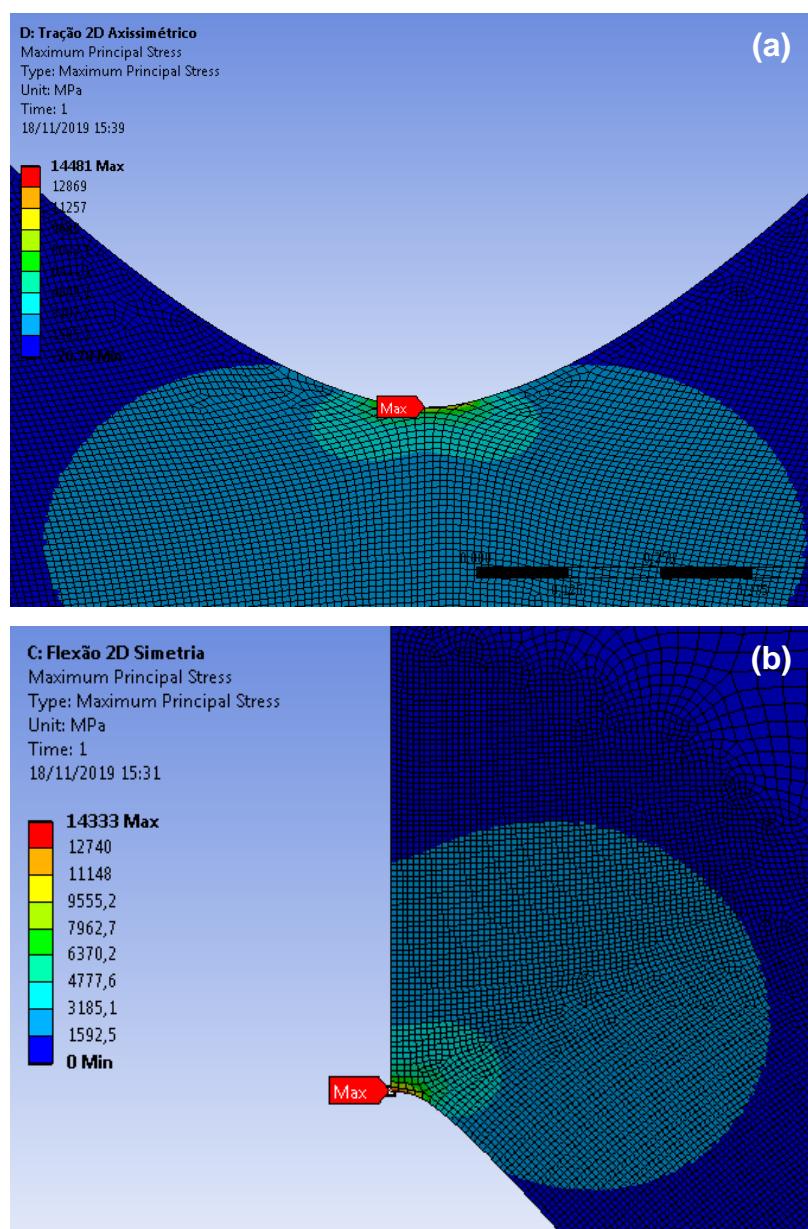


Figura 4.36: Detalhe do campo de tensão na ponta do entalhe de raio 0,025 mm do corpo de tração **(a)** e de raio 0,045 mm do corpo de flexão **(b)**.

4.11.3 Aplicação dos Métodos da Teoria das Distâncias Críticas

4.11.3.1 Método do Ponto

Segundo a metodologia empregada por Taylor e Susmel, os campos de tensão gerados por Elementos Finitos para ambos os entalhes foram plotados e após os devidos reajustes nos mesmos, o gráfico apresentado na Figura 4.37 foi obtido.

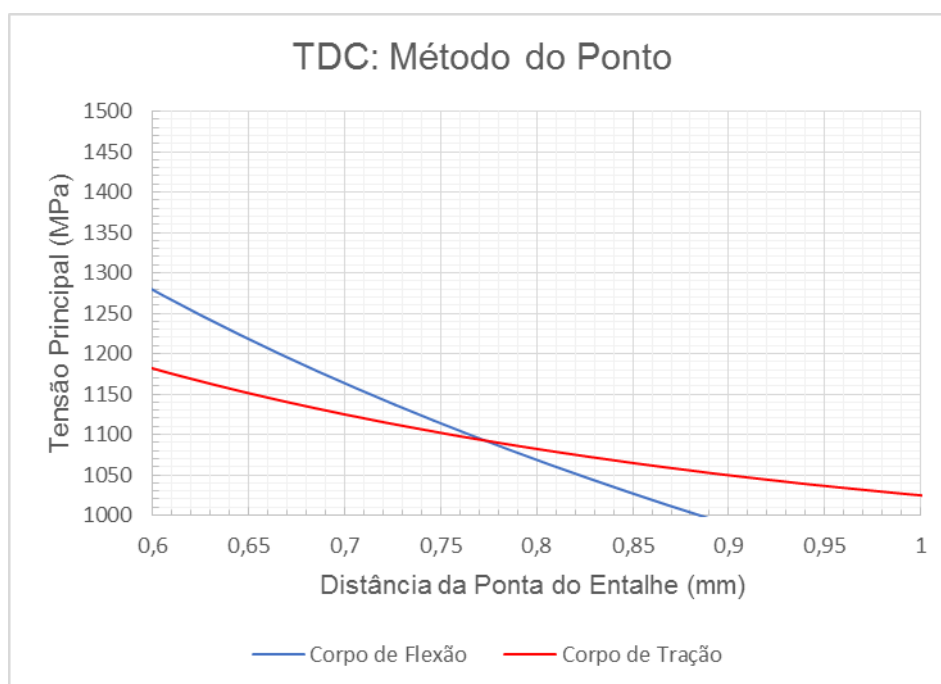


Figura 4.37: Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para os dois modelos de corpos de prova utilizados.

O corpo de tração corresponde ao entalhe agudo (raio da ponta do entalhe de 0,025 mm) e o corpo de flexão corresponde, por sua vez, ao entalhe embotado (0,045 mm)

De acordo com a Teoria das Distâncias Críticas, para o Método do ponto, a coordenada que coincide com o ponto de interseção entre as curvas plotadas fornecerá pelo eixo das ordenadas a tensão inerente, σ_0 , e pelo eixo das abscissas a razão entre o comprimento característico, L e 2, isto é, o L/2 mencionado na literatura conforme o ilustrado na Figura 2.19 e de acordo com a formalização do Método em questão apresentado pela Equação 3.

Os valores dos parâmetros da TDC encontrados para ambos os entalhes estão dispostos na Tabela 4.15.

Tabela 4.15: Parâmetros da TDC determinados pelo Método do Ponto

Tensão inerente, σ_0 (MPa)	Distância da Ponta do entalhe, L/2 (mm)	Comprimento característico, L (mm)
1092	0,78	1,55 (mm)

Os valores encontrados foram aplicados diretamente nas equações para previsão teórica do Fator Intensificador de tensões ajustado por Taylor e Susmel (2008) para o Método do Ponto.

Equação 9:

$$K_c^{Teórico} = \frac{\sigma_0 \sqrt{\pi(\rho + L)}}{1 + \frac{\rho}{\rho + L}}$$

Onde ρ é o raio na ponta do entalhe.

Os resultados encontrados para a previsão teórica para ambos os entalhes pelo Método do ponto estão apresentados na Tabela 4.16.

Já o Fator Intensificador de Tensões Experimental, foi determinado retornando a Equação de Creager e Paris que deu origem a equação do $K_c^{Teórico}$ proposta e reajustada por Taylor para os Métodos da TDC

A formulação de Creager e Paris (Equação 10) considera não uma resistência inerente, como o Taylor, mas sim uma tensão efetiva a uma distância nula da ponta do entalhe ($\theta = 0$). Esta tensão corresponde a obtida pelo campo de tensão gerado por MEF no ponto zero de distância. Adicionalmente, o $K_c^{Experimental}$, considera um raio do entalhe que equivale à metade do raio da ponta do entalhe ρ ($r = \rho/2$). Os resultados para $K_c^{Experimental}$, estão juntamente às previsões teóricas, dispostos na Tabela 4.16.

Equação 10:

$$K_c^{Exp} = \frac{\sigma_{\theta\theta}(r) \sqrt{2\pi r}}{1 + \frac{\rho}{2r}}$$

Tabela 4.16: Previsão teórica e experimental com o Erro percentual encontrado para o Método do ponto

ρ (mm)	$K_c^{Teór.}$ (MPa)	$K_c^{Exp.}$ (MPa)	Erro (%)
0,025	76	64	16
0,045	75	85	13

O Erro percentual foi calculado por meio da Equação 6 que consta na revisão da literatura.

Como pode ser observado, o Método do Ponto prevê teoricamente por meio do $K_c^{Teór.}$ de forma satisfatória o Fator Intensificador de Tensões Experimental na liga de Al 7075 T6 com erros percentuais abaixo de 15%. Valores para Erros similares foram encontrados pelo Taylor em seus trabalhos com outros materiais. Embora os erros percentuais não pareçam satisfatórios, cabe recordar que a Teoria das Distâncias Críticas foi formulada considerando a Zona Linear Elástica, portanto, não deixa de ser surpreendente que erros percentuais como estes sejam encontrados na análise entre as previsões teóricas e experimentais de um material conhecidamente dúctil.

Antes de dar prosseguimento a essa discussão, há a necessidade de se verificar os mesmos campos de tensões, porém agora aplicando o Método da Linha.

4.11.3.2 Método da Linha

Da mesma forma que para o método anterior, os campos de tensão gerados por Elementos Finitos para ambos os entalhes foram também plotados. Contudo, diferente da metodologia anterior, a aplicação do Método da Linha envolve o cálculo da área abaixo das curvas plotadas para cada entalhe, conforme encontra-se especificado na formalização deste na Equação 4. Nota-se, a partir deste fato que não se tratou, portanto, de uma trivial análise gráfica, como no Método do Ponto.

A partir disto, uma sequência de passos foi utilizada para a aplicação deste método da TDC.

- Todos os pontos obtidos por MEF foram plotados para gerar as curvas para os entalhes agudos e embotados (Figuras 4.38 e 4.39);
- Foi feito um *curve fitting* de ambas as curvas e o grau dos polinômios que gerasse melhor coeficiente de determinação, R^2 , foram selecionados;
- A integral indefinida dos dois polinômios foi calculada;

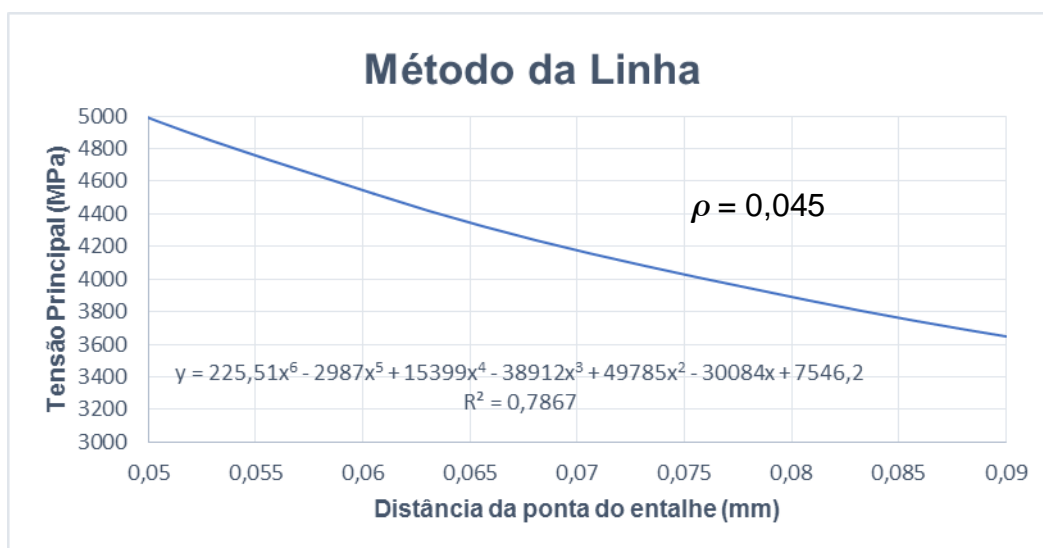


Figura 4.38: Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para o modelo de corpo de prova de flexão.

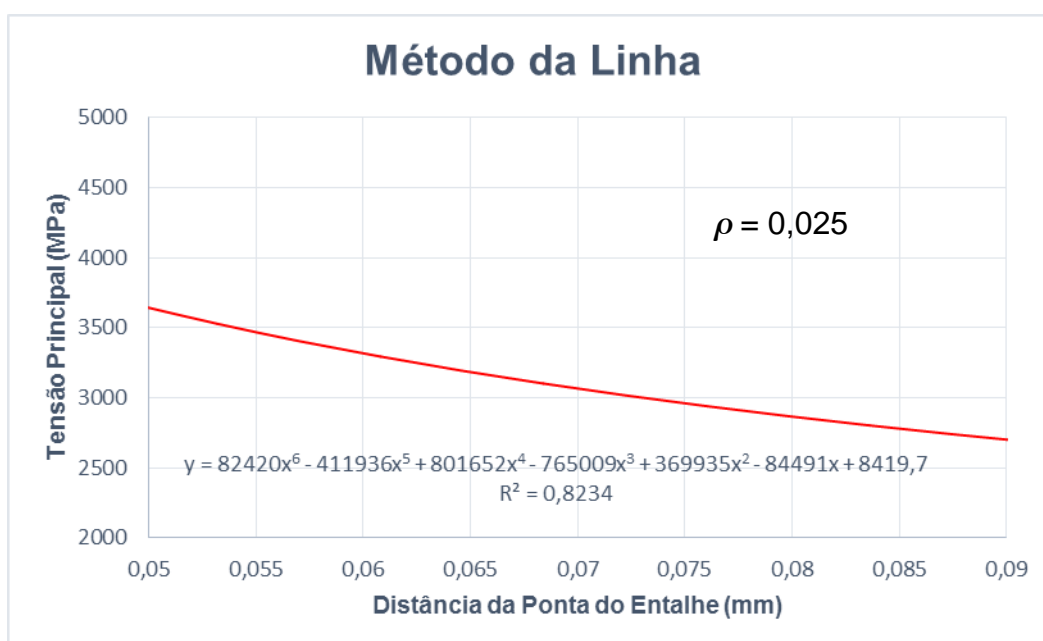


Figura 4.39: Campos de tensão versus Distância da ponta do entalhe para o modelo de corpo de prova de tração.

- Os polinômios resultantes foram igualados a fim e se encontrar o ponto em comum às duas curvas para determinação dos parâmetros da TDC;
- As raízes reais encontradas e coerentes foram substituídas nos polinômios resultantes do cálculo integral e a que resultou em valores de área equivalentes corresponde ao $2L$;
- Uma vez que se possui o parâmetro $2L$, os cálculos foram testados por meio da substituição do $2L$ na integral definida da Equação 4;

- Uma vez que os resultados convergiram, a tensão inerente, σ_0 , e o comprimento característico L, foram calculados e estão apresentados na Tabela 4.17.

Tabela 4.17 Parâmetros da TDC determinados pelo Método da Linha

Tensão inerente, σ_0 (MPa)	Distância da Ponta do entalhe, 2L (mm)	Comprimento característico, L (mm)
7009	0,04	0,02 (mm)

Os valores encontrados foram também aplicados diretamente nas equações para previsão teórica do Fator Intensificador de tensões ajustado por Taylor e Susmel (2008), desta vez para o Método da Linha.

Equação 11:

$$K_c^{Teórico} = \frac{2\sqrt{2\pi} \cdot \sigma_0 \cdot L}{2\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + 2L}}}$$

Os resultados encontrados para a previsão teórica para ambos os entalhes pelo Método da Linha estão apresentados na Tabela 4.18.

O Fator Intensificador de Tensões Experimental foi determinado pela mesma Equação 10 de Creager e Paris.

Tabela 4.18: Previsão teórica e experimental com o Erro percentual encontrado para o Método da Linha

ρ (mm)	$K_c^{Teór.}$ (MPa)	$K_c^{Exp.}$ (MPa)	Erro (%)
0,025	62	64	3
0,045	62	85	38

O Erro percentual foi calculado por meio da Equação 6 que consta na revisão da literatura.

De forma inesperada, uma vez que a maioria dos trabalhos desta linha de pesquisa encontram melhores resultados com o Método do Ponto, encontrou-se um Erro percentual ainda menor ao aplicar o Método da Linha para o entalhe agudo. Já o

entalhe embotado no corpo de flexão apresentou um Erro maior para o Método em questão.

Os parâmetros da TDC, comprimento característico, L e a resistência inerente, σ_0 encontrados para ambos os métodos foram também aplicados na Equação 2 remanejada e indicada na Equação 5, ambas presentes na revisão da literatura. Os valores encontrados para K_{Ic} para cada Método adotado estão dispostos na Tabela 4.19.

Tabela 4.19: K_{Ic} calculado pelos Métodos do Ponto e da Linha da TDC para liga Al 7075 T6.

Método da TDC	K_{Ic} (MPa\sqrt{m})
Ponto	76
Linha	54

Os valores continuam convergindo com os K_c determinados a partir dos métodos da TDC, porém quando foram comparados com os valores disponíveis na literatura, constatou-se que estão acima dos mesmos, como pode ser verificado na Tabela 4.20.

Tabela 4.20: K_{Ic} segundo as referências bibliográficas indicadas para a liga Al 7075 T6.

Fonte	K_{Ic} (MPa\sqrt{m})
ASM (2004)	20 – 25
Callister (2007)	24
Farahmand. B (1997)	28
Cavalcante (2016)	32

Uma vez que a propriedade K_{Ic} do material sofre influência da orientação de carregamento devido à natureza anisotrópica do material após procedimentos como usinagem, laminação a frio e tratamentos térmicos, antes de prosseguir com a presente discussão, vale ressaltar que o K_{Ic} retirado dentre os demais valores tabelados do Farahmand (1997) foi selecionado levando em consideração a direção do carregamento realizado e a direção preferencial de propagação da trinca.

Dados estes que demonstraram que embora a TDC forneça resultados que convergiram entre si com erros satisfatórios, principalmente para o Método da Linha

aplicado ao corpo de raio na ponta do entalhe de 0,025 mm (3%), a mesma não previu a propriedade, K_{Ic} do material.

O Método da Linha afastou-se menos dos valores de literatura quando comparado com o Método do Ponto, neste sentido.

Ao considerar o baixo coeficiente de dispersão, R^2 , encontrado para as curvas do campo de tensão versus distância da ponta do entalhe do ensaio de flexão em 4 pontos (Figura 4.38) chegou-se a considerar que a dispersão dos resultados poderia ter influenciado neste Erro consideravelmente alto. Assim sendo, buscou-se restringir os pontos e todos os cálculos descritos acima, para o ML, foram refeitos com os novos polinômios.

Como era esperado, esta medida elevou os coeficientes de dispersão, R^2 , dos campos de tensões nos entalhes agudos e embotados para aproximadamente 0,9994 e 0,9977, respectivamente. Uma vez que as previsões teóricas e experimentais convergiram de forma mais acentuada, o erro percentual decresceu de forma mais significativa para o entalhe agudo. Contudo, estes últimos erros encontrados ainda estão sendo estudados cuidadosamente a fim de se evitarem resultados tendenciosos influenciados por manipulações matemáticas.

Todavia, não há a intenção de omitir que quando os parâmetros recalculados foram aplicados na equação do comprimento característico (Equação 5) para determinação do K_{Ic} pelo Método da Linha um valor de $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$ foi encontrado. Embora ainda distante dos valores disponíveis na literatura, a restrição dos pontos dos campos de tensão obtidos por MEF, ao reduzir a dispersão, ofereceu um valor mais próximo da literatura que o obtido anteriormente. Fato este que já apresenta novos caminhos e possíveis soluções para a previsão da falha e continuidade da pesquisa.

4.11.4 Comparação com as equações da Mecânica da Fratura Clássica

Contudo, ao aplicar os valores nas equações da Mecânica da Fratura Clássica de Irwin o resultado obtido para o menor raio de entalhe utilizado foi satisfatório.

Para o corpo de tração com entalhe em V ao redor da seção útil ($\rho = 0,025$ mm) foi utilizada a Equação 12 (TADA; PARIS & IRWIN, 2000).

Equação 12:

$$K_I = \sigma_{net} \sqrt{\pi a} F_1\left(\frac{a}{b}\right)$$

Onde σ_{net} (Equação 13) considera a tensão na seção menos resistente, isto é, na menor seção, entre os entalhes conforme a Figura 4.40.

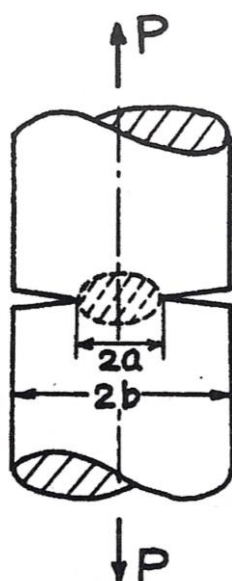


Figura 4.40: Indicação das dimensões a e b das equações retiradas de Tada, Paris & Irwin (2000). Onde P trata-se do carregamento F.

Equação 13:

$$\sigma_{net} = \frac{F}{\pi a^2}$$

Onde F é a média das cargas de ruptura determinadas no ensaio de tração com corpos entalhados, a é o valor de metade da seção resistente (a porção de material restante após a usinagem do entalhe). O a para os corpos de tração trabalhados nesta pesquisa foi determinado subtraindo-se o diâmetro da seção transversal do corpo do dobro da profundidade do entalhe medida em Microscópio Confocal (ver Tabela 4.7).

A função $F_1(a/b)$ é obtida a partir da função $G(a/b)$ que foram calculadas pelas Equações 14 e 15, respectivamente.

Equação 14:

$$F_1\left(\frac{a}{b}\right) = G\left(\frac{a}{b}\right)\sqrt{1 - a/b}$$

Equação 15:

$$G\left(\frac{a}{b}\right) = \frac{1}{2}\left\{1 + \frac{1a}{2b} + \frac{3}{8}\left(\frac{a}{b}\right)^2 - 0,363\left(\frac{a}{b}\right)^3 + 0,731\left(\frac{a}{b}\right)^4\right\}$$

Onde b é diâmetro da seção mais resistente no comprimento útil do corpo correspondente a dimensão “K” da Tabela 4.7 de avaliação dimensional dos corpos de prova usinados.

Para o corpo de flexão com entalhe em V ($\rho = 0,045$ mm) foi utilizada a Equação 16 (TADA; PARIS & IRWIN, 2000)

Equação 16:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a}F\left(\frac{a}{b}\right)$$

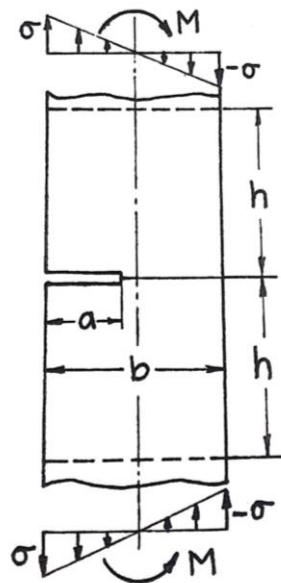


Figura 4.40: Indicação das dimensões a e b das equações retiradas de Tada, Paris & Irwin (2000).

Sendo a nesta equação o tamanho da trinca, conforme indicado na Figura 4.40. A tensão, σ , foi calculada por:

Equação 17:

$$\sigma = \frac{6M}{tw^2}$$

Onde t corresponde a espessura do corpo de prova e w a largura do mesmo. O Momento determinado, M , por sua vez foi:

Equação 18:

$$M = \frac{F(L_2 - L_1)}{4}$$

Com L_2 e L_1 sendo os espaçamentos entre os roletes inferiores e superiores, respectivamente. A função $F(a/b)$ presente na Equação para as razões de a/b menores ou iguais a 0,6, segundo Tada, 2000 segue:

Equação 19:

$$F\left(\frac{a}{b}\right) = 1,122 - 1,40\left(\frac{a}{b}\right) + 7,33\left(\frac{a}{b}\right)^2 - 13,08\left(\frac{a}{b}\right)^3 + 14\left(\frac{a}{b}\right)^4$$

Os valores encontrados para a Tenacidade à Fratura a partir da aplicação dos resultados nas equações acima encontram-se na Tabela 4.21:

Tabela 4.21: K_{Ic} calculados para ambos os entalhes pelas equações da Mecânica da Fratura Clássica para a liga Al 7075 T6.

Raio da ponta do entalhe (mm)	K_{Ic} (MPa\sqrt{m})
0,025	34
0,045	63

Como pode ser visto, para o entalhe agudo as equações da Mecânica da Fratura de Irwin preveem a falha do material uma vez que o valor de K_{Ic} obtido está bem próximo do valor encontrado por Cavalcante (2016) por meio do ensaio de Tenacidade à Fratura com corpos do tipo chevron (Tabela 4.20) para a mesma liga e os mesmos parâmetros de tratamento térmico que os empregados na presente pesquisa.

Em contrapartida, para um maior raio de ponta de entalhe o resultado foi acima e próximo aos encontrados pela Teoria das Distâncias Críticas o que mostra, mais uma vez a precisão dos Métodos entre os valores.

Embora os raios aparentemente não sejam tão distantes um do outro, quando recorreram-se às aberturas do entalhe dispostas nas Tabelas de avaliação dimensional 4.7 e 4.8 pôde-se constatar a discrepância entre as aberturas dos entalhes, apesar dos ângulos de abertura próximos. Enquanto o corpo de tração (entalhe agudo) possuía uma abertura de 1,05 mm em média, o de flexão (entalhe embotado) apresentava 14,99 mm de abertura. Como se sabe, as equações apresentadas por Tada, Paris e Irwin (2000) foram formuladas para trincas e não entalhes. Portanto, acredita-se que sucesso da análise pode ter sido devido às dimensões mínimas do entalhe usinado no corpo de prova de tração o que justifica a dificuldade, inclusive nas medições das mesmas.

Ademais, foram observadas em Microscopia Confocal, no lado da saída da ferramenta de usinagem, irregularidades nos corpos de flexão. O que pode também justificar tanto os erros altos encontrados para tal quanto o insucesso na previsão da falha utilizando-se os corpos com este entalhe.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

Sobre os parâmetros tempo e temperatura para os patamares do tratamento T6, constatou-se que 2 horas à uma temperatura de 504 °C foi possível reduzir significativamente a fração de precipitados na matriz de alumínio. A associação dos resultados de DRX, Microscopia Confocal, MEV e EDS levaram à conclusão de que, de fato o intermetálico Al_7Cu_2Fe foi formado conforme verificaram outros autores. Este, devido a baixa solubilidade do Fe e do Cu na matriz de Al não foi solubilizado durante o tratamento. Observou-se que a temperatura de 145 °C por 24 h foram parâmetros aceitáveis para o envelhecimento artificial da liga 7075. Em contrapartida, estes parâmetros não foram suficientes para superenvelhecer a liga, dado que não houve queda brusca de dureza neste ponto.

Sobre a Dureza Brinell, concluiu-se que os precipitados característicos para esta liga ($MgZn_2$), de fato contribuíram para o aumento da resistência da mesma. Em contrapartida, a dispersão dos valores de dureza medidos em cinco diferentes regiões nas amostras solubilizadas, foi consideravelmente menor que nas amostras envelhecidas. O que comprova a eficácia do tratamento de solubilização, tendo em vista que a presença de precipitados deixa a matriz menos homogênea e as medições em diferentes regiões com maior dispersão.

Ademais, como contribuição para o setor onde esta pesquisa foi desenvolvida, os dados coletados durante o ensaio no Durômetro Pantec não estavam confiáveis. Havendo a necessidade, de verificação do mesmo. Chegou-se a esta conclusão a partir das medições dos diâmetros das impressões feitas nas amostras conforme sugerido pela norma ASTM E10.

De forma geral, os valores calculados encontraram-se dentro da faixa para o Al 7075 (145 – 180 HB) o que além de satisfatório, comprovou não só a eficácia do tratamento realizado, mas também mais uma vez a veracidade dos dados fornecidos pela empresa onde o material foi adquirido e a confiabilidade do ensaio reproduzido.

Partindo para a segunda etapa do trabalho, concluiu-se que a Tensão de escoamento, σ_{esc} , o limite de resistência à tração, LRT, ou tensão máxima, σ_u , e o Módulo de Elasticidade, E, obtidos em Ensaio de Tração padronizado pela ASTM E8,

foram próximos dos disponíveis na literatura. As diferenças evidenciadas, provavelmente são devido à interferência tanto dos parâmetros selecionados para o tratamento térmico quanto das condições em que o mesmo foi realizado. Da mesma forma, a redução de área encontrada de 17,46% foi coerente com o caráter dúctil da liga e encontrou-se próxima a disponível na literatura.

Chegou-se à conclusão de que o aspecto frágil da fratura que os corpos de tração apresentaram pode ser justificado pela proximidade entre a carga máxima obtida no ensaio (17268,37 N) e a carga que levou à ruptura (16892,93 N). Todavia, apesar da aparente ausência de estrição, as superfícies de fratura estão a 45° o que é característico de um comportamento dúctil. A análise por Microscopia Eletrônica de Varredura, por sua vez, revelou a presença de microcavidades que se originam em um processo de fratura dúctil. O que leva à conclusão de que houve uma ruptura de comportamento frágil com plastificação localizada. Esta última pode justificar a redução de área alta apresentada. As análises das fraturas resultantes dos ensaios em corpos entalhados forneceram as mesmas informações.

Acerca da aplicação da Teoria das Distâncias Críticas, observou-se que o Método do Ponto apesar de apresentar para ambos os entalhes erros percentuais abaixo de 15%, os mesmos obtidos por Taylor e Susmel em seus trabalhos não previu a propriedade do material, K_{Ic} . Embora tenha sido bem sucedido na convergência dos resultados, acredita-se que o método ainda deve ser melhorado para materiais com considerável deformação plástica.

Diferente do constatado até aqui sobre o sucesso do Método do Ponto em detrimento do Método da Linha, a presente pesquisa concluiu de maneira surpreendente, que o método pioneiro na TDC forneceu um erro percentual abaixo de 3% na análise do campo de tensões no entalhe agudo. Paralelamente, a restrição de valores no campo de tensões obtido por MEF levou a um K_{Ic} de $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$, valor que embora abaixo do disponível na literatura encontra-se mais próximo que os demais encontrados neste trabalho por meio da aplicação direta da TDC.

Por fim, aplicando os resultados encontrados para o entalhe de 0,025 mm, nas equações da Mecânica da Fratura Clássica, obteve-se uma Tenacidade à Fratura de $34 \text{ MPa}\sqrt{m}$ para a liga de alumínio 7075 T6. Cavalcante (2016) para parâmetros de tratamento térmico similares encontrou $32 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ao realizar o ensaio de Tenacidade à Fratura com corpos *Chevron*. Os mesmos cálculos realizados para o entalhe de

0,045 mm não tiveram o mesmo sucesso com a Mecânica da Fratura de Irwin. O que já era esperado, uma vez que as equações referidas são previstas para trincas e o corpo de flexão além de apresentar raio da ponta do entalhe maior que o corpo de tração, possuía uma abertura do entalhe quase sete vezes maior que a abertura apresentada pelo entalhe de 0,025 mm. Estes últimos dados, porém, não diminuem os resultados satisfatórios encontrados para o K_{Ic} ao aplicar o campo de tensões ao redor do entalhe de 0,025 mm no corpo de tração às equações da Mecânica da Fratura.

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Testar outras temperaturas e tempos para o patamar de envelhecimento artificial a fim de verificar o ponto de máxima dureza e determinar os parâmetros para o superenvelhecimento da liga de alumínio 7075. Neste contexto, determinar a curva de envelhecimento da liga em questão por meio de acompanhamento microestrutural e recorrendo ao ensaio de dureza Brinell para verificação da curva;

- Investigar a possibilidade de temperaturas e tempos de solubilização maiores que os utilizados e sua influência sobre a microestrutura e propriedades mecânicas da liga;

- Avaliação do tamanho de grão a fim de investigar se há, de fato, alguma relação entre o mesmo e o comprimento característico, L , proposto por Taylor;

- Analisar a microestrutura nas proximidades do entalhe a fim de verificar se características da mesma puderam favorecer a nucleação e consequente propagação da trinca a partir da ponta do entalhe;

- Analisar o comportamento da trinca por Microscopia Confocal após fratura dos corpos de prova;

- Aplicar o Conceito de Material Equivalente de Torabi para aplicação da TDC em materiais dúcteis a fim de comparar os erros percentuais obtidos na aplicação direta;

- Investigar por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura indícios que expliquem o quanto a deformação plástica ocorrida para a liga de Al 7075 T6 influenciaram os resultados encontrados por meio da aplicação direta da TDC, uma vez que esta encontrou seus melhores resultados e consolidou-se dentro do campo linear elástico;

- Realizar o ensaio de Tenacidade à Fratura para esta liga a partir das mesmas condições de tratamentos térmicos, a fim de verificar a acurácia da previsão feita ao aplicar os campos de tensão obtidos pela modelagem por Elementos Finitos nas equações da Mecânica da Fratura de Irwin. Sendo assim, espera-se comprovar o resultado positivo na determinação do K_{Ic} .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A751**: Standard Test Methods, Practices, and Terminology for Chemical Analysis of Steel Products. United States, 2014;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B209**: Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate. United States, 2014;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B221**: Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Extruded Bars, Rods, Wire, Profiles, and Tubes. United States, 2014;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B918**: Standard Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys. United States, 2017;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E10**: Standard Test Methods for Brinell Hardness of Metallic Materials. United States, 2017;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E111**: Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus. United States, 2010;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E407**: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. United States, 2017;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E646**: Standard Test Methods for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials. United States, 2016;

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. United States, 2016;

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals e Applications**. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 3ed. 2005;

ASHBY, M. F. SCHERCLIFF, H. R. A process model for age hardening of alloys. The model. **Acta Metall. Mater**, v. 38, n. 10, 1990;

ASM HANDBOOK. **Alloy phase diagram**. Materials Park, Ohio: *ASM International*, v.3, 1992;

ASM HANDBOOK. **Fadigue and fracture**. Materials Park. Ohio: *ASM International*, v.4, 2004;

ASM HANDBOOK. **Heat Treating**. Materials Park. Ohio: *ASM International*, v.4, 2004;

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. **Fundamentos e aplicações do alumínio**, 2007;

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 10520**: Informação e documentação: citações em documentos: apresentação. Rio de Janeiro, 2002;

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6023**: informação e documentação: referências: elaboração. Rio de Janeiro, 2002;

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6834**: Alumínio e suas ligas. Rio de Janeiro, 2000;

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 209**: Alumínio e suas ligas – Composição Química. Rio de Janeiro, 2010;

BEJARANO, E. G. M. **Influência da Estrutura Bruta de Solidificação e do Tempo de Encharque durante a Solubilização nas Propriedades Mecânicas e na Condutibilidade Elétrica da Liga Al 7075**. 2016. 169f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2016;

CALLISTER, Jr.; WILLIAM, D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. LTC, 7ed. 2007;

CASTRO, V. A. **Influência do Shot-Peening e da Anodização Crômica na Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7475-T7351**. 2018. 120f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica na área de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, São Paulo, 2018;

CAVALCANTE, F. F. **Comportamento mecânico e tenacidade à fratura de ligas de alumínio 2024 e 7075 submetidas a diferentes tempos de envelhecimento**. 2016. 138f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Rio Grande do Norte, 2016;

FARAHMAND, B. **Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts: Application of LEFM and FMDM Theory**. EUA: ITP, 1997;

GÓMEZ, F. J.; ELICES, M. **Fracture loads for ceramic samples with rounded notches**. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 73, 2006;

HIGGINS, R. A. **Propriedades e Estruturas dos Materiais de Engenharia**. São Paulo: DIFEL, 1982;

MAIA, A. M. P. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012. 84f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2012;

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Edgar Blucher, 1982;

NEUBER, H. **Forschng Ing-Wess**, v. 7, 1936;

NEUBER, H. **Theory of notch stresses: principles for exact calculation of strength with reference to structural form and material**. Berlin: Springer Verlag, 2^a ed. 1958;

NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994;

OLIVEIRA, N. R. De. **Transformações microestruturais nas ligas de alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido**. 2008. 153f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro, 2008;

PETERSON, R. E. Notch sensivity. In: Sines, G.; Waisman, J. L., editors. **Metal Fatigue**. New York: McGraw Hill. 1959;

REINKE, G. **Influência do tratamento térmico nas propriedades mecânicas de fios de alumínio liga usados em cabos condutores submetidos a ensaios de fadiga**. 2017. 142f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, Brasília, 2017;

RODRÍGUEZ, M. G. N. **Efecto del tratamiento térmico de rehomogenizado y reenviejecido rra en la microestructura y dureza de un aluminio 7075-T6**. 2017. 61f. Monografia (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Colombia, 2017;

SILVA, B. L. Da. **Uma metodologia de análise de confiabilidade à fadiga utilizando a teoria da distância crítica**. 2014. 176f. Tese (Doutorado em Ciências Mecânicas) – Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da universidade de Brasília, Brasília, 2014;

SUSMEL, L.; TAYLOR, D. On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, 2008;

SUSMEL, L.; TAYLOR, D. The Theory of Critical Distances as an alternative experimental strategy for the determination of K_{Ic} and ΔK_{th} . **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, 2010;

TADA, H.; IRWIN, G.; PARIS, P. **The Stress Analysis of Cracks Handbook**. New York: ASME Press, 3^o ed., 2000;

TAYLOR, D. The Theory of Critical Distances Applied to the Prediction of Brittle Fracture in Metallic Materials. **Tech Science Press**. v. 1, n^o 2, p. 145-154, 2005;

TAYLOR, D. The theory of critical distances. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, 2007;

TERRA, R. V. A. **Avaliação da tenacidade à fratura real e do uso da teoria da distância crítica em materiais semi-frágeis**. 2013. 144f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2013;

TORABI, A. R. Tensile failure in blunt V-notched ductile members: A new formulation of the Equivalent Material Concept. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 184, 2017;

WHITNEY, J. M.; NUISMER, R. J. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. **J. Composite Materials**, v. 8, 1974.