

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE UnB GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE  
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**CARACTERIZAÇÃO DO DESVIO DO PLANO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS  
EM CORPOS DE PROVA CT FABRICADOS COM A LIGA AA 7050-T7451**

**RÉGIS FERNANDO LEMOS**

**ORIENTADOR: DR. JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA  
CO-ORIENTADOR DR. JOSÉ ALEXANDER ARAÚJO**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA  
ENGENHARIA**

**PUBLICAÇÃO: FGA. DM – 034A/2016  
BRASÍLIA/DF: JUNHO/2016**

**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA  
FACULDADE UnB GAMA / FACULDADE DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE  
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**CARACTERIZAÇÃO DO DESVIO DO PLANO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS  
EM CORPOS DE PROVA CT FABRICADOS COM A LIGA AA 7050-T7451**

**RÉGIS FERNANDO LEMOS**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE.**

**APROVADA POR:**

---

**Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira (UNB)  
(Orientador)**

---

**Prof.<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup> Palloma Vieira Murtelle (UNB)  
(Examinador Interno)**

---

**Prof. Dr. Clodoaldo Valverde (UEG)  
(Examinador Externo)**

**Brasília, 15/06/2016**

## **FICHA CATALOGRÁFICA**

RÉGIS FERNANDO LEMOS

CARACTERIZAÇÃO DO DESVIO DO PLANO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM CORPOS DE PROVA CT FABRICADOS COM A LIGA AA7050-T7451, [Distrito Federal] 2016.

Nº.157. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2016). Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

- |                          |              |
|--------------------------|--------------|
| 1. Propagação de trincas | 2. Desvio    |
| 3. Bifurcação            | 4. Alumínio1 |

I. FGA/FT/UnB

II. Mestre

## **REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA**

LEMOS, R. F. (2016). Caracterização do desvio do plano de propagação de trincas em corpos de prova CT fabricados com a liga AA7050-T7451. Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia, Publicação 034A/2016, Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 157 p.

## **CESSÃO DE DIREITOS**

AUTOR: Régis Fernando Lemos.

TÍTULO: Caracterização do desvio do plano de propagação de trincas em corpos de prova CT fabricados com a liga AA 7050-T7451.

GRAU: Mestre          ANO: 2016

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

---

NOME: Régis Fernando Lemos

ENDEREÇO: Rua 9, Nº 240, Setor Central.

CEP: 75195-000 Bonfinópolis, GO – Brasil.

regis.eng@outlook.com

*Dedico este trabalho a meu avô Rufino José  
Lemos que na plenitude de seus 102 anos  
ainda me incentiva a acreditar e realizar  
meus sonhos.*

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente agradeço a Deus por ter colocado em meu caminho a oportunidade de ampliar meus conhecimentos, tendo como ferramenta meus professores do curso de mestrado que tanto contribuíram para tal.

Ao meu orientador professor Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira por ter me transmitido tanto conhecimento, ideias fantásticas e me apoiado durante todo período do curso, sempre de forma calma e atenciosa.

Ao meu co-orientador, professor Dr. José Alexander Araújo, por me ajudar na idealização do tema, na busca de recursos para fabricação dos corpos de prova e contribuir com seu vasto conhecimento em mecânica da fratura.

Ao professor Cosme por me ajudar na parte burocrática de aquisição de recursos junto a FUNAPE para aquisição de verba para fabricação dos corpos de prova.

Ao amigo Marcus Sá que tanto me ajudou no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade de Brasília UnB, e Arthur Ribeiro que de maneira muito prestativa me ajudou na realização deste trabalho.

A minha namorada Adriane Faria de Almeida, que em todo esse período esteve junto comigo me apoiando nos estudos, nas ideias e que muito contribuiu em todo o período do curso.

A SENHA Engenharia, que se prontificou a me liberar do trabalho para que fossem possíveis minhas viagens à Brasília durante todo o período do curso.

Aos meus pais José Divino Lemos e Maria de Lourdes, meu irmão Mendell Lemos e minha cunhada Pollyana que tanto me apoiaram e me ajudaram durante todo esse período.

Ao doutor Vinicius Guimarães do Centro Regional para o desenvolvimento tecnológico e inovação, CRTI-UFG, por ter me auxiliado na realização da microscopia óptica, eletrônica e na caracterização da liga.

## RESUMO

A presente dissertação visa analisar o comportamento de desvio do plano de propagação de trincas em fadiga e o surgimento de bifurcações ao longo da propagação. Nos ensaios foram utilizados corpos de prova *compact tension* (CT), com dimensões padronizadas pela norma técnica ASTM - E647, e fabricados com liga de alumínio AA7050-T7451. As análises foram realizadas na direção de laminação T-S, por apresentar maior variação dos tamanhos de grãos em relação às demais, e por apresentar comportamento atípico durante os ensaios. Para observar o crescimento da trinca em ambas as faces do corpo de prova, foram fixadas escalas milimétricas para o acompanhamento do crescimento da trinca nas duas faces. Visando caracterizar o comportamento observado durante os ensaios foram realizadas análises fractográficas nos CP's fraturados (CP-01, CP-02, CP-03 e CP-04), e micrografia no CP monitorado para que não viesse a falhar (CP-05). A fim de obter um parâmetro de comparação, um ensaio em outra direção (L-T) também teve sua superfície de fratura analisada. Esta direção foi escolhida por apresentar comportamento padrão durante o ensaio, e maior valor do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) dentre as demais direções.

As análises realizadas possibilitaram verificar que os comportamentos de desvio e bifurcação da trinca estão ligados à variação da microestrutura e a coalescência de microvazios ocasionados pelas inclusões. Tais constatações foram possíveis devido à realização de análises fractográficas na superfície de fratura dos espécimes, pela análise de micrografia e também pela comparação dos aspectos fractográficos observados com os aspectos fractográficos encontrados na literatura.

**Palavras chave:** Propagação de trincas, Desvio, Bifurcação, Alumínio, Fractografia.

## ABSTRACT

This thesis aims to analyze the behavior of deviation from the crack propagation plane in fatigue and the deviation and bifurcations of propagation. In the tests were used specimens compact tension (CT) with dimensions standardized through the ASTM - E647 and made starting AA7050-T7451 aluminum alloy. Analyses were performed in the direction of T-S lamination, due to its greater variation of grain sizes in relation to others, and to present atypical behavior during rehearsals. To observe the crack growth in both specimen faces, millimeter scales to monitor the growth of the crack on both sides were fixed. To characterize the behavior observed during the tests, fractographic analyzes were performed on specimens (CP-01, CP-02, CP-03 and CP-04), and micrographs in CP monitored so that it should not fail (CP-05). To obtain a comparison parameter, an assay in another direction (L-T) also had a fracture surface analyzed. This direction has been chosen by present default behavior during the test, and higher value of the stress intensity factor ( $\Delta K$ ) from other directions.

The analyzes allowed to verify that the behavior of bifurcation and crack are linked to variations in microstructure and coalescence of microvoids caused by inclusions. These findings were made possible due to the realization of fractographic analyzes the fracture surface of the specimens, the micrograph analysis and also by comparing the fractographs aspects observed with fractographic aspects found in the literature.

**Key-words:** Crack propagation, Deviation, Bifurcation, Aluminum, Fractography.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Exemplos de acidentes por falha de fadiga (a) Acidente durante o voo 243 da Aloha Airlines e (b) Acidente com o trem ICE 884 na Alemanha. ....	23
Figura 2.1 - Principais tipos de laminadores (ABAL, 2016). ....	31
Figura 2.2 - Diagrama de solubilização (a) e têmpera (b) da liga de alumínio - Modificado de (Sérgio Ricardo C. de Mello, 2009). ....	33
Figura 2.3 - Componentes de uma aeronave em ligas de alumínio da série 7XXX - Modificado de (E. A. Stake, 1995). ....	36
Figura 2.4 - Modos de carregamento - Modificado de (Rosa, 2002). ....	39
Figura 2.5 - Placa com orifício elíptico onde o limite do raio $\rho$ tende a zero (Rosa, 2002). ....	40
Figura 2.6 - Ilustração do campo de validade do fator de concentração de tensão e do fator de intensidade de tensão. ....	42
Figura 2.7 - Regiões de propagação da trinca - Modificado de (Rosa, 2002). ....	44
Figura 2.8 - Campo de tensões na frente da trinca (Rosa, 2002). ....	46
Figura 2.9 - Distribuição de tensões $\sigma_y$ (Rosa, 2002). ....	47
Figura 2.10 - Caracterização de estado plano de deformações (EPD) - Modificado de (Rosa, 2002). ....	49
Figura 2.11 - Redistribuição de tensões devido ao escoamento (Rosa, 2002). ....	49
Figura 2.12 - Comportamento do caminhamento de uma trinca influenciada pela microestrutura da liga Modificado de (Patton, 1998). ....	51
Figura 2.13 - (a) Fratura Dúctil, (b) Fratura Transgranular, (c) Fratura Intergranular (Anderson, 2011). ....	52
Figura 2.14 - Nucleação, crescimento e coalescência em metais dúcteis (a) Inclusão em uma matriz dúctil (b) Surgimento de microvazios, (c) Crescimento dos microvazios, (d) Concentração de tensão devido a existênci dos vazios, (e) Deformação ocasionada devido as tensões, (f) Coalescência dos microvazios, seguido de propagação, (g) Exemplo de uma fratura dúctil por coalescência de microvazios (transgranular), (h) Aspecto de microvazio acompanhado de inclusão em uma liga de alumínio-lítio 8090-T8511 (Anderson, 2011). ....	53
Figura 2.15 - (a) Ilustração esquemática de fratura transgranular (clivagem) (b) Exemplo prático de marcas de rio em uma fratura por clivagem em um aço de baixa liga A503 Classe 3 (Anderson, 2011). ....	54

Figura 2.16 - (a) Ilustração esquemática de fratura intergranular (b) Exemplo prático de uma fratura intergranular (Anderson, 2011). .....	55
Figura 2.17 - (a), (b) e (c) Morfologia dos grãos em diferentes orientações da liga 7050-T7451 (Wei, 2014). .....	57
Figura 2.18 - Superfície de fratura em corpo de prova CT, onde (a) Orientação L-T, (c) Orientação T-L, (e) Orientação S-T; (b) Dimples, (d) Descoesão dos constituintes da partícula, (f) Fratura intergranular. As marcações em vermelho "A" e "B" são pontos de análise com EDS (Lili Wei Q. P., 2013).....	58
Figura 2.19 - Micrografia da fratura em fadiga: (a, c) Visão geral e ampliação de iniciação de trincas na amplitude de tensão de 240 MPa; (b, d) Visão geral e ampliação de iniciação de trincas na amplitude de tensão de 340 MPa; (e) Facetas no estagio inicial de propagação da trinca; (f) Estrias na fase constante de propagação; (g) Trincas secundárias (h) Fratura final (Lili Wei Q. P., 2013).....	60
Figura 3.1 - Dimensões do tarugo de alumínio 7050 - T7451 utilizado para a retirada dos corpos de prova CT (imagem produzida pelo autor). .....	61
Figura 3.2 - Processo de retirada do lingote e das amostras do tarugo de alumínio (imagem produzida pelo autor).....	63
Figura 3.3 - Máquina de corte utilizada para retirada das amostras (Cortesia da imagem Marcus Sá). .....	64
Figura 3.4 - Resina e catalisador para processo de embutimento, amostra inserida no recipiente e amostra embutidas após cura de aproximadamente 24 horas, respectivamente (Cortesia da imagem Marcus Sá).....	65
Figura 3.5 - Máquina de polimento POLIPAN-U, com disco giratório e jato d'água (Cortesia da imagem Marcus Sá).....	65
Figura 3.6 - Equipamento utilizado para microscopia óptica de precisão, microscópio LEXT OLYMPUS CONFOCAL LASER (Cortesia da imagem Marcus Sá).....	66
Figura 3.7 - Imagem de elétrons retroespalhados indicando os pontos de inclusões ricas em Fe e Cu (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro) – Análise realizada nos laboratórios do Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	67
Figura 3.8 - Morfologia de uma inclusão rica em Fe-Cu (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro) – Análise realizada no laboratório do Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	68

Figura 3.9 - Dimensões do corpo de prova CT (Compact Tension) - Modificado de (ASTM E647, 2008).....	70
Figura 3.10 - Desenho técnico do corpo de prova CT (Compact Tension). ....	71
Figura 3.11 - Microscópio digital posicionado para monitoramento da trinca (imagem capturada pelo autor no laboratório MTS SG-9 UnB).....	73
Figura 3.12 - Aparato montado para monitoramento da trinca (imagem capturada pelo autor no laboratório MTS SG-9 UnB).....	73
Figura 3.13 - Critérios para validação do ensaio - Modificado de (ASTM E647, 2008). .....	76
Figura 4.1 - Comportamento dos grãos em uma morfologia tridimensional (a) Amostra 01, (b) Amostra 02, (c) Amostra 03 (Cortesia da imagem Marcus Sá).....	77
Figura 4.2 - Micrografia na superfície da amostra 01, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá). ....	80
Figura 4.3 - Micrografia na superfície da amostra 03, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá). ....	81
Figura 4.4 - Micrografia na superfície da amostra 02, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá). ....	81
Figura 4.5 - Aspecto da fratura no primeiro ensaio direção T-S (Ensaio 01 - CP-01). .....	82
Figura 4.6 - Surgimento de bifurcação na trinca principal direção T-S (Ensaio 2 – CP-02).....	83
Figura 4.7 - Surgimento de três pontos de bifurcação na trinca principal direção T-S (Ensaio 3 – CP-03).....	84
Figura 4.8 - Comportamento de desvio da trinca (Ensaio 04 - CP-04).....	85
Figura 4.9 - Surgimento de bifurcação na execução da Pré-trinca.....	85
Figura 4.10 - Evolução de apenas uma das frente de propagação (18000 ciclos)....	86
Figura 4.11 - Tendência sutil de retorno da trinca para o plano correto de propagação (35000 ciclos). ....	86
Figura 4.12 - Tendência de queda no alinhamento da trinca (70000 ciclos). ....	87
Figura 4.13 - Queda no alinhamento da trinca no plano de propagação habitual (300.000 ciclos). ....	87
Figura 4.14 - (a) Trinca com 350.000 ciclos de carregamento (b) surgimento de bifurcação na extremidade da trinca principal com (380.000 ciclos). ....	88
Figura 4.15 - Evolução da propagação da trinca no ponto de bifurcação. ....	88

Figura 4.16 - Comportamento completo de propagação da trinca (466.664 ciclos). .89	89
Figura 4.17 - Curvas da/dN versus $\Delta K$ dos ensaio realizados da direção T-S.....90	90
Figura 4.18 - (a) Visão geral das frentes de propagação na realização da pré-trinca, (b) Bifurcação da trinca superior, (c) Bifurcação da trinca inferior.....91	91
Figura 4.19 - Propagação da trinca em três frentes principais. ....92	92
Figura 4.20 - Propagação da trinca inferior da figura 5.3 (a). ....93	93
Figura 4.21 - Região final de propagação da trinca apresentada na figura 5.5. ....93	93
Figura 4.22 - (a) Propagação da trinca 03 ilustrada na figura 4.19, (b) Ampliação da região de bifurcação.....94	94
Figura 4.23 - Propagação e convergência das trincas para o ponto indicado como *A. ....95	95
Figura 4.24 - (a) Comportamento de bifurcação da trinca principal, (b) Comportamento de bifurcação em regiões de subgrãos e região recristalizada. ....95	95
Figura 4.25 - (a) Visão geral da trinca principal, (b) Identificação das bifurcações observadas.....96	96
Figura 4.26 - Ampliação da trinca *B1.....97	97
Figura 4.27 - (a) e (b) Região final da propagação.....97	97
Figura 4.28 - (a) Comportamento inicial de propagação da pré-trinca na face posterior do CP, (b) Ampliação da região bifurcada.....98	98
Figura 4.29 - (a) Propagação da trinca principal, (b) Ampliação das regiões de propagação. ....99	99
Figura 4.30 - - Região final de propagação da trinca. ....100	100
Figura 4.31 - Superfície da fratura - Corpo de prova 01, direção T-S. ....100	100
Figura 4.32 - (a) Região inicial de propagação da pré-trinca (b) ampliação da região inicial de propagação da pré trinca (200x), observação de “marcas de rio” típicas de fratura por clivagem - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....101	101
Figura 4.33 - Centro da região 02 de propagação (a) ampliação em 50x e observação de “marcas de rio” tendendo a seguir o sentido de propagação da trinca principal (b) ampliação em 200x da região de propagação 02 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....102	102
Figura 4.34 - Região de propagação final do corpo de prova 01 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG)..103	103

Figura 4.35 - Superfície da fratura - Corpo de prova 02, (01) região plana (pré-trinca), (02) região de desvio do plano habitual de propagação em 60°, (03) região de fratura final, direção T-S. ....	103
Figura 4.36 - Constatação de trincas secundárias na execução da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	104
Figura 4.37 - Região no final da pré-trinca. Constatação de trinca perpendicular e desvio do plano de propagação - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	105
Figura 4.38 - Região característica de fratura dúctil, com incidência de trincas secundárias - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	106
Figura 4.39 - (a) Ilustração das trincas secundárias na superfície da fratura (b) Ampliação da trinca 01 e região de surgimento de dimples (*A), (c) Aspecto de descoesão dos constituintes da partícula (*B) e dimples (*A), (d) ampliação das regiões descritas em (c), (e) ampliação da região de descoesão dos constituintes da partícula (*B) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	107
Figura 4.40 - Final da região de propagação 02. Surgimento de trincas secundárias e dimples (*A) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	108
Figura 4.41 - Região de fratura final do corpo de prova 02 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	109
Figura 4.42 - Superfície da fratura - Corpo de prova 03, (01) região da pré-trinca, (02) região de desvio do plano habitual de propagação em 40°, (03) região de fratura final, direção T-S. ....	110
Figura 4.43 - Incidência de trincas secundárias na realização da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	110
Figura 4.44 - Ilustração de trincas no mesmo sentido do plano de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). ....	111
Figura 4.45 - Final da região de propagação da pré-trinca, (a) visão geral das trincas observadas, (b) trinca perpendicular ao plano de propagação principal, com	

incidência de “marcas de rio” em suas laterais, (c) trinca com comportamento de bifurcação, (d) ampliação da região apresentada em (c) e (e) descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	112
Figura 4.46 - Ilustração de trincas propagando no mesmo sentido da trinca principal. Ponto “A” em vermelho indica uma região analisada em elevada magnificação para observar a propagação de trincas em partículas grosseiras do material. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	113
Figura 4.47 - Ilustração da trinca 02 da imagem 4.46, onde observa-se comportamento de propagação em diferentes direções em dois pontos diferentes na mesma trinca. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	114
Figura 4.48 - Análise da região “A” da figura 4.46, ilustrando comportamento de propagação de trincas em regiões de descoesão da partícula (*B) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	115
Figura 4.49 - Ampliação da região "A" descrita na imagem 4.46, região de propagação de trincas em meio a microvazios (*V), surgimento de dimples (*D) e “marcas de rio” (*M) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	116
Figura 4.50 - Ampliação das regiões descritas na imagem 4.49 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG)..	116
Figura 4.51 - Análise central da região 02 da fratura. Incidência de trincas secundárias em uma região de microvazios (*V) e surgimento de dimples (*D) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	117
Figura 4.52 - Propagação de trincas em regiões de microvazios (a) e (b) ) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	118
Figura 4.53 - Propagação de trinca seguida de região de dimples - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG)..	119
Figura 4.54 - (a) Final da região 02 de propagação, (b) ampliação da região final de propagação, com o aparecimento de várias micro trincas na superfície da fratura	

(aspecto de escamas) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	120
Figura 4.55 - Surgimento de trinca perpendicular ao plano de propagação da trinca principal, no limite da região de propagação com a região de fratura final - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	121
Figura 4.56 - Região da fratura final do corpo de prova 03. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....	121
Figura 4.57 - Superfície da fratura - Corpo de prova 04, (01) região da pré-trinca, (02) região de propagação plana até comprimento de 12,8 mm, e propagação em plano inclinado de 43° por mais 5,00 mm, (03) região de fratura final, direção T-S. ....	122
Figura 4.58 - Região inicial de propagação da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....	123
Figura 4.59 - Análise de uma região no início da pré-trinca, onde observou-se a propagação de trincas em uma região de descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	124
Figura 4.60 - (a) Existência de várias trincas na superfície da fratura com diferentes orientações, (b) Propagação de uma trinca com comportamento de bifurcação em um ponto de descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	125
Figura 4.61 - Região plana na superfície da fratura como a incidência de várias micro trincas (*E), e propagação de trincas em uma região central, em meio a microvazios - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	126
Figura 4.62 - Imagem capturada no centro da região 02 de propagação, região com incidência de várias frentes de propagação de trincas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	127
Figura 4.63 - (*C) Região de propagação de trincas em meio a partículas grosseiras, (*D) Observação de dimples na parede da trinca, (*E) Região plana com o surgimento de micro trincas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	127

Figura 4.64 - Região de desvio do plano de propagação da trinca principal. Incidência de trincas perpendiculares ao sentido de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	128
Figura 4.65 - Região da fratura final do corpo de prova 04. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....	129
Figura 4.66 - (a) e (b) Região inicial de propagação da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG)..	130
Figura 4.67 - Ampliação da região da trinca 01 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	131
Figura 4.68 - Região inicial de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....	131
Figura 4.69 - Ampliação da região *B da figura 4.68. (*C) Região plana com aspecto de escamas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	132
Figura 4.70 - Região central de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).....	133
Figura 4.71 - Região central de propagação da trinca principal, ampliação da trinca 1.1 observada na figura 4.70 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	134
Figura 4.72 - (a) Região próxima a fratura final, onde é possível observar uma região mais porosa. (b) Observação de dimples na superfície próxima a fratura final (*D). .....	135
Figura 4.73 - (a) e (b) Ampliação da região próxima a fratura final, observação de descoesão dos constituintes da partículas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	136
Figura 4.74 - Região de fratura final do corpo de prova 01, orientação L-T borda - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	137
Figura 4.75 - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográficas da região da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	138

Figura 4.76 - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região inicial de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG)..	139
Figura 4.77 - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região central da fratura principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	140
Figura 4.78 - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região da fratura final - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG). .....	141

## LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 2-1 - Série das ligas de alumínio trabalháveis - Modificado de (Association, 2016).</i> .....	30
<i>Tabela 2-2 - Série das ligas de alumínio fundidas (Association, 2016).</i> .....	30
<i>Tabela 2-3 - Caracterização básica das têmperas (Junior, 2007).</i> .....	34
<i>Tabela 2-4 - Composição química da liga de alumínio AA7050-T7451 (George E. Totten, 1996).</i> .....	37
<i>Tabela 2-5 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA7050 - T7451 (George E. Totten, 1996).</i> .....	37
<i>Tabela 3-1 - Valores médios obtidos das análises em seis posições distintas (Análise realizado no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e inovação CRTI-UFG).</i> .....	68
<i>Tabela 3-2 - Valores médios obtidos das análises em três posições distintas (Análise realizado no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e inovação CRTI-UFG).</i> .....	68
<i>Tabela 3-3 - Análise química da liga (Análise realizada pela empresa TORC).</i> .....	69
<i>Tabela 4-1 - Variação dos tamanhos de grão nos diferentes pontos de retirada das amostras, em função dos planos de laminação.</i> .....	78

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ANSI	American National Standards Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CP	Corpo de prova
CRTI	Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e inovação
CT	Compact Tension
CTS	Compact Tension Specimen
EPD	Estado plano de deformação
LCF	Low Cycle Fatigue
MF	Mecânica da fratura
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica
MTS	Mechanical testing and simulation
NASA	National Aeronautics and Space Administration
SAE	Society of Automotive Engineers
FEA	Finite Element Analysis
PSD	Power Spectral Density
DNPM	Departamento Nacional de Produção Mineral

## LISTA DE SÍMBOLOS

### Símbolos Latinos

$a$	Tamanho da trinca
$B$	Espessura do espécime
$B_{\min}$	Mínima espessura do espécime
$C$	Constante da equação de Paris
$\cos$	Cosseno
$dS$	Energia de superfície
$dU$	Energia de deformação liberada para o material
$E$	Módulo de elasticidade
$\varepsilon$	Deformação
$F$	Fator de forma
$G$	Taxa de liberação de energia
$h$	Altura do espécime
$m$	Expoente da equação de Paris
$K$	Fator de intensidade de tensão
$K_C$	Fator de intensidade de tensão crítico
$K_I$	Fator de intensidade de tensão em modo I
$K_{II}$	Fator de intensidade de tensão em modo II
$K_{III}$	Fator de intensidade de tensão em modo III
$K_{IC}$	Tenacidade à fratura sob estado plano de deformação
$K_t$	Fator de intensidade de tensão teórico
$K_{th}$	Fator de intensidade de tensão limiar (threshold)
$N$	Vida em fadiga
$R$	Razão de carregamento
$r$	Raio de curvatura na ponta da trinca
$r_p$	Raio da zona plastificada
$S$	Tensão
$\sin$	Seno
$U$	Energia total
$U_0$	Energia elástica
$V_m$	Abertura da boca da trinca

$W$	Largura do espécime
$Y$	Fator geométrico
$Y_I$	Fator geométrico em modo I
$Y_{II}$	Fator geométrico em modo II
$Y_{III}$	Fator geométrico em modo III

### Símbolos gregos

$\Delta$	Variação entre duas grandezas similares
$\sigma$	Tensão
$\sigma_x$	Tensão na direção x (normal)
$\sigma_y$	Tensão na direção y (normal)
$\sigma_z$	Tensão na direção z (normal)
$\sigma_{cr}$	Tensão crítica
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\tau_0$	Tensão cisalhante
$\tau_{xy}$	Tensor de tensões (cisalhante)
$\rho$	Raio de curvatura da trinca teórica
$\gamma$	Energia de superfície por unidade de área
$\delta_p$	Energia de superfície por unidade de área
$\delta_u$	Energia de superfície por unidade de área

### Símbolos químicos

$M_g$	Magnésio
$Z_n$	Zinco
$C_u$	Cobre
$C_r$	Cromo
$A_L$	Alumínio
$B_i$	Bismuto
$M_n$	Manganês
$P_b$	Chumbo
$S_i$	Silício

S<sub>i</sub>

Silício

N<sub>i</sub>

Níquel

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>23</b>
1.1	ASPECTOS GERAIS .....	23
1.2	HISTÓRICO DA FADIGA E MECÂNICA DA FRATURA.....	24
1.3	OBJETIVO DO TRABALHO.....	26
1.4	ARRANJO DA TESE.....	27
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>28</b>
2.1	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS .....	28
2.1.1	Histórico do Alumínio.....	28
2.1.2	Principais Ligas de Alumínio e suas Propriedades.....	29
2.1.3	Liga de Alumínio da Série 7XXX.....	30
2.2	PROCESSO DE LAMINAÇÃO.....	31
2.3	PROCESSO DE SOLUBILIZAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO .....	32
2.4	TÊMPERAS .....	33
2.5	ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL.....	34
2.6	LIGA DE ALUMÍNIO AA7050-T7451.....	35
2.7	MECÂNICA DA FRATURA LINEAR E ELÁSTICA.....	37
2.8	MODOS DE CARREGAMENTO .....	39
2.9	FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO .....	40
2.10	CURVA $da/dN$ versus $\Delta K$ .....	43
2.11	CAMPO DE VALIDADE DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR E ELÁSTICA.....	46
2.12	Formas de propagação da trinca entre os grãos do material.....	50
2.13	MECANISMOS DE FRATURA.....	52
2.13.1	Aspectos gerais .....	52
2.13.2	Fratura dúctil.....	52
2.13.3	Clivagem.....	54
2.13.4	Fratura intergranular .....	54
2.14	BIFURCAÇÃO E DESVIO DO PLANO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS .....	55
2.15	FRACTOGRAFIA EM CORPOS DE PROVA.....	57
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>61</b>

3.1	MATERIAL .....	61
3.2	ANÁLISE TAMANHO DE GRÃO .....	62
3.3	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DA LIGA EM ESTUDO.....	67
3.4	METODOLOGIA PARA ENSAIO MECÂNICO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA .....	69
3.4.1	Aspectos gerais .....	69
3.4.2	Dimensionamento e fabricação dos corpos de prova CT (Compact Tension).....	69
3.4.3	Processo de Execução da Pré-trinca.....	72
3.4.4	Ensaio de propagação de trincas por fadiga .....	74
3.4.5	Parâmetros para a execução dos ensaios.....	76
3.5	MÉTODO DE AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA .....	76
<b>4</b>	<b>RESULTADOS .....</b>	<b>77</b>
4.1	ANÁLISE DOS TAMANHOS DE GRÃOS .....	77
4.2	MICROGRAFIA NA DIREÇÃO DE ANÁLISE DA LIGA.....	79
4.3	RESULTADOS OBTIDOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS .....	82
4.4	CURVAS $da/dN$ versus $\Delta K$ .....	89
4.5	MICROGRAFIA DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA (CP-05).....	90
4.6	FRACTOGRAFIA NA SUPERFÍCIE DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA .....	100
4.6.1	Corpo de prova 01 (CP 01) - orientação T-S .....	100
4.6.2	Corpo de prova 02 (CP 02) - orientação T-S .....	103
4.6.3	Corpo de prova 03 (CP 03) - orientação T-S .....	110
4.6.4	Corpo de prova 04 (CP 04) - orientação T-S .....	122
4.6.5	Corpo de prova 01 (CP 01) - orientação L-T .....	129
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>142</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>143</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>Erro! Indicador não definido.</b>
<b>8</b>	<b>ANEXO “A” .....</b>	<b>148</b>
<b>9</b>	<b>ANEXO “B” .....</b>	<b>151</b>
<b>10</b>	<b>ANEXO “C” .....</b>	<b>152</b>
<b>11</b>	<b>ANEXO “D” .....</b>	<b>157</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 ASPECTOS GERAIS

O estudo da mecânica da fratura, juntamente com a fadiga, vem sendo aprimorado exponencialmente devido principalmente à exigência do mercado em relação ao aprimoramento da segurança, confiabilidade e redução de custos dos mais variados processos e mecanismos da engenharia.

Dentro deste contexto, a mecânica da fratura apresenta uma abordagem que permite aumentar a confiabilidade e segurança dos mais variados processos que sofreram os efeitos da fadiga. A ênfase principal da mecânica da fratura é a análise da propagação das trincas em seus diversos aspectos, principalmente no âmbito das tensões, dos modos de carregamento, da estimativa de vida e da taxa de propagação.

Na história, existem muitos registros de acidentes severos ocasionados por falhas ligadas à fadiga, dentre eles podemos citar: o acidente durante o voo 243 com o *Boeing 737* da *Aloha Airlines*, que em 28 de abril de 1988 teve parte de sua fuselagem arrancada devido a uma falha por fadiga, como pode ser visto na figura 1.1(a). (Airlines, 2016). Outro incidente grave ocorreu com o trem de alta velocidade ICE-884, no dia 03 de junho de 1998 na Alemanha (figura 1.1(b)), onde as análises feitas posteriormente definiram que o acidente ocorreu devido a uma fratura em uma das rodas do primeiro vagão, e que a falha na roda se deu devido à propagação de uma trinca por fadiga. (Volker Esslinger, 2003).



(a)



(b)

**Figura 1.1** - Exemplos de acidentes por falha de fadiga (a) Acidente durante o voo 243 da *Aloha Airlines* e (b) Acidente com o trem ICE 884 na Alemanha.

Apesar dos engenheiros conhecerem a relevância da fadiga nas estruturas, falhas por fadiga de componentes estruturais são ainda muito comuns. Um exemplo deste fato são os dados estatísticos que mostram que cerca de 60% do total de falhas em componentes aeronáuticos ocorrem por fadiga (S.K. Bhaumik et. al., 2008). Atualmente, com o avanço da tecnologia, é possível permitir a existência de trincas em uma determinada estrutura e monitorar seu crescimento, desde que suas dimensões e taxa de propagação sejam controladas.

Uma das principais indústrias que se beneficiam com o estudo da mecânica da fratura é a indústria aeronáutica, pois avanços nesta área aumentam a confiabilidade dos processos e reduzem a demanda excessiva por materiais e também os custos, já que as aeronaves são solicitadas constantemente por cargas de fadiga.

## 1.2 HISTÓRICO DA FADIGA E MECÂNICA DA FRATURA

Desde os anos 1830, a fadiga já se mostrava uma área da engenharia relevante a ser estudada. Um dos primeiros estudiosos nesta área foi o Alemão August Wöhler, conhecido como o “pai da fadiga”. Ele desenvolveu suas principais pesquisas no período de 1841 a 1899, onde trabalhou em importantes linhas férreas alemãs que sofriam constantemente com acidentes devido a falhas por fadiga. Inspirado nestas falhas, Wöhler desenvolveu importantes pesquisas relacionadas às respostas de materiais metálicos em cargas vibratórias com amplitude de tensão variável, e em 1870, relatou os resultados de seus testes realizados com os eixos ferroviários. Os testes consistiram em submeter os eixos ferroviários a diferentes níveis de carga e acompanhar a duração dos mesmos. Este estudo deu origem à curva de Wöhler ou S-N (Tensão-Vida), como é conhecida até os dias atuais. Este método de análise de fadiga é amplamente utilizado até hoje (Semrád, 2013).

O próximo grande avanço no estudo da fadiga veio de outro alemão, J. Bauschinger, que em 1886 documentou a variação das propriedades elásticas dos materiais devido à aplicação de cargas cíclicas, este efeito ficou conhecido como o efeito Bauschinger, ou ciclo de histerese. Em seguida o inglês Bairstow verificou a teoria do limite elástico natural e determinou os efeitos das cargas cíclicas na maioria dos metais. Estes estudos lançaram as bases para o trabalho posterior sobre a fadiga de baixo ciclo (LCF), pelos americanos Coffin e Manson na década

de 1950, eles consideraram os efeitos da deformação cíclica para o levantamento das curvas conhecidas como  $\epsilon$ -N (Deformação - Vida) (Joseph E. Shigley, 2004).

Em 1849, no debate IMechE (*Institution of Mechanical Engineers*) que aconteceu na Inglaterra, ficou definido que a fadiga era causada pela recristalização do metal, esta teoria ficou conhecida como 'Teoria da Recristalização'. Foi então que em 1903 dois ingleses, Ewing e Humphrey, opondo-se a teoria da cristalização, e principalmente devido à invenção do microscópio, revelou que todos os metais são de natureza cristalina, e que as falhas por fadiga são causadas pelo deslizamento da estrutura cristalina, que ocorre em planos de 45 graus em relação à direção da tensão principal (T. H. Lin, 1969).

Em 1920, o inglês Griffith deu início aos estudos da mecânica da fratura ao investigar propagações de trinca em vidros. Griffith estabeleceu uma relação entre a tensão de fratura e o comprimento da trinca. Essa relação foi o ponto inicial para o desenvolvimento da mecânica da fratura, e é conhecida como balanço energético de Griffith. Foi demonstrado também por Griffith, que os materiais possuíam imperfeições microscópicas que acabam servindo como concentradores de tensão, e devido a estas imperfeições ocorriam o surgimento e a propagação de trincas internas no material (Joseph E. Shigley, 2004).

No início da década de 1960, com base no trabalho de Griffith, Paul Paris apresentou o primeiro método sistemático para lidar com a propagação de trincas (a chamada lei de Paris). Paris deu um grande passo nos estudos da mecânica da fratura, mostrando que é o fator Intensidade de Tensões ( $K$ ) e não a tensão propriamente dita o parâmetro que controla a propagação das trincas. Foi uma das descobertas com maior relevância desde os tempos de Wöhler (Ribeiro, 2012).

O alemão H. Neuber em 1958 propôs um procedimento de correção devido à presença de entalhes. Esta análise foi realizada devido a modelos de fadiga locais fornecerem estimativas muito conservativas para a resistência à fadiga. Prevendo melhorar estes resultados, surgiram então os chamados modelos de fadiga não locais, que assumem que a resistência à fadiga depende de uma média das tensões em um volume finito de material ao invés de considerar um volume infinitesimal (Figueiredo, 2010).

Em 1968 Matsuishi e Endo desenvolveram o método de contagem de ciclos *Rainflow Counting* (Contagem fluxo de chuva, em tradução livre), o estudo foi inspirado nos carregamentos aleatórios ocasionados pela água das chuvas

escoando em telhados de templos conhecidos como “*Pagoda Roof*”<sup>1</sup>. Este foi um grande avanço para a extração de ciclos de fadiga de uma carga que varia aleatoriamente (Serrano, 2015).

No início da década de 1980, os avanços na tecnologia digital dos computadores ajudaram de forma expressiva na resolução de problemas complexos relacionados à fadiga. Estas soluções de computação se tornaram amplamente utilizadas no mundo das análises, utilizando dados obtidos por meio das deformações.

No início da década de 1990, o primeiro sistema disponível para análise de estruturas sujeitas a fadiga, o *software MSC Fatigue*, tornou-se disponível e foi responsável por relacionar a análise pelo método dos elementos finitos com as simulações relacionadas à fadiga, possibilitando aperfeiçoar projetos relacionados à fadiga através da simulação de modelos e de seus ambientes de carregamento no computador, com base em FEA (*Finite Element Analysis*) (MSC, 2016).

Na atualidade, o estudo da fadiga relacionado com a área da mecânica da fratura apresenta muitos avanços, principalmente devido à evolução tecnológica e a melhoria das ferramentas de processamento de dados. E estes estudos fazem-se necessários para o aprimoramento de componentes que estão sujeitos à fadiga.

Portanto, com a intenção de colaborar no aprimoramento dos conhecimentos da mecânica da fratura, surgiu a ideia da análise proposta neste trabalho, que irá auxiliar a compreender melhor o fenômeno da propagação de trincas na liga de alumínio 7050-T7451.

### 1.3 OBJETIVO DO TRABALHO

A presente dissertação visa analisar experimentalmente o comportamento de desvios de planos de propagação de trincas por fadiga em espécimes com variação nos tamanhos dos grãos, na liga de alumínio AA 7050-T7451 laminada.

Avaliar o comportamento de bifurcação ocorrido em corpos de prova CT retirados na direção T-S no ensaio de propagação de trincas de fadiga. Avaliar as

---

<sup>1</sup> A termo “*Pagoda Roof*” refere-se a uma típica arquitetura de templos japoneses, ondes os autores se inspiraram para desenvolver uma análise que constitui-se em analisar as tensão ou deformação em função do tempo, plotado de forma que o eixo do tempo fique verticalmente para baixo, os autores imaginaram linhas indo diagonalmente de uma reversão até uma amplitude sucessora. Mesmo comportamento da chuva escorrendo dos telhados dos templos citados.

superfícies de fratura dos corpos de prova na direção T-S e o comportamento da propagação da trinca perante os grãos do material.

Avaliar e comparar as superfícies de fratura de corpos de prova na direção T-S com a direção L-T, buscando identificar as semelhanças e as diferenças existentes entre as superfícies de fratura.

#### 1.4 ARRANJO DA TESE

Neste primeiro capítulo são apresentados os aspectos gerais da mecânica da fratura, um histórico geral da fadiga e da mecânica da fratura, citando os principais estudiosos destas áreas e suas contribuições para a comunidade científica, e por fim é descrito o objetivo principal deste trabalho.

O segundo capítulo consta a revisão bibliográfica, onde a liga em estudo (7050-T7451) é caracterizada, e é amplamente descrito os principais aspectos da mecânica da fratura, como o fator de intensidade de tensão ( $K$ ), a concentração de tensões na ponta da trinca, o diagrama  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , o campo de validade da mecânica da fratura linear elástica, além das principais equações para a caracterização da teoria.

No terceiro capítulo são apresentados os principais métodos para a análise do material e as normas técnicas para a execução dos ensaios e fabricação dos corpos de prova, além dos equipamentos e técnicas utilizados para a obtenção dos resultados.

No quarto capítulo são apresentados os dados coletados dos ensaios de propagação de trincas, as análises das micrografias e as fractografias dos corpos de prova.

No capítulo cinco são apresentadas as conclusões obtidas, no capítulo seis são apresentadas as sugestões de trabalhos futuros, e no capítulo sete é apresentada a bibliografia utilizada no trabalho e nos anexos são apresentados os relatórios dos ensaios realizados, o projeto do corpo de prova e os laudos das análises químicas do material.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

#### 2.1.1 Histórico do Alumínio

A produção em escala industrial do alumínio teve início em 1886, quando Charles Martin Hall nos Estados Unidos e Louis Toussaint Héroult na França, conseguiram chegar ao metal puro por meio da dissolução eletrolítica de óxido de alumínio (alumina), em um banho de criolita. Este método de produção ainda é o mais utilizado até os dias atuais, e é conhecido como processo Hall-Héroult. (ABAL, 2016).

Em 1906, Alfred Wilm conseguiu desenvolver um método de endurecimento de uma liga de Al-Cu (Alumínio-Cobre) através do processo de solubilização seguido de precipitação natural, foi então que ocorreu o pontapé inicial na utilização do alumínio em larga escala para a construção de componentes aeronáuticos. Esta liga, conhecida na época como duralumínio foi largamente utilizada durante a primeira guerra mundial (1914-1918) para a criação de componentes mais leves e resistentes, isso impulsionou diretamente a indústria do alumínio. Desde então o alumínio vem ganhando força mundialmente e pode ser encontrado em praticamente todos os seguimentos da economia (CAMARGO, 2007).

Já na década de trinta ainda havia a necessidade de reduzir ainda mais o peso das aeronaves, foi então que surgiram as ligas da série 2XXX (Al-Cu-Mg/Si), que além de peso reduzido ainda apresentava elevada resistência mecânica, alta ductilidade e boa usinabilidade. Na década de quarenta, foi desenvolvida a liga 7075 na condição T6, submetida aos processos de solubilização e envelhecimento artificial, sendo utilizada em componentes das aeronaves B29 durante a segunda guerra mundial (1939-1945). Nos anos sessenta ocorreram avanços nos estudos da mecânica da fratura linear e elástica, o que revelou a necessidade de aprimorar as ligas principalmente no âmbito da resistência e da tenacidade à fratura. Foi então que na década de setenta surgiram às ligas da série AA 7XXX, e com principal destaque para a liga 7050-T74, que apresentava alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão, tenacidade à fratura e resistência à fadiga mais elevadas.

Desde então, as ligas de alumínio de alta resistência vem evoluindo, devido a recorrente necessidade de produtos com características específicas para determinadas aplicações (ABAL, 2016).

Sobre a produção de Alumínio, de acordo com um levantamento feito em 2013, o Brasil aparece em terceiro lugar no *ranking* mundial de produção de bauxita com 12,7% do total produzido, o que representa 32,8 milhões de toneladas. A bauxita é o principal minério para fabricação de alumínio, contendo de 35 a 40% de óxido de alumínio (DNPM, 2016).

### **2.1.2 Principais Ligas de Alumínio e suas Propriedades**

O alumínio na sua forma pura apresenta níveis baixos de resistência mecânica e dureza quando submetido a esforços mecânicos, por isso, foi necessário trabalhar a liga pura para obter melhores características para usos específicos (ABAL, 2016).

Para aprimorar a resistência de uma liga vários processos podem ser adotados, para cada caso específico métodos diferentes podem ser aplicados. Os principais são: acréscimo de elementos químicos, laminação, prensagem, estiramento, tratamentos térmicos, dentre outros (A. Heinz et al, 2000).

No caso das ligas de alumínio os elementos químicos mais utilizados são: zinco, silício, manganês, magnésio e cobre. As proporções de adição destes elementos variam dependendo diretamente das características da liga que se deseja obter. As manipulações das ligas de alumínio são feitas visando à contínua melhoria das propriedades mecânicas, como, aumento da tenacidade à fratura, melhoria da resistência à fadiga e aumento da resistência a corrosão (ABAL, 2016).

A *Aluminum Association* caracteriza as ligas de alumínio em dois grupos, as ligas trabalháveis e as ligas fundidas. A nomenclatura utilizada para caracterizar as ligas trabalháveis são quatro dígitos, no formato XXXX, sendo o primeiro dígito responsável por caracterizar a série da liga, informando qual o principal elemento de liga. O segundo dígito, se diferente de zero, indica a ocorrência de modificação na liga básica. Já o terceiro e o quarto dígito identificam o grupo de composição específica (Association, 2016).

Já para as ligas fundidas a nomenclatura é dividida em três dígitos agrupados, e um separado por um ponto, no formato XXX.X. O primeiro dígito, conforme a mesma ideologia das ligas trabalháveis indica a série a qual a liga pertence e o principal elemento de liga. O segundo e terceiro dígito caracterizam as ligas de composição específica; o quarto dígito se for zero, indica peça fundida em moldes, e se o dígito for um, indica o material na forma de lingote (Sérgio Ricardo C. de Mello, 2009).

Nas tabelas 2-1 e 2-2 estão representadas as séries, e as composições químicas das ligas trabalháveis e fundidas, respectivamente.

**Tabela 2-1** - Série das ligas de alumínio trabalháveis - Modificado de (Association, 2016).

<b>Alumínio e suas ligas – Trabalháveis</b>	
<b>Designação da Série</b>	<b>Indicação da Composição (Principais elementos de liga)</b>
1XXX	99% mín. de Alumínio
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco

**Tabela 2-2** - Série das ligas de alumínio fundidas (Association, 2016).

<b>Alumínio e suas ligas – Fundidas</b>	
<b>Designação da Série</b>	<b>Indicação da Composição (Principais elementos de liga)</b>
1XX.X	99% mín. de Alumínio
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício e cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não utilizada
7XX.X	Zinco

### 2.1.3 Liga de Alumínio da Série 7XXX

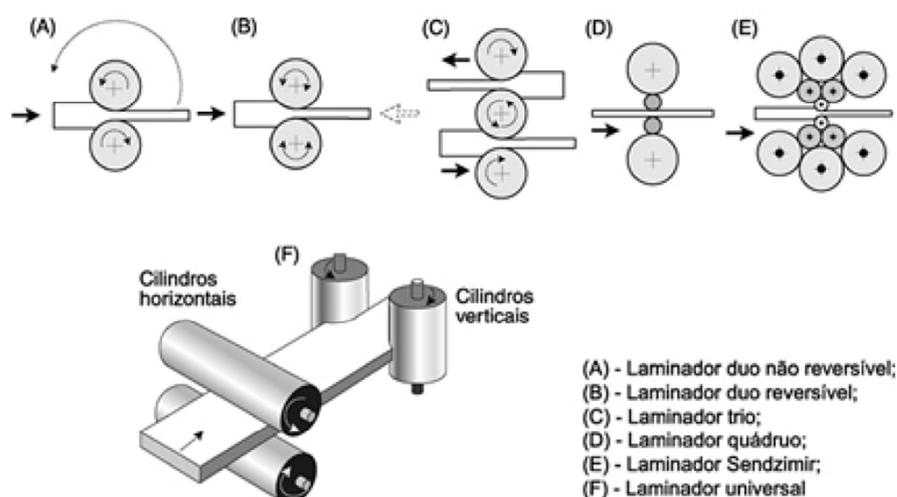
Nesta série o zinco (Zn) é o principal elemento de liga, e pode ser encontrado em quantidades de 1 a 8%, sendo adicionado juntamente com Magnésio (Mg), proporcionando assim uma liga com elevada resistência mecânica, devido à possibilidade de tratamento térmico. Outros elementos de liga como cobre (Cu) e Cromo (Cr) também podem ser encontrados em pequenas quantidades (ALCOA, 2016).

As ligas desta série são conhecidas por terem elevada dureza, característica que está diretamente ligada ao modo de fabricação, no qual a liga é sujeita a processos como: tratamento térmico controlado, precipitação e envelhecimento (ABAL, 2016). Ligas desta série são bastante utilizadas em componentes aeronáuticos, devido as excelentes propriedades mecânicas apresentadas (E. A. Stake, 1995).

## 2.2 PROCESSO DE LAMINAÇÃO

A laminação consiste em um processo de fabricação mecânica que reduz a seção transversal por meio da compressão do material, o processo ocorre devido à passagem do material entre dois rolos que possuem eixos paralelos e que giram em torno de si mesmos, com sentidos de rotação contrários um em relação ao outro. Neste processo ocorre uma importante modificação na microestrutura da liga, a deformação produzida pela laminação altera as características microestruturais da liga. Quando submetida à laminação a quente, a liga bruta de fundição tem suas microestruturas celulares refinadas (Chiaverini, 1996).

No processo de laminação existem dois tipos mais usuais, são eles: a laminação a quente e laminação a frio. Dependendo do resultado desejado existem diferentes tipos de laminadores, na figura 2.1 estão exemplificados os principais tipos de laminadores utilizados (Chiaverini, 1996).



**Figura 2.1** - Principais tipos de laminadores (ABAL, 2016).

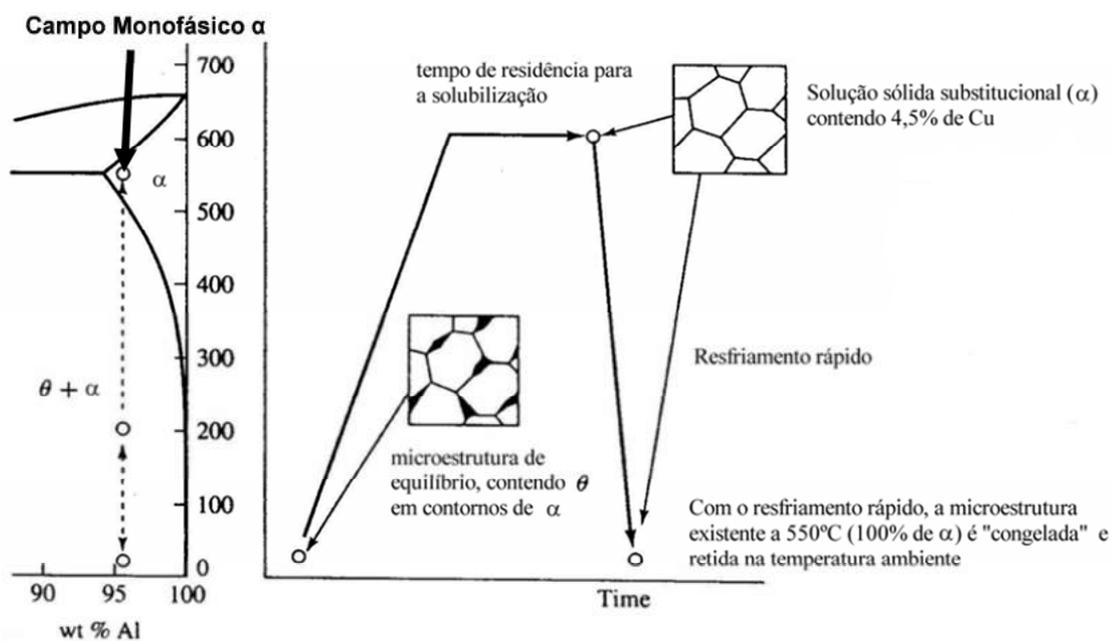
No processo de laminação a quente a liga é aquecida a uma temperatura mínima de aproximadamente 350°C, temperatura igual à de recristalização do alumínio. Nesta temperatura a liga apresenta ductilidade máxima, e neste processo ocorre a recristalização dinâmica na deformação plástica (ABAL, 2016).

Já na laminação à frio, o processo é realizado em temperaturas bem inferiores às de recristalização do material. A matéria prima é originária da laminação a quente, e nesse processo a laminação é feita utilizando laminadores quádruplos, reversíveis ou não, sendo os não reversíveis mais empregados. O número de passes está diretamente ligado à espessura inicial da matéria-prima, da têmpera realizada no produto, da liga e da espessura final desejada (ABAL, 2016).

A deformação a frio provoca o encruamento do alumínio, com isso proporciona aumento dos limites de resistência à tração e ao escoamento, além de proporcionar diminuição do alongamento. Este processo produz um metal com bom acabamento superficial e preciso controle dimensional (Chiaverini, 1996).

### **2.3 PROCESSO DE SOLUBILIZAÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO**

O processo de solubilização consiste no aquecimento da liga até atingir uma temperatura elevada, próxima à temperatura de fusão. Nesta configuração, os todos os elementos da liga encontram-se dissolvidos no alumínio, formando uma única fase. Essa dissolução dos elementos presentes na liga demora um determinado tempo para ser concluída, e esse tempo deve ser o suficiente para que haja a total dissolução de todos os componentes da liga na matriz de alumínio, que consistirá em uma estrutura uniforme e monofásica da solução sólida. Na figura 2.2, apresenta-se o diagrama Temperatura versus Tempo para o tratamento térmico de solubilização (Sérgio Ricardo C. de Mello, 2009).



**Figura 2.2** - Diagrama de solubilização (a) e têmpera (b) da liga de alumínio - Modificado de (Sérgio Ricardo C. de Mello, 2009).

## 2.4 TÊMPERAS

As têmperas aplicadas nas ligas de alumínio tratáveis termicamente são normalizadas pela *American National Standards Institute* (ANSI) H35.1. A caracterização é feita na sequência de tratamento, sendo eles: mecânico, térmico, ou ambos. Estes tratamentos são utilizados para obter propriedades específicas do material (Junior, 2007).

A nomenclatura da têmpera consiste em uma letra maiúscula individual, e caso exista alguma subdivisão da têmpera básica elas são descritas por um ou mais dígitos após a letra maiúscula. Os dígitos numéricos são responsáveis por identificar a sequência de tratamentos, que caracteriza as propriedades específicas da liga. As têmperas são caracterizadas basicamente pelas letras "O", "W", "T", "F" e "H" (Junior, 2007). Na tabela 2-3 pode-se observar a caracterização das têmperas básicas das ligas de alumínio.

**Tabela 2-3** - Caracterização básica das têmperas (Junior, 2007).

<b>Caracterização da têmpera</b>	<b>Características obtidas</b>
"O"	Material Recozido – Têmpera com o menor valor de resistência.
"W"	Material em Condição Instável – Têmpera obtida após solubilização.
"T"	Material tratado termicamente, para produzir uma têmpera estável e diferente de "O".
"F"	Material como fabricado.
"H"	Material endurecido por deformação.

No caso em estudo, a tempera ocorre após o processo de solubilização, onde a liga é submetida a um resfriamento rápido, geralmente realizado por imersão em água, este processo previne temporariamente que os constituintes da liga precipitem durante o resfriamento. Porém esta condição resulta em estruturas instáveis, e gradualmente os constituintes precipitam-se de maneira extremamente fina, alcançando assim o máximo efeito de endurecimento (Junior, 2007).

## 2.5 ENVELHECIMENTO ARTIFICIAL

Após o processo de solubilização e de têmpera, o material ainda pode ser endurecido por meio do envelhecimento, podendo ser tanto natural como artificial. Se for adotado o envelhecimento natural, o mesmo ocorre em temperatura ambiente e apresenta tempo de conclusão elevado. Já no envelhecimento artificial, o processo ocorre em uma faixa de temperatura de 120°C a 200°C, e com menor tempo de conclusão (George E. Totten, 1996).

Neste caso, para as ligas da série 7XXX, os valores de resistência mecânica máximos só são obtidos mediante a precipitação dos elementos de liga em temperaturas da ordem de 120°C a 200°C por um determinado período de tempo, para atingir os valores máximos de resistência mecânica da liga. Este aumento da temperatura do material acima da temperatura ambiente proporciona a formação de

precipitados metaestáveis <sup>2</sup>, compatíveis com a matriz da solução sólida, proporcionando assim aumento da dureza (Junior, 2007).

No processo de envelhecimento, com o decorrer do tempo acontece a formação dos precipitados, tanto no interior da matriz quanto nos contornos de grãos, este processo gera mudanças microestruturais de grande importância, cuja consequência direta é um incremento das propriedades mecânicas da liga (Junior, 2007).

## 2.6 LIGA DE ALUMÍNIO AA7050-T7451

Esta liga é uma das principais utilizadas para fabricação de componentes aeronáuticos e é constituída basicamente dos elementos Al, Zn, Mg e Cu.

Sempre que trabalha-se com componentes da indústria da aviação existe uma grande preocupação com a escolha do material adequado, por diversos fatores, como a necessidade de alta resistência a corrosão, alta tenacidade à fratura, alta resistência à fadiga e peso específico reduzido.

Em uma aeronave, pode-se citar como exemplo de componentes feitos desta liga, o revestimento superior das asas e os estabilizadores verticais e horizontais (E. A. Stake, 1995). A grande utilização desta liga mantém viva a evolução da pesquisa para a constante melhoria de componentes, não só na indústria aeronáutica, mas também em diversos setores industriais. Na figura 2.3 observa-se alguns componentes de aeronaves fabricados com ligas da série 7XXX.

---

<sup>2</sup> O termo metaestável refere-se a um estado do material que não é considerado estável, ou seja, sofre alterações em suas características no decorrer do tempo, mas possui uma taxa de deterioração extremamente lenta, podendo persistir na configuração metaestável indefinidamente, sofrendo apenas pequenas mudanças que podem ser praticamente imperceptíveis (William D. Callister, 2012).



**Figura 2.3** - Componentes de uma aeronave em ligas de alumínio da série 7XXX - Modificado de (E. A. Stake, 1995).

Esta liga possui algumas particularidades específicas, e partindo de sua nomenclatura pode-se caracterizá-las. Como apresentado no item 2.2, esta liga está classificada no grupo das ligas trabalháveis, e conforme apresentado pela *Aluminum Association* são caracterizadas por quatro dígitos.

O primeiro dígito é responsável pela designação da série e descreve o principal elemento de liga, neste caso o Zinco (Zn). Como neste caso o segundo dígito é zero, indica que a liga básica Al-Zn não sofreu modificação, ou seja, não possui impureza além do limite natural. O terceiro e quarto dígito são responsáveis por identificar a liga em um grupo, onde é caracterizada a composição de cada um dos elementos da liga (ABAL, 2016).

O segundo conjunto alfanumérico define os processos de tratamento sob os quais a liga foi submetida. A letra T sempre é acompanhada por um número que representa a sequência específica de tratamentos básicos da liga. No caso em estudo tem-se a sequência T7, que determina que a liga foi solubilizada e estabilizada, estes processos são aplicados para levar a liga além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica específica. O dígito 4 indica a ocorrência de variação do tratamento térmico, neste caso resfriamento rápido. Os últimos dois dígitos 5 e 1 indicam que a liga foi submetida a alívio de tensão por estiramento permanente (onde pode ocorrer

até 2% na variação da dimensão original), seguido de duplo envelhecimento artificial. (Sérgio Ricardo C. de Mello, 2009)

Nas tabelas 2.4 e 2.5 observam-se todas as informações relacionadas a propriedades químicas e mecânicas da liga AA7050 – T7451, respectivamente.

**Tabela 2-4** - Composição química da liga de alumínio AA7050-T7451 (George E. Totten, 1996).

<b>Liga de Alumínio AA7050 – T7451 (Propriedades Químicas)</b>	
<b>Composição: <math>AlZn_6CuMgZr</math> Sendo:</b>	<b>% Em peso (Wt)</b>
Al	87,3 a 90,3
Bi – Máximo	0,05
Cr – Máximo	0,04
Cu	2,0 a 2,6
Mg	1,9 a 2,8
Mn – Máximo	0,1
Pb – Máximo	0,06
Si – Máximo	0,12
Zn	5,7 a 6,7

**Tabela 2-5** - Propriedades mecânicas da liga de alumínio AA7050 - T7451 (George E. Totten, 1996).

<b>Liga de Alumínio AA7050 – T7451 (Propriedades Mecânicas)</b>	
Densidade	2,83 g/cm <sup>3</sup>
Dureza Brinell	132 em carga de 500 Kg e esfera de 10 mm
Limite de Resistência à Tração	524 Mpa
Módulo de Elasticidade	71,7 GPa
Limite de Resistência ao Cisalhamento	303 Mpa
Limite de Escoamento	454 Mpa
$K_{IC}$	37 MPa $\sqrt{m}$

## 2.7 MECÂNICA DA FRATURA LINEAR E ELÁSTICA

Um dos principais objetivos da mecânica da fratura linear e elástica (MFLE) é poder detectar e acompanhar a existência e a propagação de trincas, e com isso saber se o componente com a presença de uma trinca irá falhar ou não a partir da aplicação de uma carga (Strohacker, 2013).

Ao se falar de fratura é muito importante lembrar que é um assunto que engloba vários campos da ciência, como a física, a resistência dos materiais e a mecânica do contínuo, portanto a fratura deve ser tratada como uma área que abrange grande diversidade de conhecimento (Rosa, 2002).

A separação de duas ou mais partes de uma peça ocorre pela propagação de trincas no material. Estas trincas podem se propagar rapidamente (como no caso de uma falha por escoamento) ou pode se propagar de forma mais lenta, como no caso

de trincas em componentes com baixos valores de sollicitação mecânica. A velocidade com que a trinca se propagará no material depende diretamente das condições sob as quais o material está sendo sollicitado. A trinca se inicia em ponto do material, a partir do deslizamento dos planos cristalinos, que dão origem a uma microtrinca, e então esta microtrinca começa a propagar-se pelos grãos vizinhos, e aumenta de tamanho a cada novo ciclo de carregamento, até que atinja um tamanho onde começa a apresentar um comportamento de propagação estável (Dowling, 2008). De acordo com Griffith (1920), a propagação de trincas também pode ocorrer a partir de defeitos internos do material, sejam eles de ordem macroscópica ou não, que acabam servindo como concentradores de tensão. A vida em fadiga de um componente que já possua a presença de uma microtrinca está relacionada diretamente com a velocidade de propagação da trinca  $da/dN$  e a variação do fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) no carregamento cíclico. Outras características que também influenciam a propagação da trinca é o modo de carregamento, geometria do espécime e o material (Rosa, 2002).

Como efeito de sua propagação, e de seu conseqüente aumento de tamanho, a trinca a partir de um determinado tamanho começa a se tornar demasiadamente grande para que o material suporte sua presença, então ocorre o último estágio da propagação, que consiste na propagação instantânea da trinca pelo material remanescente do componente, ocasionando sua ruptura.

As análises da Mecânica da Fratura dividem-se basicamente em dois comportamentos: Linear Elástico (MFLE) e Elastoplástico (MFEP), ambos os comportamentos estão relacionados diretamente com o tamanho da zona plástica na ponta da trinca e a espessura do espécime. A espessura será responsável por caracterizar se o regime predominante é o estado plano de deformações (estado triaxial de tensões) em que a MFLE é aplicável, ou estado plano de tensão (estado biaxial de tensões) onde a MFEP é aplicável.

Esta dissertação se restringirá a análise do comportamento linear elástico, devido às análises serem feitas a partir da teoria da elasticidade e no estado plano de deformações<sup>3</sup>.

---

<sup>3</sup> No estado plano de deformação ocorre a existência de tensões nos três eixos coordenados, porém em um destes eixos a deformação é muito pequena, podendo ser desconsiderada, ou seja, neste estado de tensões uma das direções é considerada livre deformações.

## 2.8 MODOS DE CARREGAMENTO

Quando se analisa um corpo que contenha uma trinca é de suma importância conhecer seus modos de carregamento. Normalmente ele se encontra nos modos I, II ou III, ou ainda em uma combinação destes três modos, como pode ser observado na figura 2.4. Para cada modo de carregamento existe um fator geométrico ( $Y$ ) diferente, este valor pode ser obtido pela razão entre “a” e “b”, onde “a” é o comprimento da trinca e “b” a espessura do espécime.

Tipicamente o modo de carregamento I é considerado como o mais crítico dentre os três, pois apresenta uma maior facilidade de separação das fibras no plano de ruptura. Devido a estas características, as maiorias das análises são feitas em modo I, e com isso firmou ser  $K_I$  como nomenclatura principal para o fator de intensidade de tensão. Contudo, para cada modo existe uma equação que caracteriza seu fator específico, como observa-se nas equações 2.1, 2.2 e 2.3 (Rosa, 2002). Onde  $\sigma_0$  é a tensão nominal e “a” o comprimento da trinca.

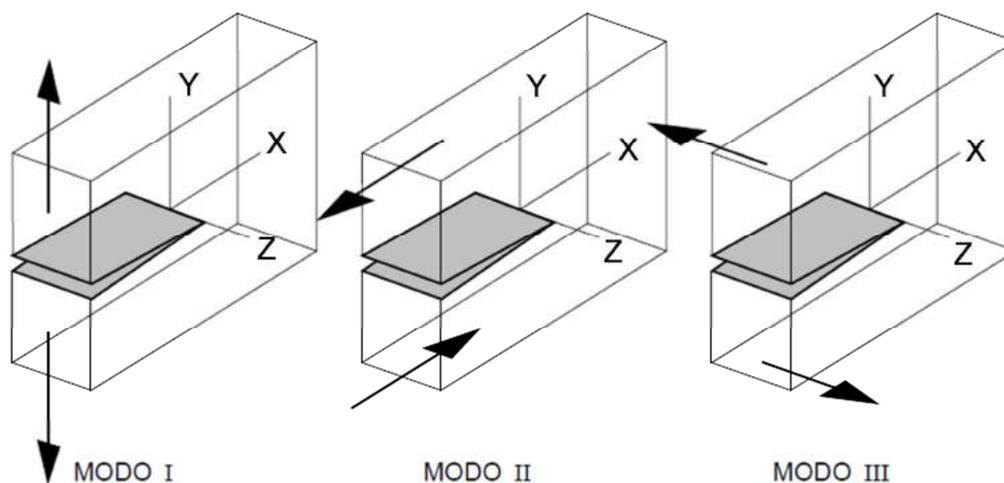


Figura 2.4 - Modos de carregamento - Modificado de (Rosa, 2002).

$$K_I = Y_I \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (\text{Modo I}),$$

Equação 2.1

$$K_{II} = Y_{II} \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (\text{Modo II}),$$

Equação 2.2

$$K_{III} = Y_{III}\sigma_0\sqrt{\pi a} \quad (\text{Modo III}).$$

Equação 2.3

## 2.9 FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO

Para a caracterização dos efeitos de uma trinca, no âmbito da concentração de tensão, pode ser utilizado de forma analítica uma geometria elíptica para a trinca, e posteriormente considera-se a trinca como um achatamento limite desta elipse. Observando a figura 2.5 nota-se que com o achatamento da elipse o semieixo “b” tende a zero, logo a elipse tende a se tornar uma trinca de comprimento  $2a$ .

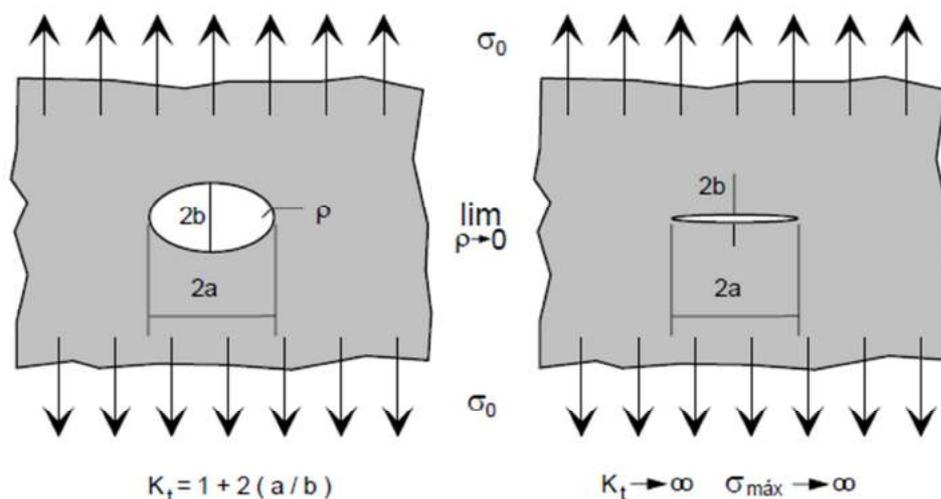


Figura 2.5 - Placa com orifício elíptico onde o limite do raio  $\rho$  tende a zero (Rosa, 2002).

Para caracterizar o menor raio de curvatura da elipse é utilizada a equação 2.4. Neste caso a tensão máxima pode ser calculada pela equação 2.5.

$$\rho = \frac{b^2}{a}.$$

Equação 2.4

Onde  $a$  representa o tamanho da trinca (medido a partir de um sistema de coordenadas com origem no centro do furo da placa),  $b$  representa a altura da trinca medida a partir da origem do sistema de coordenadas e  $\rho$  representa o raio de curvatura da trinca.

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_0 \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right).$$

Equação 2.5

A análise de uma trinca sob o efeito de concentração de tensão pode ser analisada pelo critério de Griffith, considerando uma solução para uma fissura elíptica, sendo que a trinca é caracterizada pela condição limite de achatamento desta elipse, neste caso a tensão máxima é dada pela equação 2.5, e o fator de concentração de tensão  $K_t$  (fator de concentração de tensão para uma trinca elíptica) é calculado pela equação abaixo.

$$K_t = 1 + 2 \left( \frac{a}{b} \right),$$

Equação 2.6

Porém, se for considerado o menor raio de curvatura ( $\rho$ ), o fator de concentração de tensão pode ser reescrito a partir da equação 2.5, ficando como demonstrado na equação 2.7 (Rosa, 2002).

$$K_t = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}}.$$

Equação 2.7

Analisando as equações acima descritas, se for considerado uma trinca com raio  $\rho$  tendendo a zero, tem-se o fator de concentração de tensão  $K_t$  tendendo ao infinito, com isso a tensão máxima também tenderá ao infinito.

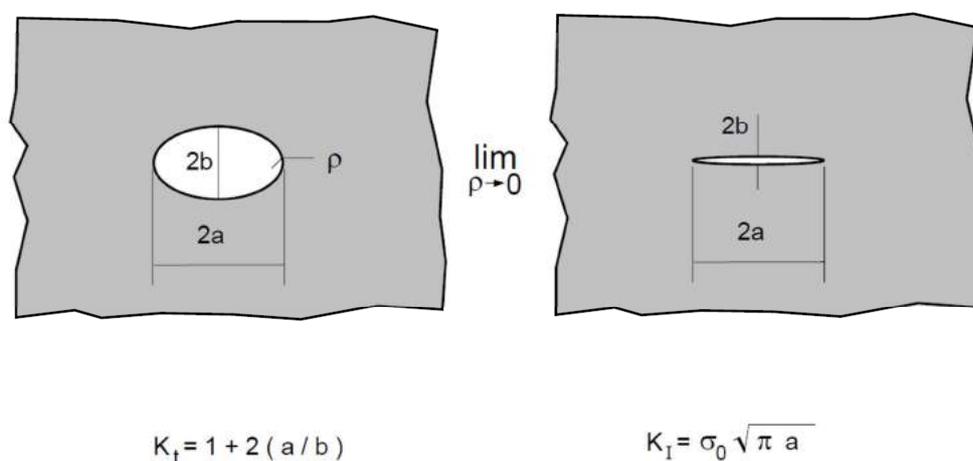
Partindo desta análise, o fator de concentração de tensão não é uma ferramenta útil para a resolução de problemas práticos, pois para qualquer valor da tensão nominal ( $\sigma_0$ ) diferente de zero a tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) sempre tenderá ao infinito, o que não é interessante do ponto de vista da engenharia. Com isso, surge à necessidade de definir o fator intensidade de tensão como possível de ser obtido

pele limite do produto máximo da tensão máxima pela raiz do raio de curvatura ( $\rho$ ) como observa-se na equação 2.8 (Rosa, 2002).

$$K_I = \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma_{m\acute{a}x} \cdot \sqrt{\rho} \cdot \frac{\sqrt{\pi}}{2},$$

Equação 2.8

Para esta análise a tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x.}$ ) tende ao infinito, porém o produto da equação tem um limite definido, este limite resulta no fator de intensidade de tensão  $K_I$ . Portanto, considerando uma trinca elíptica,  $K_t$  é descrito pela equação 2.7, logo a tensão máxima será calculada pela equação 2.5. Substituindo a tensão máxima da equação 2.8, tem-se uma equação geral para o cálculo de  $K_I$ , como pode ser observado na equação 2.10. Vale ressaltar a diferença entre  $K_I$  e  $K_t$ , pois o fator de concentração de tensão é adimensional, enquanto o fator de intensidade de tensão tem como unidade  $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ , no sistema internacional. Na figura 2.6 pode-se observar o campo de validade de  $K_t$  e  $K_I$  na análise de uma trinca.



**Figura 2.6** - Ilustração do campo de validade do fator de concentração de tensão e do fator de intensidade de tensão.

$$K_I = \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma_0 \left( 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \sqrt{\rho} \frac{\sqrt{\pi}}{2},$$

Equação 2.9

$$K_I = \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma_0 \sqrt{\rho} \frac{\sqrt{\pi}}{2} + \lim_{\rho \rightarrow 0} \sigma_0 \sqrt{a} \sqrt{\pi},$$

Equação 2.10

Logo se obtém a equação geral simplificada para o cálculo do  $K_I$ , equação 2.11.

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{\pi \cdot a}.$$

Equação 2.11

Para esta análise será considerado o campo de tensões nas redondezas da ponta da trinca, e para tal, será utilizado o fator de intensidade de tensão  $K$ . Após obter o valor de  $K$  é possível fazer uma comparação com o valor de tenacidade à fratura do material  $K_{IC}$  (máximo valor de resistência do material à intensidade de tensões na ponta de uma trinca). Se a relação  $K < K_{IC}$  for válida um dado material pode resistir à presença de uma trinca sem a ocorrência de uma fratura frágil.

Mediante esta relação conclui-se que a existência de uma trinca não necessariamente compromete a integridade de uma estrutura, e utilizando os métodos da mecânica da fratura é possível acompanhar o crescimento de uma trinca até o momento em que sua presença se torne inviável.

## 2.10 CURVA da/dN versus $\Delta K$

A curva da/dN versus  $\Delta K$  representa o crescimento da trinca (em mm/ciclo) em função dos respectivos valores de  $\Delta K$ . Considerando a análise de um ensaio mecânico o crescimento da trinca é acompanhado e para cada instante o fator de intensidade de tensão também é registrado.

No início da propagação a velocidade de crescimento é pequena, mas a medida com que a trinca cresce a velocidade de propagação também aumenta, até que ocorra em algum momento a ruptura final do corpo de prova. Este comportamento da trinca pode ser observado no gráfico apresentado na figura 2.7, onde é possível observar o comportamento da trinca pelo gráfico de da/dN versus  $\Delta K$  (Rosa, 2002).

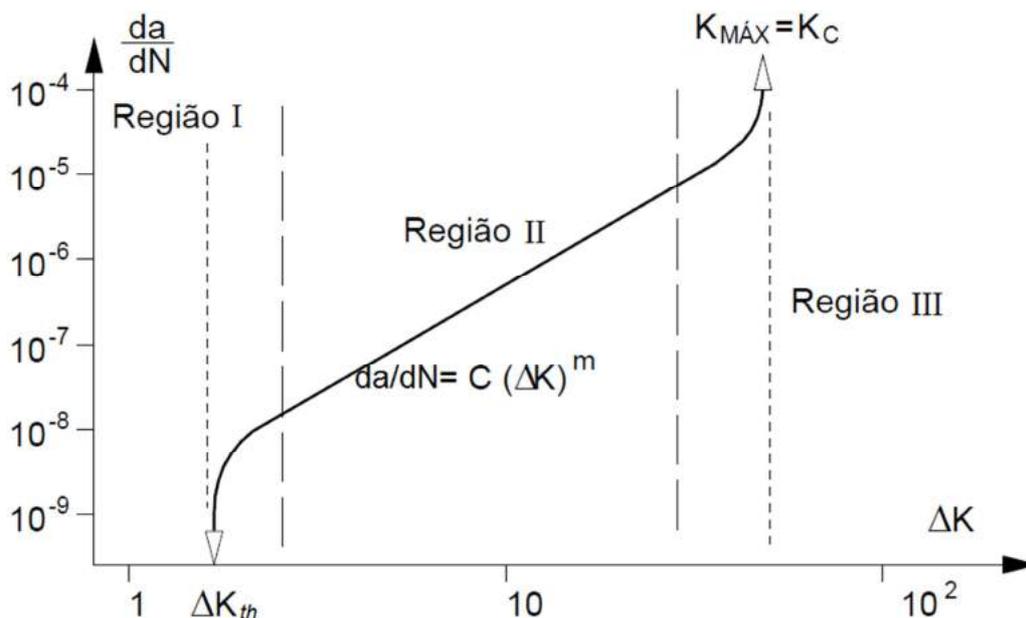


Figura 2.7 - Regiões de propagação da trinca - Modificado de (Rosa, 2002).

Como pode ser observado na figura acima, para analisar o crescimento de uma trinca é necessário conhecer as regiões do gráfico  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , que se dividem em região I, II e III.

A região I abrange o comportamento inicial da trinca, e as principais características que influenciam a trinca nesta região são: microestrutura do material, condições do ambiente e a tensão média sob a qual o elemento está sujeito. Como nesta primeira fase de crescimento o tamanho da trinca ainda é muito pequeno, o agrupamento, tamanho e alongamento dos grãos podem influenciar no crescimento da trinca e na velocidade de propagação, que é muito baixa em relação a velocidade das demais regiões. Outra característica importante a ser levantada com relação à região I é o valor da intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) mínima para propagação da trinca (que apresenta uma peculiaridade nesta área do gráfico). Na região I existe um valor mínimo de  $\Delta K$  conhecido como  $\Delta K_{th}$  ( $\Delta K$  *threshold*), este valor mínimo é responsável pela garantia de propagação da trinca, ou seja, se o valor do fator de intensidade de tensão for menor que o valor de intensidade de tensão limiar ( $\Delta K_{th}$ ) a trinca se encontrará com velocidades de propagação tão baixas que podem ser consideradas nulas (Dowling, 2008).

Na região II do gráfico ocorre uma linearidade entre  $\log (da/dN)$  e  $\log (\Delta K)$ , que pode ser representada pela equação de Paris descrita abaixo.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m.$$

Equação 2.12

Na equação acima  $C$  e  $m$  são as constantes da equação de Paris, obtidas através de ensaios laboratoriais padronizados, e são consideradas como constantes de material. Como a região II é controlada pela equação 2.12, a trinca se propaga de maneira ordenada. Esta região sofre pequena influência da microestrutura, da tensão média, do ambiente de ensaio e da espessura.

Na região III do gráfico ocorre um aumento significativo da velocidade de propagação da trinca  $da/dN$ , para pequenos acréscimos no valor de  $\Delta K$ . Nesta área do gráfico o valor de  $K_{m\acute{a}x}$  durante os ciclos de carregamento é da ordem de  $K_{IC}$ , com isso a tendência da trinca é propagar de forma instantânea, ocorrendo assim à ruptura do componente. Nesta região existe grande influência microestrutural, da tensão média e da espessura, e pequena influência do ambiente do ensaio.

A vantagem em utilizar a mecânica da fratura para a análise da propagação de trincas de fadiga é a viabilidade de poder utilizar todas as variáveis relevantes, como a tensão nominal, tamanho da trinca, geometria do componente e até mesmo o comportamento plástico do material em um único parâmetro:  $\Delta K$  (Rosa, 2002).

Para esta análise será considerado o campo de tensões nas redondezas da ponta da trinca, e para tal, será utilizado o fator de intensidade de tensão  $K$ . Após obter o valor de  $K$  é possível fazer uma comparação com o valor de tenacidade à fratura do material  $K_{IC}$ . Se a relação  $K < K_{IC}$  for válida um dado material pode resistir à presença de uma trinca sem a ocorrência de uma fratura frágil.

Mediante esta relação conclui-se que a existência de uma trinca não necessariamente compromete a integridade de uma estrutura, e utilizando os métodos da mecânica da fratura é possível acompanhar o crescimento de uma trinca até o momento em que sua presença se torne inviável.

## 2.11 CAMPO DE VALIDADE DA MECÂNICA DA FRATURA LINEAR E ELÁSTICA

A Mecânica da Fratura Linear Elástica se faz válida quando o tamanho da zona plástica na ponta da trinca for pequeno em comparação ao tamanho da trinca e do espécime que a contém, ou seja, fica restrita a casos onde não há deformações plásticas consideráveis acompanhando a fratura (Rosa, 2002).

A aplicação de uma força em um volume de material com a presença de uma trinca elíptica faz surgir um campo de tensões nas proximidades da ponta da trinca, que é controlado por  $K_I$ , como pode ser observado na figura 2.8. As componentes normais e cisalhantes deste campo de tensões podem ser calculadas mediante a utilização da equação 2.13 (Rosa, 2002).

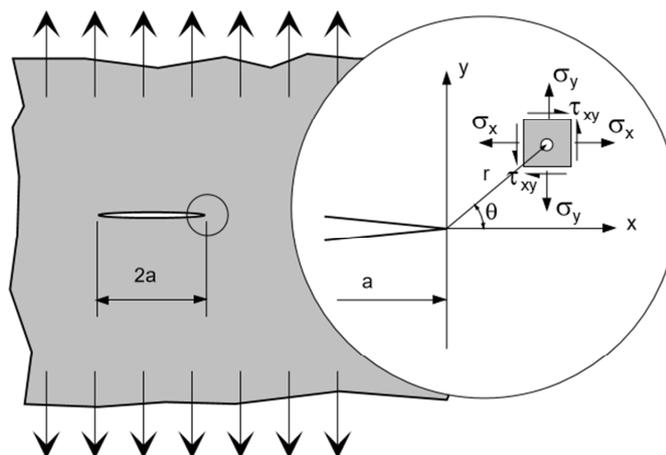


Figura 2.8 - Campo de tensões na frente da trinca (Rosa, 2002).

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos(\theta/2) \begin{cases} 1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right), \\ 1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right), \\ \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right). \end{cases}$$

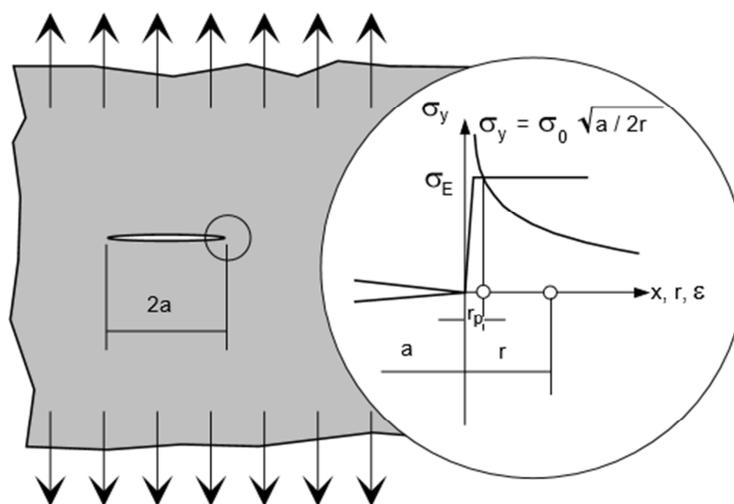
Equação 2.13

É importante salientar que estas equações são válidas para  $r$  tendendo a zero, e uma aproximação pode ser obtida quando  $r \ll a$ , por ser a uma boa

aproximação da solução exata do problema. Na prática, a equação 2.13 é utilizada para o cálculo das tensões para valores de  $r_p$  (raio de plastificação) até o limite de 10% do tamanho da trinca, sem comprometer os resultados dos cálculos. (Rosa, 2002)

Na figura 2.9 observa-se um estado elastoplástico ideal, devido à distribuição da tensão normal  $\sigma_y$ . Como demonstrado na imagem, é possível estimar o raio de plastificação na frente da trinca ( $r_p$ ) utilizando um critério de falha por escoamento (Ex. Critério de Tresca).

Neste caso, é possível existir tanto o estado plano de tensões quanto o estado plano de deformações, com isso ocorrerá uma variação na dimensão do raio de plastificação para cada uma destas condições. Esta variação está diretamente relacionada à restrição da deformação plástica ocorrida no estado plano de deformações, devido ao surgimento da tensão transversal ( $\sigma_3$  ou  $\sigma_z$ ), provocada pelo estado plano de deformações. Essa restrição à deformação plástica citada diminui o tamanho da zona de plastificação, fazendo com que o raio da zona plástica para um EPD seja menor do que para um EPT. Com isso, para o estado plano de deformações o valor da tensão  $\sigma_y$  será de aproximadamente  $\sqrt{3} \sigma_E$ , portanto, a região onde ocorre o escoamento ficará mais próxima ao extremo da trinca, o que acarretará um menor raio de plastificação (Rosa, 2002).



**Figura 2.9** - Distribuição de tensões  $\sigma_y$  (Rosa, 2002).

Para obter o raio estimado de plastificação na ponta da trinca para o estado plano de deformações (EPD), deve ser utilizado a equação 2.14. Vale salientar que para o estado plano de deformações o raio de plastificação é da ordem de três vezes menor que para o estado plano de tensões (Rosa, 2002).

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2.$$

Equação 2.14

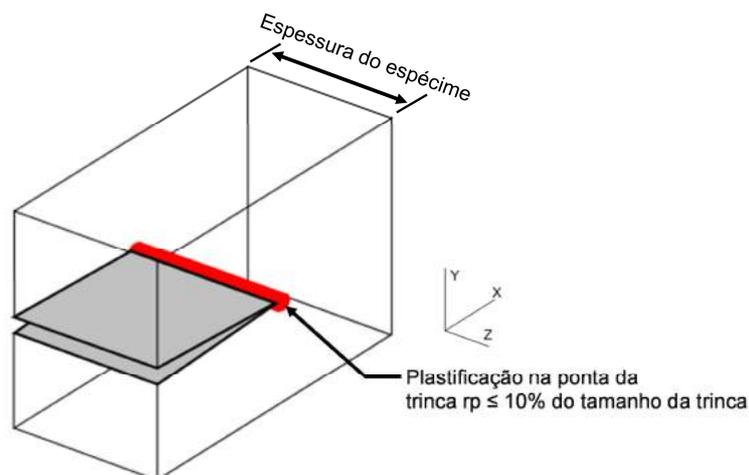
Outra caracterização do estado plano de deformação ocorre em função da espessura do espécime. Se a espessura tiver dimensão maior que o valor de  $B_{\min}$ . (Espessura mínima para assegurar um estado plano de deformação (EPD)), então o volume de material à frente da trinca se encontra no estado plano de deformação. Para se obter o valor de  $B_{\min}$ . deve ser utilizada a equação 2.15. A mínima espessura está diretamente ligada ao raio de plastificação, pois o tamanho da zona plástica na ponta da trinca dependerá do regime de tensões predominante na região (Rosa, 2002).

$$B_{\min} = 2,5 \left( \frac{K_I}{\sigma_E} \right)^2. \text{ (mínimo para garantir EPD).}$$

Equação 2.15

O valor encontrado para  $B_{\min}$  é compatível com a espessura adotada para a fabricação do corpo de prova, como pode ser observado na figura 3.10.

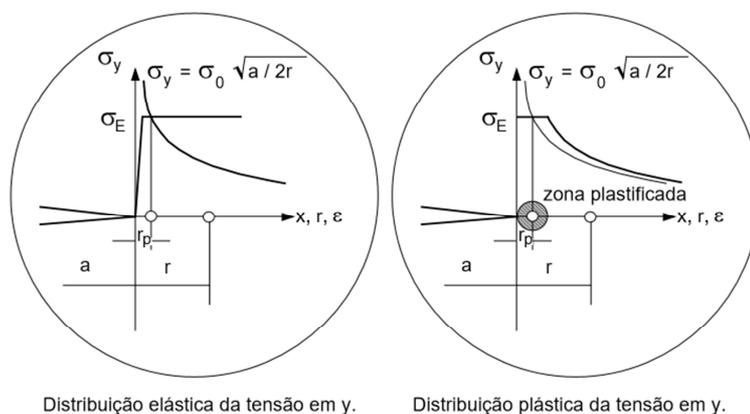
Na figura 2.10 é possível observar a caracterização do estado plano de deformações, onde a espessura do espécime é bem maior que o raio de plastificação a frente da trinca (representado em vermelho).



**Figura 2.10** - Caracterização de estado plano de deformações (EPD) - Modificado de (Rosa, 2002).

A redistribuição de tensões, na região próxima ao extremo da trinca, provocada pelo escoamento do material, faz com que tenhamos um deslocamento para a direita da curva de  $\sigma_y$ , como está mostrado na figura 2.11. Pode-se mostrar que este deslocamento é igual a  $r_p$ , para que a condição de equilíbrio seja satisfeita entre a distribuição de tensões com escoamento e o carregamento externo aplicado, ao menos para a geometria de Griffith. Assim a distribuição de tensões  $\sigma_y$  será assintótica a um eixo transladado de  $r_p$ , ou seja, é como a distribuição elástica de uma trinca com comprimento igual a  $a + r_p$ . A soma  $(a + r_p)$  é denominada comprimento de trinca equivalente, segundo Irwin, ou seja, onde  $r_p$  é dado pela equação 2.14.

A ideia ao definir o comprimento da trinca equivalente é de permitir uma análise elástica em uma geometria com uma trinca levemente maior, que forneça a mesma distribuição de tensões que o caso real, com a trinca física, porém com escoamento. A figura 2.11 esquematiza o comentado. Com o deslocamento para a direita da curva de  $\sigma_y$ , o comprimento real da zona plastificada passa a ser de duas vezes o raio de plastificação, gerando assim uma região plastificada de forma aproximadamente circular, com raio igual a  $r_p$ , como mostra a figura 2.11. (Rosa, 2002).



Distribuição elástica da tensão em y.

Distribuição plástica da tensão em y.

**Figura 2.11** - Redistribuição de tensões devido ao escoamento (Rosa, 2002).

Mediante as considerações anteriores, nota-se que para a validade da Mecânica da Fratura Linear Elástica, é necessário garantir que haja volume suficiente de material em regime elástico na frente da trinca, com isso o valor do raio de plastificação à frente da trinca deve ser pequeno quando comparado com a espessura do espécime (Rosa, 2002).

## 2.12 Formas de propagação da trinca entre os grãos do material

Componentes mecânicos sujeitos a carregamentos cíclicos quando não dimensionados de forma adequada podem vir a falhar por fadiga. Da mesma forma um componente mecânico ou até mesmo uma estrutura como um todo, quando dimensionados de forma adequada pode ter sua vida em fadiga controlada, tanto para uma peça que precise de uma vida curta, quanto para uma que necessite de vida infinita<sup>4</sup>.

Uma trinca, ao se propagar por um material, pode caminhar pelo contorno dos grãos do material (trinca intergranular), atravessar os grãos do material (trinca transgranular) ou ainda, propagar-se de forma mista, seguindo caminhos transgranulares e intergranulares.

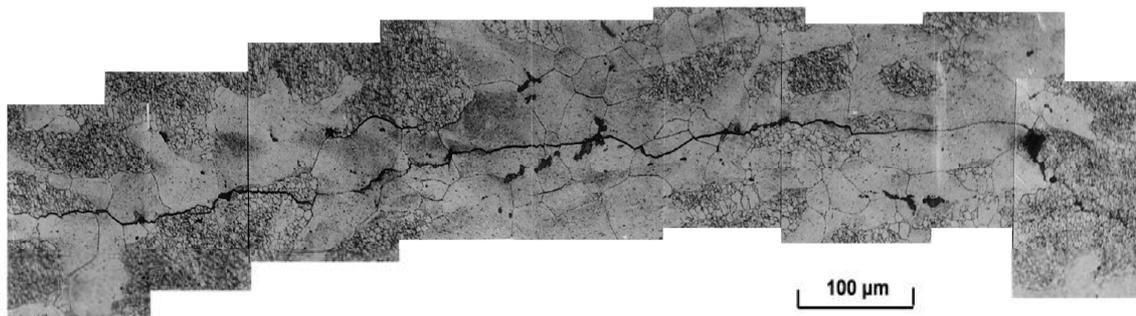
Para um ensaio padrão de propagação de trincas, a análise micrográfica da superfície do corpo de prova pode revelar o mecanismo de propagação da trinca, e esta análise pode auxiliar a compreender o processo de propagação da trinca.

Uma análise desenvolvida por Patton (1998) demonstrou microscopicamente o caminho de uma trinca, desenvolvida em um ensaio padrão de propagação de trincas na liga de alumínio 7010. Ele demonstrou que analisando a trinca de um modo geral ela permanece em modo I, mas pode desviar-se localmente do modo I de acordo com a microestrutura que encontrar. Ainda de acordo com Patton (1998) nesta liga o caminho da trinca pode seguir o contorno dos grãos, os limites dos subgrãos, ou ainda ser transgranular (passando por dentro do grão ou do subgrão).

---

<sup>4</sup> O termo “vida infinita” é considerado para componentes específicos, dimensionados para carregamentos cíclicos (em fadiga), dimensionados para resistir a n ciclos de carregamento. No entanto este mesmo componente pode vir a falhar por outros tipos de solicitações.

Na figura 2.12 pode-se observar uma trinca seguindo caminhos diferentes em função da microestrutura local.



**Figura 2.12** - Comportamento do caminhamento de uma trinca influenciada pela microestrutura da liga Modificado de (Patton, 1998).

Patton (1998), afirma que duas características principais da trinca devem ser observadas: em primeiro lugar quando a trinca esta situada dentro de uma zona de grãos recristalizados, um caminho intergranular curto é sempre encontrado antes de um caminho transgranular. Em segundo lugar, em todas as trincas longas, um grupo de inclusões<sup>5</sup> pode ser observado no centro da trinca, que é provavelmente seu local de surgimento.

Analisando o comportamento final da trinca Patton (1998) conclui que durante a vida em fadiga é observado que o número de trincas que cresce no material é maior quando a máxima tensão aplicada é mais elevada, ou seja, quanto maior a tensão aplicada, maiores os potenciais locais de iniciação de trincas. Portanto, para grandes tensões  $\sigma$  ( $\sigma > \text{que a tensão de escoamento}$ ) a ruptura final ocorrerá através da junção de trincas secundárias que tenham sido nucleadas independentemente. Já para níveis de tensões baixos e intermediários, uma única trinca irá se propagar até atingir seu comprimento crítico.

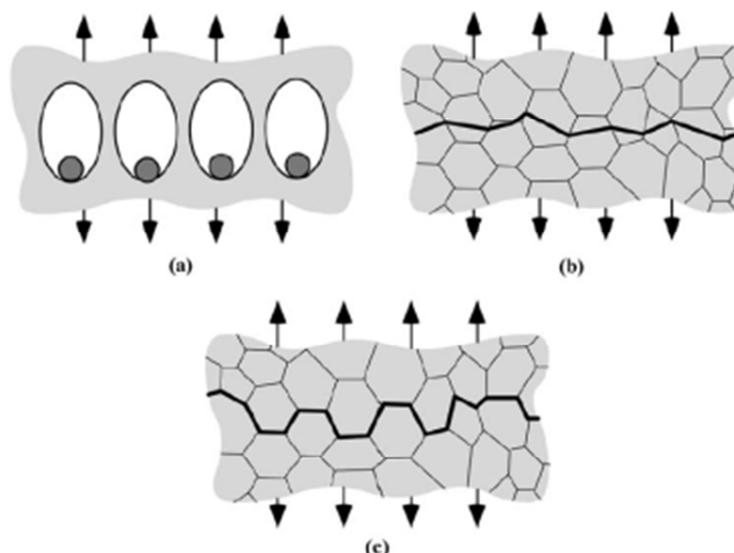
<sup>5</sup> O termo inclusões refere-se neste caso em pontos específicos do material, onde é observado composições químicas diferentes da liga principal. Neste caso específico as inclusões apresentam composição química diferente da liga base, principalmente com elevados teores de Fe e Cu, e redução no teor de Al, como pode ser observado na tabela 3-2.

Após a ruptura total do componente é possível levantar o valor da intensidade de tensão crítica na ponta da trinca ( $K_{IC}$ ), conhecendo-se este valor é possível conhecer o estado de tensão a frente da trinca.

## 2.13 MECANISMOS DE FRATURA

### 2.13.1 Aspectos gerais

Existem três principais mecanismos caracterizados para regiões de fratura em metais e ligas, que encontram-se ilustrados na figura 2.13, são eles: fratura por ruptura dúctil (a), clivagem (b) e fratura intergranular (c) (Calçada, 2012).



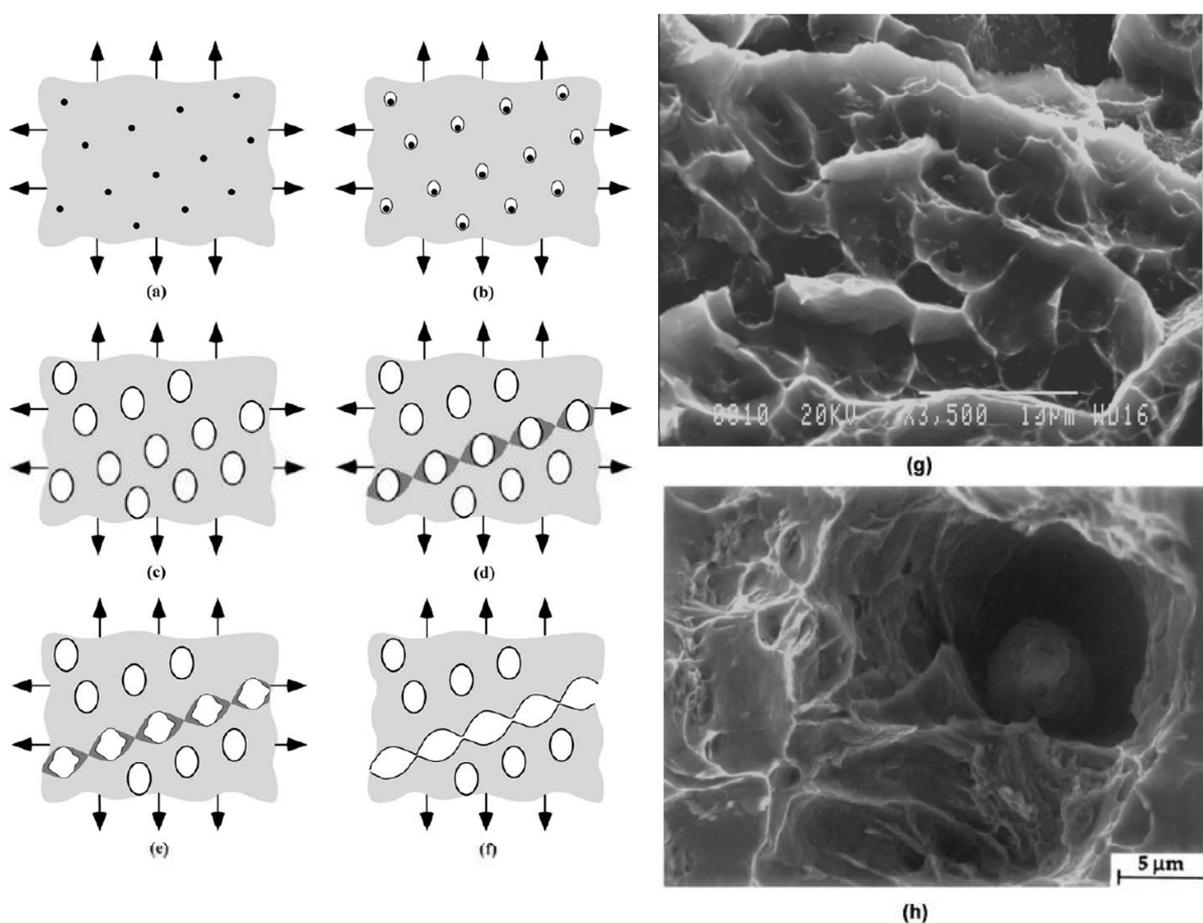
**Figura 2.13** - (a) Fratura Dúctil, (b) Fratura Transgranular, (c) Fratura Intergranular (Anderson, 2011).

### 2.13.2 Fratura dúctil

Em uma ruptura dúctil as falhas normalmente ocorrem pela nucleação, pelo crescimento e por uma posterior coalescência de microvazios (este comportamento normalmente inicia-se em inclusões), como pode ser observado na figura 2.14 de (a) a (f), e ilustrado de forma prática na figura 2.14 (g). Nestas fraturas uma das características principais é a grande deformação plástica em sua superfície e o surgimento de uma área porosa (denominada de *dimples*). A morfologia destas áreas pode ser influenciada pelo tipo de carregamento em que o espécime foi

submetido, por exemplo: se o carregamento for uniaxial é observado a formação de *dimples* morfologicamente iguais. Nas superfícies de fratura dúctil é possível observar *dimples* com formas cônicas e com um aspecto raso, que estão diretamente ligados à microestrutura e à zona plástica.

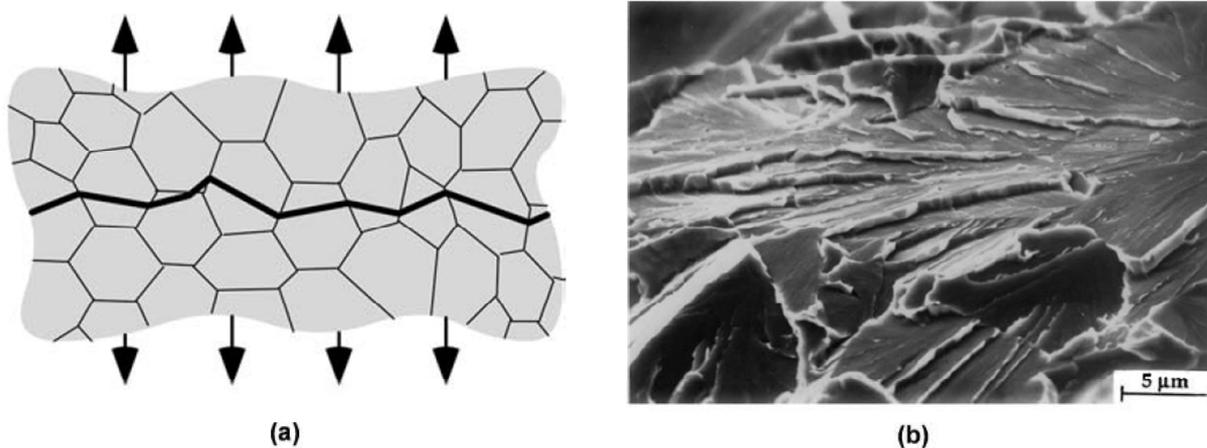
Existem também alguns mecanismos de definição de uma fratura dúctil macroscopicamente, como por exemplo, o surgimento de lábios de cisalhamento nas regiões periféricas e superfície da fratura com aparência fibrosa (Calçada, 2012).



**Figura 2.14** - Nucleação, crescimento e coalescência em metais dúcteis (a) Inclusão em uma matriz dúctil (b) Surgimento de microvazios, (c) Crescimento dos microvazios, (d) Concentração de tensão devido à existência dos vazios, (e) Deformação ocasionada devido às tensões, (f) Coalescência dos microvazios, seguido de propagação, (g) Exemplo de uma fratura dúctil por coalescência de microvazios (transgranular), (h) Aspecto de microvazio acompanhado de inclusão em uma liga de alumínio-lítio 8090-T8511 (Anderson, 2011).

### 2.13.3 Clivagem

A clivagem pode ser caracterizada como um mecanismo de deformação plástica por separação dos planos cristalográficos, onde ocorre um movimento paralelo entre estes planos (cisalhante) ocasionando assim à separação das ligações atômicas. Analisando uma superfície de fratura é possível caracterizar a ocorrência de fratura por clivagem, pois sabe-se que tal comportamento ocorre pelo escorregamento dos planos cristalográficos, que mudam de direção de um grão para outro, onde todas as variações das direções produzem um aspecto multifacetado na superfície de fratura. As fraturas características de clivagem são conhecidas por possuírem formas multifacetadas, tendo comportamento inicial paralelo, porém sua direção pode ser afetada pelo cisalhamento entre os planos. Este aspecto é caracterizado como “*river patterns*” (marcas de rio), e pode ser observado esquematicamente na figura 2.15 (a) e de forma prática na figura 2.15 (b) (Calçada, 2012).

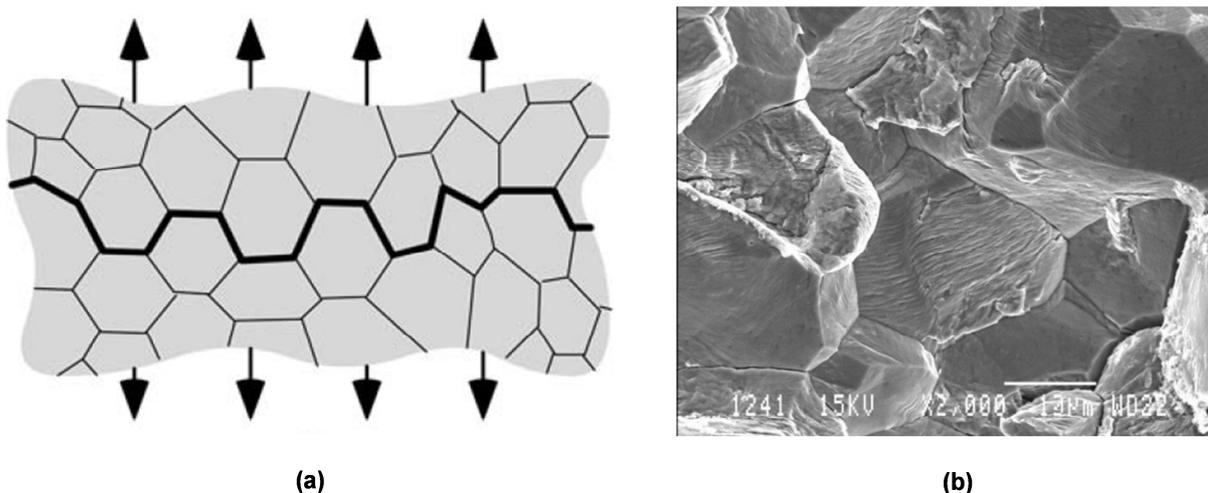


**Figura 2.15** - (a) Ilustração esquemática de fratura transgranular (clivagem) (b) Exemplo prático de marcas de rio em uma fratura por clivagem em um aço de baixa liga A503 Classe 3 (Anderson, 2011).

### 2.13.4 Fratura intergranular

Na maioria dos casos os componentes não falham ao longo de contornos de grãos, normalmente os materiais dúcteis falham pela coalescência (união) de microvazios, formados principalmente devido às inclusões e nas partículas de segunda fase (precipitados). A ocorrência de fratura intergranular se dá principalmente pela existência de anormalidades, ocorrendo assim o surgimento e a

propagação de trincas nos contornos dos grãos. A região dos contornos de grãos normalmente apresentam diversos defeitos como discordâncias e vazios, tornando-as locais susceptíveis ao acúmulo de impurezas, o que deixa estas regiões mais frágeis e susceptíveis à ruptura. A morfologia da superfície de fratura intergranular é caracterizada por apresentar a mesma forma do grão como pode ser observada de forma esquemática na figura 2.16 (a) e de forma prática na figura 2.16 (b) (Calçada, 2012).



**Figura 2.16** - (a) Ilustração esquemática de fratura intergranular (b) Exemplo prático de uma fratura intergranular (Anderson, 2011).

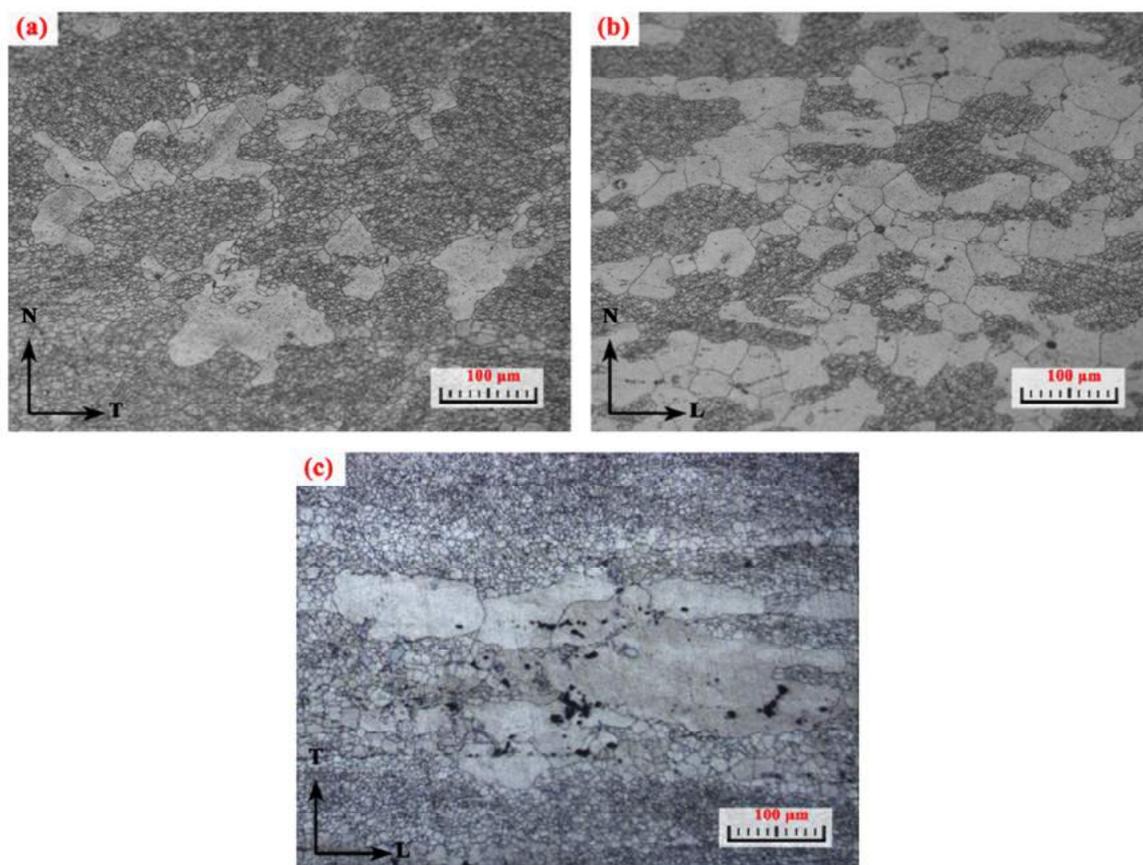
## 2.14 BIFURCAÇÃO E DESVIO DO PLANO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS

Durante a análise do processo de propagação de trincas, um adequado monitoramento do comportamento da trinca é muito importante, pois em alguns casos, durante seu crescimento a direção da trinca pode se alterar.

Wei et al. (2013), relata que fatores como propagação de trincas intergranulares, deflexão ou bifurcação da trinca, dependem da orientação cristalográfica e geometria microestrutural local. A direção de propagação da trinca também pode ser afetada por diferenças de inclinação e ângulo de torção de planos de deslizamento das estruturas cristalinas ou planos de trinca, juntamente com a cooperação e competição entre o movimento dos sistemas de deslizamento e tensão de carregamento.

Do ponto de vista microestrutural um dos efeitos mais significativos a serem analisados é a anisotropia do material, pois ela define a característica do material de reagir conforme a direção de propagação de determinado fenômeno físico, neste caso, a existência de uma trinca. De acordo com Morgeneyer (2009) a anisotropia está diretamente relacionada com as características microestruturais, como: estruturas de grãos, macro e micro texturas e constituintes da liga. Um estudo feito por Chen et al. (2013) indicou que os tamanhos dos grãos e seus contornos podem afetar diretamente o comportamento de propagação da trinca.

De acordo com Wei et al. (2014), para o material de estudo deste trabalho (alumínio AA 7050-T7451), na micrografia óptica as áreas com dimensões maiores são áreas de grãos recristalizados, e as áreas menores são subgrãos em condição não recristalizada. Na figura 2.17 (a), (b) e (c) abaixo pode-se observar o comportamento citado. Conforme apresentado por Wei et al. (2013) características como anisotropia e tenacidade a fratura podem ser modificadas devido às características de recristalização dos grãos.



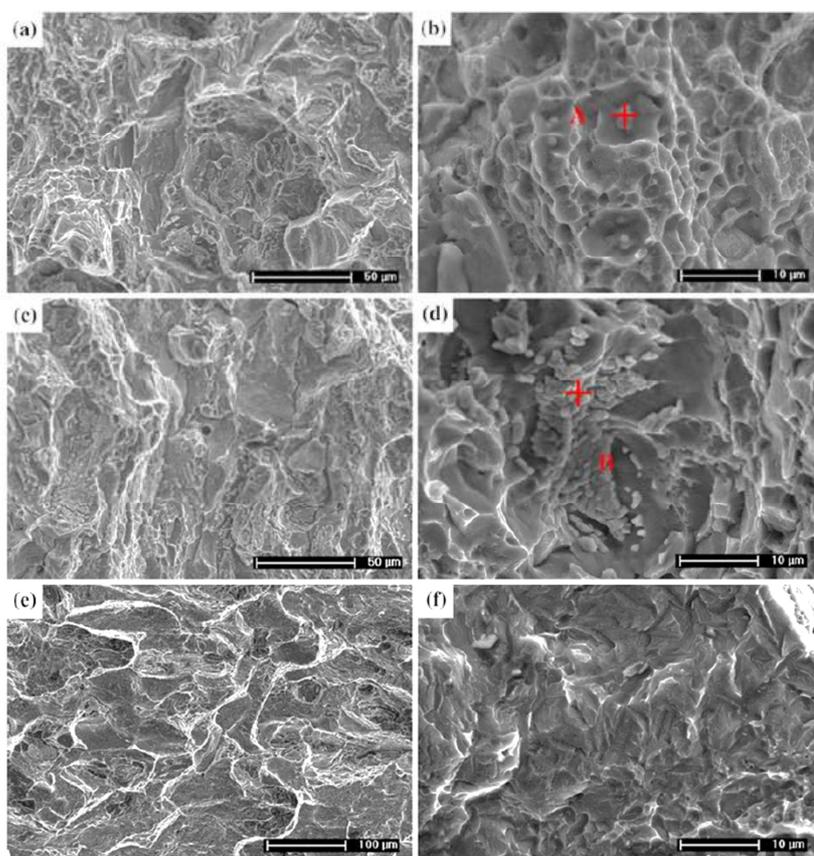
**Figura 2.17** - (a), (b) e (c) Morfologia dos grãos em diferentes orientações da liga 7050-T7451 (Wei, 2014).

## 2.15 FRACTOGRAFIA EM CORPOS DE PROVA

O termo fractografia vem da união dos termos em latim “*fractus*” (fratura) e “*grafo*” (tratamento descritivo, desenho), sendo a técnica empregada para a descrição da topografia da superfície de fratura com o objetivo de avaliar as causas e mecanismos da fratura ocorrida (Willy Ank de Moraes, 2014).

De acordo com Wei et al. (2013), a análise de superfícies de fratura em corpos de prova CT fabricados em alumínio AA7050-T7451, revelou que a fratura foi controlada por três principais mecanismos: descoesão ou fratura das partículas grosseiras (inclusões), fratura transgranular e fratura intergranular. Neste estudo afirma-se que a fratura na orientação S-T é dominada pelo mecanismo de fratura intergranular. Na figura 2.18 de (a) à (f) são ilustrados diversos comportamentos da superfície da fratura, em diferentes orientações. No caso da direção S-T o aspecto de fratura intergranular é representado pela figura 2.18 (f) onde a característica

típica para esta orientação é uma superfície que contenha a forma do grão. Uma comparação da superfície de fratura com uma amostra na direção T-L é ilustrado na figura 2.18 (c), que possui basicamente características de fratura intergranulares e presença de partículas de descoesão, que são os dois principais mecanismos de falha nesta direção. Já para amostra na direção L-T, figura 2.18 (a), observa-se menos fratura intergranular e a presença de vales mais profundos, que são características de comportamento transgranular (Lili Wei Q. P., 2013).



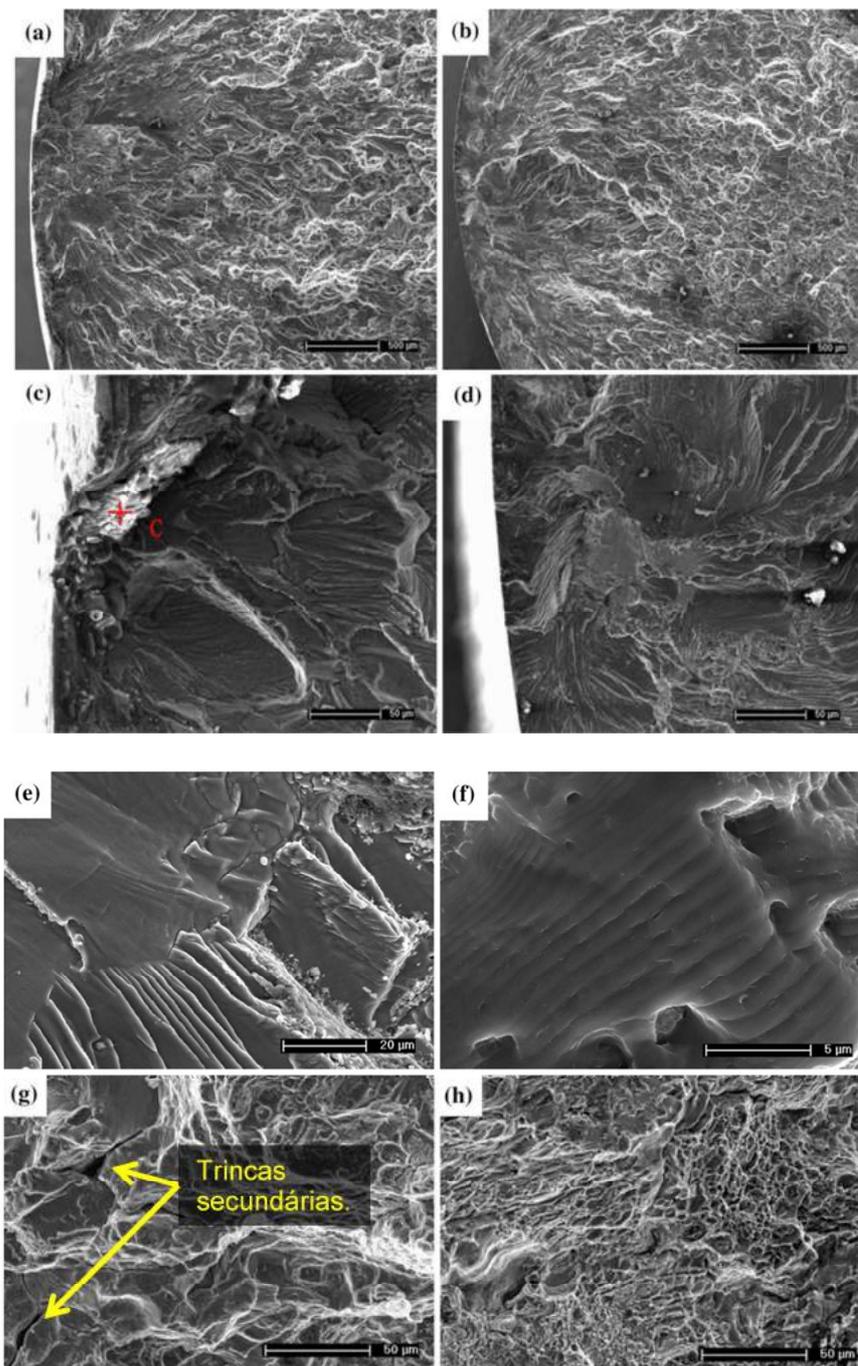
**Figura 2.18** - Superfície de fratura em corpo de prova CT, onde (a) Orientação L-T, (c) Orientação T-L, (e) Orientação S-T; (b) *Dimples*, (d) Descoesão dos constituintes da partícula, (f) Fratura intergranular. As marcações em vermelho "A" e "B" são pontos de análise com EDS (Lili Wei Q. P., 2013).

Ainda conforme descrito por Wei et al.(2013), analisando as fractografias da figura 2.19 observa-se três regiões distintas: (e) iniciação da trinca por fadiga; (f) região de propagação da trinca; (h) região final da fratura. As figuras 2.19 (c) e (d) ilustram a fractografia das regiões de iniciação da trinca em diferentes amplitudes de tensão. Para a tensão com menor valor observa-se comportamento de nucleação da trinca em partículas adjacentes a superfície, estas partículas estão identificadas com

a letra “C” em vermelho na figura 2.19 (c), e conforme análise realizada por EDS ficou caracterizado região de inclusões ricas em Ferro.

Análises realizadas por Zheng et al. (2010) e Gupta et al. (2011) revelaram que as inclusões nas ligas de alumínio avaliadas (7075-T651, 7050-T7451 e 2524-T34) são as principais causas de iniciação de trincas, principalmente as ricas em Ferro. De acordo com Gupta et al. (2011), cerca de dois terços dos locais de iniciação de trincas secundárias foram claramente associadas com partículas constituintes ricas em Ferro e Cobre para a liga 7050.

Conforme apresentado por Wei et al. (2013), para maiores níveis de tensão a separação das partículas que originaram a trinca ocorreu a cerca de 200  $\mu\text{m}$  da superfície livre do espécime, caracterizando que os locais de iniciação da trinca foram afastados da superfície livre, conforme ilustrado na figura 2.19 (d). Isto implica em dizer que a maior parte das partículas constituintes ou possíveis defeitos se tornam potenciais pontos de iniciação de trincas, o que reduz a vida em fadiga com maiores amplitudes de tensão. Na figura 2.19 (a) e (b), a propagação da trinca por fadiga pode ser dividida em duas partes, a propagação precoce e a propagação constante. A fase inicial é na proximidade do local de iniciação da trinca e características cristalográficas distintas são encontradas nesta fase, como é ilustrado na figura 2.19 (e), tais como: cristalografia de facetas irregulares e morfologia radial, o que caracteriza o comportamento de propagação da trinca ao longo de diferentes planos cristalográficos em diferentes grãos. Na fase constante (ou propagação estável) pode ser observado o surgimento de estrias em elevada ampliação na figura 2.19 (f). Na figura 2.19 (g) pode-se observar algumas pequenas trincas secundárias no segmento de propagação principal. Estas trincas secundárias podem ser atribuídas à coalescência de microvazios derivados das inclusões, surgindo a partir do aumento da taxa de propagação. Além disso, algumas partículas grosseiras (morfologia dos pontos de inclusão) podem ser encontradas em todas as trincas secundárias, mostrando que algumas das trincas se iniciaram a partir de pontos de inclusão. Embora a região da figura 2.19 (g) esteja afastada da região de iniciação da trinca, onde a microestrutura influencia diretamente a trinca, existem grandes evidências que tal característica microestrutural desempenha um papel de retardo na taxa de propagação da trinca.



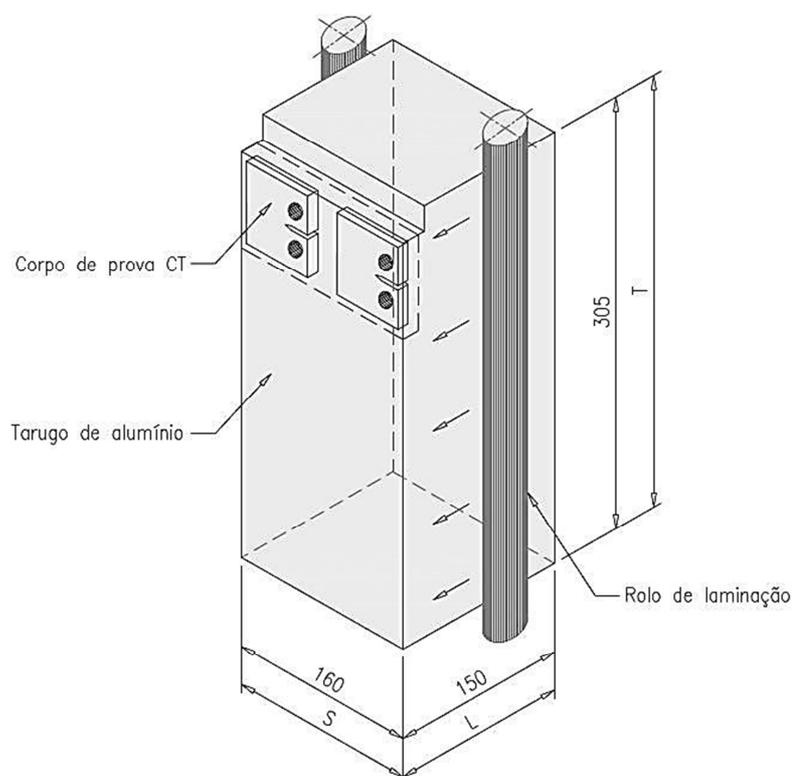
**Figura 2.19** - Micrografia da fratura em fadiga: (a, c) Visão geral e ampliação de iniciação de trincas na amplitude de tensão de 240 MPa; (b, d) Visão geral e ampliação de iniciação de trincas na amplitude de tensão de 340 MPa; (e) Facetas no estagio inicial de propagação da trinca; (f) Estrias na fase constante de propagação; (g) Trincas secundárias (h) Fratura final (Lili Wei Q. P., 2013).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAL

O material em estudo (Alumínio 7050-T7451) inicialmente se encontrava na forma de um tarugo com dimensões de 160 x 150 x 305 mm, cada uma destas dimensões representa uma direção em relação ao sentido de laminação. A laminação faz parte dos processos de fabricação da liga, e devido este processo a microestrutura do material tende a sofrer modificações, portanto, é necessário manter sempre o material identificado quanto às direções de laminação, para que esta referência não se perca durante seu transporte, armazenamento e utilização.

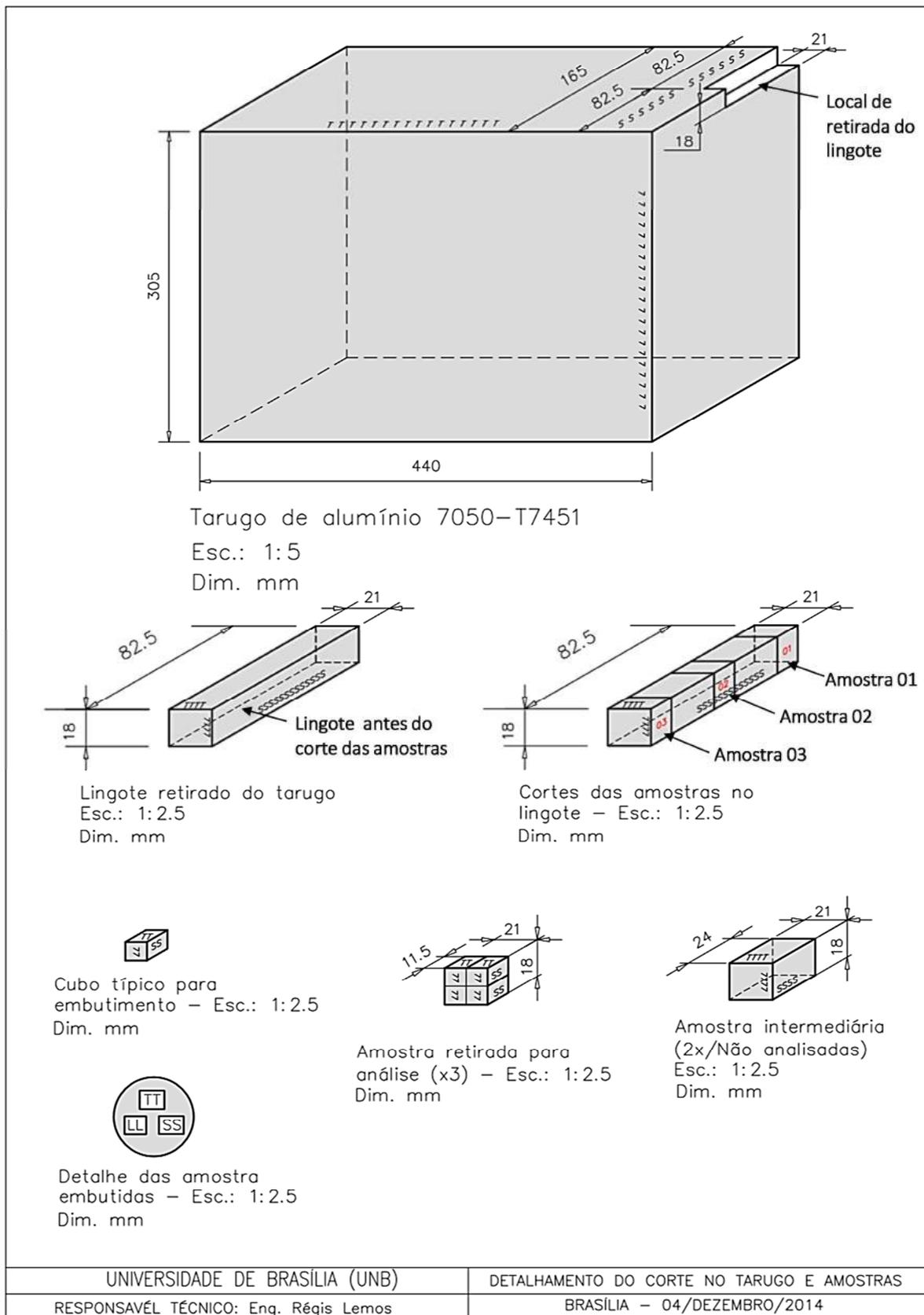
Na figura 3.1 pode-se observar as três letras “S” x “L” x “T” utilizadas para identificar as direções de laminação. A letra “L” indica a direção de laminação, a letra “S” indica a espessura do tarugo em relação ao sentido de laminação e por último a letra “T” indica o sentido transversal à laminação. Também pode-se observar na ilustração abaixo o posicionamento em que foram retirados os corpos de prova, e a direção de incidência do rolo de laminação na superfície do tarugo.



**Figura 3.1** - Dimensões do tarugo de alumínio 7050 - T7451 utilizado para a retirada dos corpos de prova CT (imagem produzida pelo autor).

### 3.2 ANÁLISE TAMANHO DE GRÃO

Para avaliar o efeito da laminação no tamanho dos grãos, foram levantados os tamanhos dos grãos em diferentes profundidades do tarugo laminado, para caracterizar as diferenças existentes. Para possibilitar a avaliação do tamanho dos grãos foi retirado um lingote do tarugo em uma posição que abrangesse toda a variação de tamanhos de grãos do material. O lingote foi retirado da superfície do tarugo de modo a obter as dimensões dos tamanhos dos grãos no meio e na extremidade. Esta posição foi definida devido à forma de incidência do rolo de laminação no tarugo, pois os grãos da extremidade (superfície de contato com o rolo de laminação) tendem a ficar mais alongados que os grãos do meio. Deste lingote foram retiradas amostras posicionadas nas duas extremidades e no meio. Na figura 3.2 pode-se observar os procedimentos citados acima. A ilustração abaixo mostra o tarugo de alumínio com tamanho original, antes do corte para retirada dos corpos de prova, na figura 3.1 o tarugo ilustrado apresenta as dimensões iniciais, antes da retirada dos espécimes.



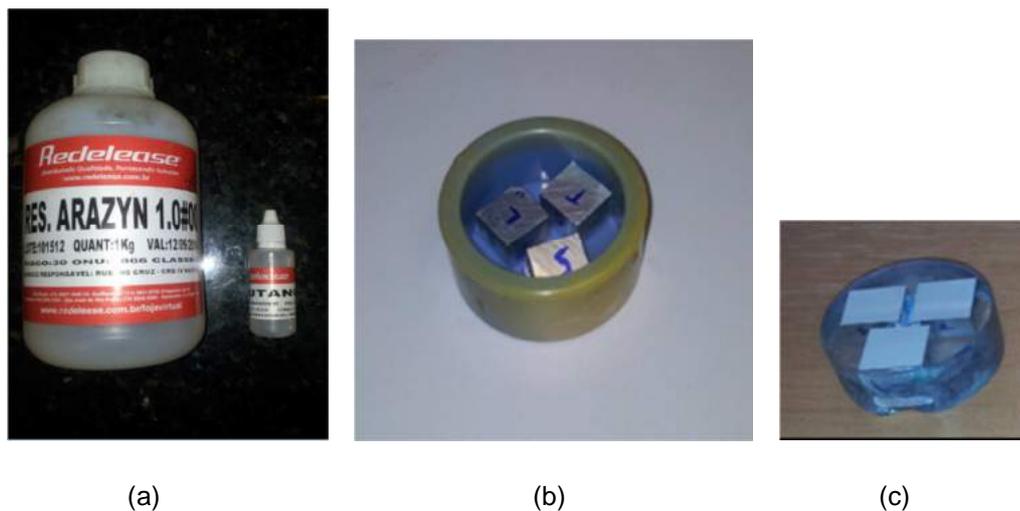
**Figura 3.2** - Processo de retirada do lingote e das amostras do tarugo de alumínio (imagem produzida pelo autor).

Para a retirada das amostras no lingote utilizou-se máquina de corte com disco *STRUERS* 10S20 (203 x 0,8 x 22 mm), rotação de 3000 RPM e velocidade de avanço de 0,1 mm/s, na figura 3.3 observa-se a máquina de corte utilizada para o processo.



**Figura 3.3** - Máquina de corte utilizada para retirada das amostras (Cortesia da imagem Marcus Sá).

Após a retirada das amostras realizou-se o embutimento a frio das mesmas, para este processo foi utilizado resina *ARAZYN 1.0#00* e catalizador *BUTANOX M-50*, na proporção em massa de 100:1, respectivamente. Após a realização da mistura e preenchimento do recipiente com as amostras o conjunto foi submetido à cura, que teve período de conclusão de aproximadamente 24 horas. Nas figura 3.4 estão ilustrados os procedimentos descritos acima.



**Figura 3.4** - Resina e catalisador para processo de embutimento, amostra inserida no recipiente e amostra embutidas após cura de aproximadamente 24 horas, respectivamente (Cortesia da imagem Marcus Sá).

Em seguida as amostras embutidas foram lixadas e polidas, e para o processo de lixamento foram utilizadas lixas d'agua com granulometrias de: 240, 600, 800, 1200 e 2400. Em seguida as amostras foram polidas com pasta de alumina ( $3\ \mu\text{m}$ ) e pasta de diamante ( $1\ \mu\text{m}$ ), obtendo uma superfície espelhada. Na figura 3.5 é ilustrada a máquina utilizada para polimento das amostras.



**Figura 3.5** - Máquina de polimento *POLIPAN-U*, com disco giratório e jato d'água (Cortesia da imagem Marcus Sá).

Logo em seguida as amostras foram submetidas a um ataque químico para revelação dos grãos. Para este processo foi utilizado reagente com as seguintes

concentrações: 8 g de persulfato de amônia  $(NH_4)_2S_2O_8$ , 1 mL de ácido fluorídrico  $HF$  e 100 mL de água. As amostras foram submetidas a esta solução por um tempo estimado de 30 segundos (George E. Totten, 1996).

Após concluído o processo de ataque químico, foi realizado a microscopia óptica. Para este processo foi utilizado microscópio *CONFOCAL LASER* para análise das superfícies atacadas. Na figura 3.6 observa-se os equipamentos utilizados para o processo de microscopia.



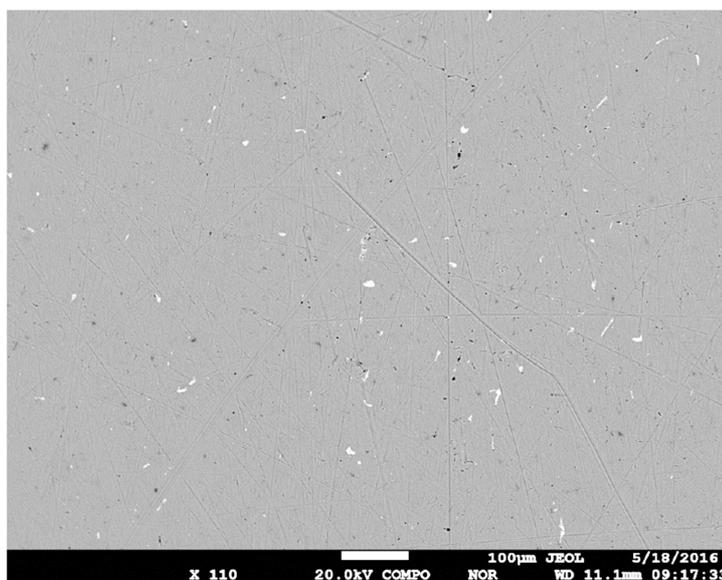
**Figura 3.6** - Equipamento utilizado para microscopia óptica de precisão, microscópio LEXT OLYMPUS CONFOCAL LASER (Cortesia da imagem Marcus Sá).

As amostras atacadas foram analisadas tomando como referência o sentido de laminação do material, e foram divididas em amostra 1, 2 e 3. A amostra 1 representa a posição onde ocorreu o contato do rolo de laminação com o material, a amostra 3 representa o meio do tarugo, ou seja, o ponto mais distante de incidência do rolo de laminação, tomando como referência a superfície “S” (espessura do tarugo tomando como referência a superfície de laminação “L”) do tarugo e por último a amostra 2 que representa a posição intermediária entre as amostras 1 e 3. Para tornar mais claro as posições de retirada das amostras, pode-se observar a figura 3.2, que representa a posição de retirada do lingote de alumínio e conseqüentemente das amostras citadas.

### 3.3 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DA LIGA EM ESTUDO

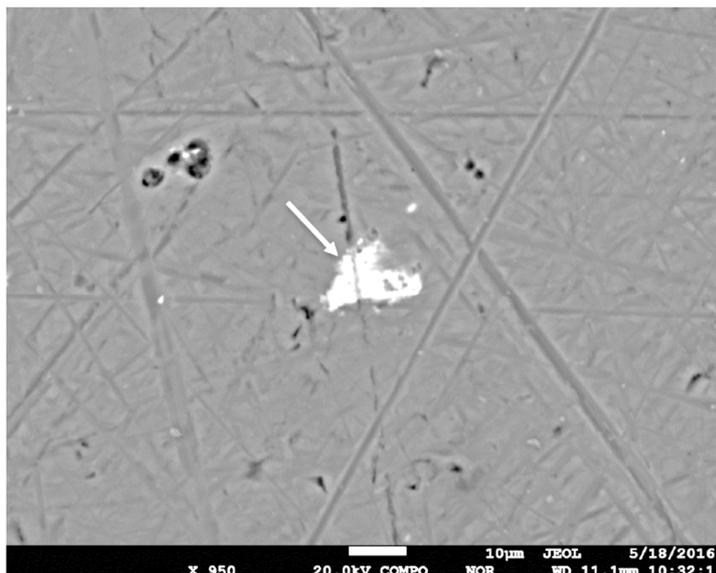
Apesar de o fornecedor ter informado que a liga em análise trata-se de alumínio 7050-T7451, foi realizada a caracterização por microsonda eletrônica (MSE) para atestar a composição química da liga. Esta análise foi realizada principalmente pelo fato do material estar apresentando limites de resistência abaixo do esperado durante a execução dos ensaios. Para caracterização da liga foram realizadas análises em pontos diferentes da amostra de modo a obter um valor médio e desvio padrão da composição. A espectroscopia por dispersão de comprimento de onda (WDS) foi realizada em uma microsonda eletrônica JEOL JXA-8230, operando a 20 kV.

Durante a execução das análises, observaram-se inclusões na liga de alumínio enriquecidas em Ferro e Cobre, conforme ilustrado nas figuras 3.7.



**Figura 3.7** - Imagem de elétrons retroespalhados indicando os pontos de inclusões ricas em Fe e Cu (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro) – Análise realizada nos laboratórios do Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

As inclusões apresentam diâmetro aproximado de 10  $\mu\text{m}$  e encontram-se espalhadas de forma homogênea pela liga de alumínio. Na figura 3.8 é possível observar a morfologia de uma inclusão.



**Figura 3.8** - Morfologia de uma inclusão rica em Fe-Cu (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro) – Análise realizada no laboratório do Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na tabela abaixo encontram-se descritos às porcentagens de cada elemento presente na liga, nas regiões de composição homogênea, que representam a maior parte do material.

**Tabela 3-1** - Valores médios obtidos das análises em seis posições distintas (Análise realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e inovação CRTI-UFG).

Elementos (%Massa)										
Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb
2,09	0,02	89,33	2,12	0,01	6,42	n.d	n.d	0,01	0,01	0,01

A análise da composição química das regiões de inclusão está demonstrada na tabela 3.2, onde é possível observar que nestes pontos em específico, encontra-se principalmente um elevado teor de Cobre e Ferro, e os teores dos elementos padrão da liga diminuem, como é o caso do zinco, do magnésio e do próprio alumínio.

**Tabela 3-2** - Valores médios obtidos das análises em três posições distintas (Análise realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e inovação CRTI-UFG).

Elementos (%Massa)										
Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb
0,15	0,03	50,19	29,79	n.d.	1,19	13,28	0,44	0,02	>0,03	>0,01

Além da análise por microsonda também realizou-se a análise química da liga, neste processo realiza-se a fusão do material. Na tabela abaixo observa-se as porcentagens de elementos químicos encontrados. Os relatórios completos das análises encontram-se nos anexos C e D, e conforme é possível observar, os teores dos elementos químicos das duas análises encontram-se próximos, o que demonstra a consistência dos dados obtidos pelos dois métodos e confirma que o material trata-se realmente da liga AA 7050.

**Tabela 3-3** - Análise química da liga (Análise realizada pela empresa TORCK).

Elementos (%Massa)												
Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	Zr	Ti
2,31	0,02	89,33	2,65	<0,01	6,75	0,05	<0,01	<0,01	n.d	n.d	0,12	0,03

### 3.4 METODOLOGIA PARA ENSAIO MECÂNICO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

#### 3.4.1 Aspectos gerais

Para os ensaios mecânicos serão utilizados corpos de prova padronizados pela norma *ASTM (American Society for Testing and Materials)* E647, e o modelo adotado será o CT (*Compact Tension*). Para a execução do ensaio, será utilizada a máquina de ensaios mecânicos modelo MTS 810, localizada no laboratório de ensaios mecânicos do campus SG-9 da Universidade de Brasília. Os ensaios mecânicos de propagação de trincas por fadiga em carregamento uniaxial foram realizados visando o levantamento de curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para a análise da variação na velocidade de propagação da trinca. Nos tópicos seguintes serão descritos processos para a realização dos ensaios e aquisição dos resultados.

#### 3.4.2 Dimensionamento e fabricação dos corpos de prova CT (Compact Tension)

Para o devido dimensionamento do corpo de prova CT, e para a caracterização do ensaio foi utilizada a norma técnica ASTM E647 (2008).

O parâmetro inicial para o dimensionamento do corpo de prova foi adotado em função do diâmetro dos pinos para travamento do CP (Corpo de Prova) na garra *clevis* existente. Conhecendo então o diâmetro do pino ( $\emptyset 12.1 \text{ mm}$ ) foi possível obter o valor de “W” pela equação 3.1, principal variável para dimensionamento do CP.

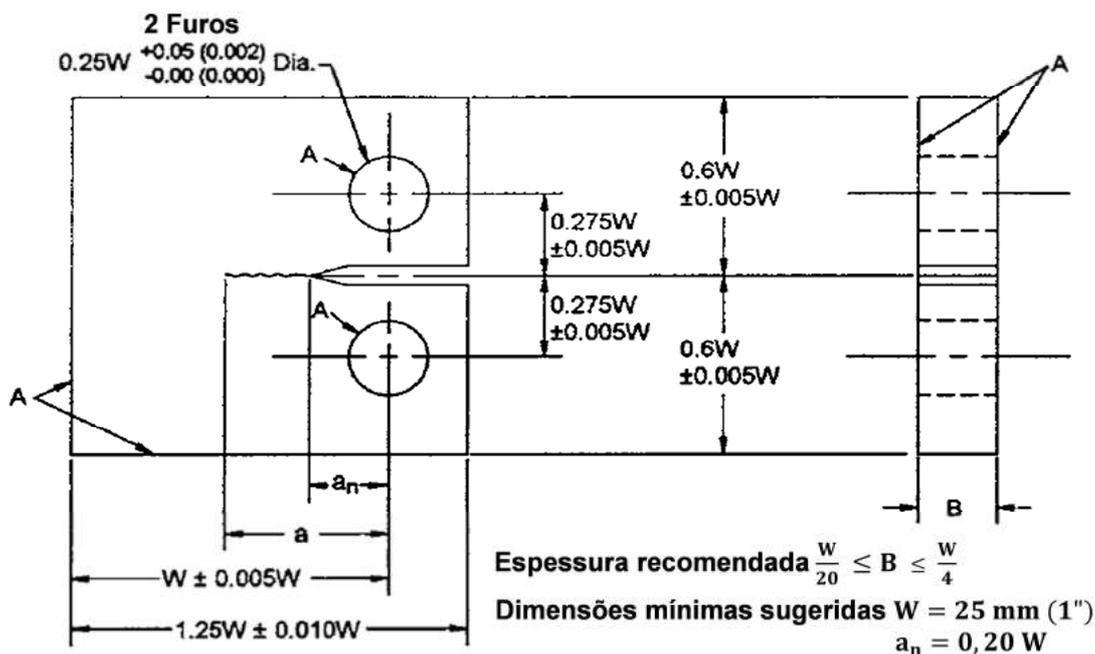
$$0,25 \cdot W = \emptyset,$$

Equação 3.1

$$W = \frac{12,1}{0,25},$$

$$W = 48,4 \text{ mm}.$$

Após a obtenção do valor de “W” tornou-se possível realizar o dimensionamento do corpo de prova CT. Na figura 3.9 é possível observar todas as relações dimensionais indicadas pela norma ASTM E647 (2008), e na figura 4.8 está ilustrado as dimensões do CP para sua posterior usinagem.



**Figura 3.9** - Dimensões do corpo de prova CT (*Compact Tension*) - Modificado de (ASTM E647, 2008).

Dimensões do corpo de prova CT:

Diâmetro do furo = 12,1 mm

$a_n = 9,68 \text{ mm}$

$$a = 11,68 \text{ mm}$$

$$B = 10,0 \text{ mm}$$

$$D = 60,5 \text{ mm}$$

$$E = 13,3 \text{ mm}$$

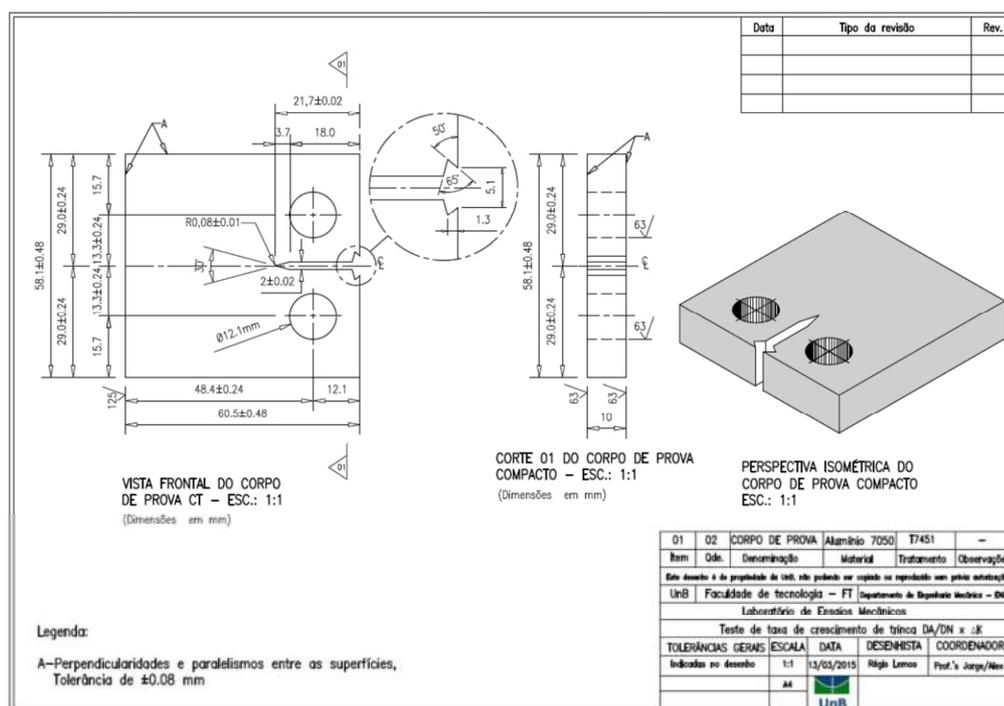
$$F = 29,0 \text{ mm}$$

Para atestar se o corpo de prova utilizado é compatível com a mínima espessura necessária para atender o estado plano de deformações será realizado o cálculo do  $B_{\text{mín}}$  pela equação 2.15. Para a realização do cálculo será utilizado o maior valor de K encontrado nos ensaios realizados.

$$B_{\text{mín}} = 2,5 \left( \frac{29,65}{469} \right)^2,$$

$$B_{\text{mín}} = 9,99 \text{ mm.}$$

Após definidas as dimensões, foi realizado o desenho técnico do corpo de prova para usinagem, na figura 3.10 pode-se observar todas as dimensões com as devidas tolerâncias para uma correta fabricação dos corpos de prova.



**Figura 3.10** - Desenho técnico do corpo de prova CT (*Compact Tension*).

### 3.4.3 Processo de Execução da Pré-trinca

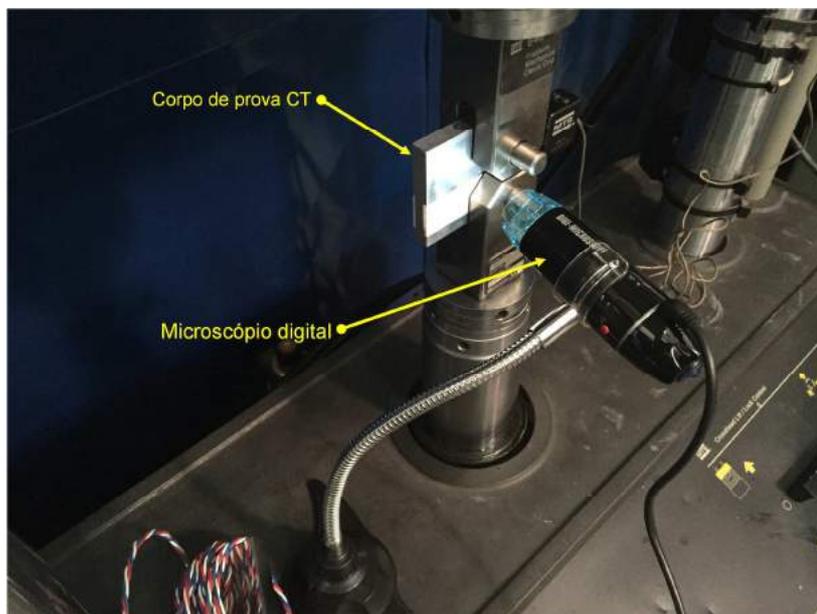
A pré-trinca foi executada visando à criação de uma zona ideal para a propagação de uma trinca controlada por meio de carregamento cíclico, para levantamento da curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$ . Durante o processo de usinagem do corpo de prova pode ser que ocorram pequenos defeitos e/ou o aparecimento de tensões residuais, principalmente na ponta do entalhe executado pelo processo de eletroerosão. Com isso a pré-trinca tem a principal função de eliminar a influência destes possíveis defeitos na curva de propagação de trincas.

As dimensões características da pré-trinca são definidas pela norma *ASTM E647*, e deve seguir as seguintes relações:  $0,1B$  (onde  $B$  é a espessura do corpo de prova),  $h$  (altura do entalhe) ou 1,00 mm, utiliza-se o que apresentar a maior dimensão dentre as relações citadas. Neste caso será considerado um comprimento de 2,00 mm na pré-trinca, que é a dimensão da altura do entalhe ( $h$ ) e é a maior dentre as três. Para a execução da pré-trinca a carga aplicada deve ocorrer de forma balanceada, ou seja, a carga deve ser aplicada uniformemente no Corpo de Prova pelos pinos de fixação do CP. A precisão da carga deve estar dentro de uma faixa de 5% em relação à carga que será aplicada para execução do ensaio. Este valor máximo é definido pela norma em que se baseia a execução do procedimento. Outra orientação da norma é que a carga para execução da pré-trinca seja a menor possível para sua propagação, e que a taxa de propagação nesta etapa seja da ordem de  $10^{-8}$  m/ciclo.

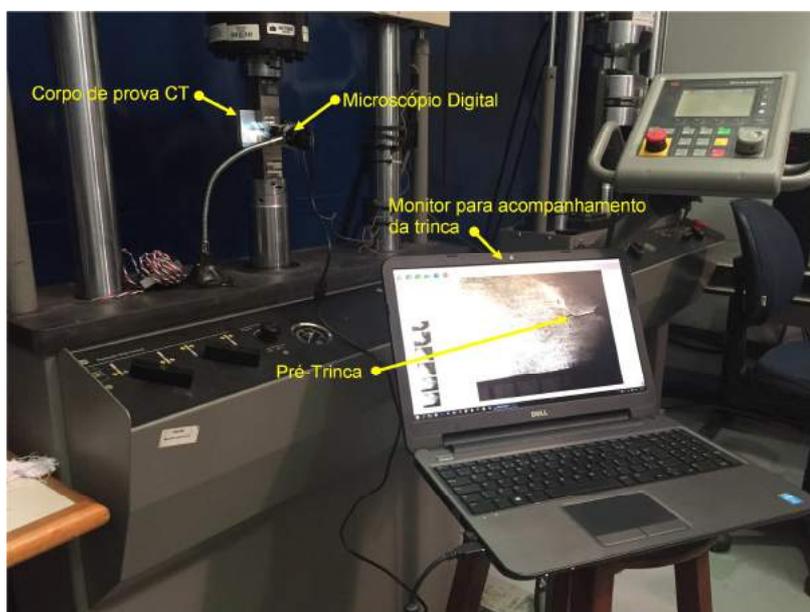
Um cuidado essencial que deve ser tomado durante a propagação da pré-trinca é o acompanhamento de seu crescimento nas duas faces do corpo de prova. A norma de referência define uma relação máxima de diferença entre o crescimento da trinca nas duas faces, sendo de 0,1 mm ou  $0,002W$ , o que for maior. Também discrimina o valor máximo aceitável desta diferença durante a execução do ensaio, que deverá ser de  $0,25B$ , sendo que caso este limite seja excedido o ensaio será considerado inválido para as demais análises.

Para o acompanhamento da trinca, foi fixado uma escala milimétrica em ambas as faces do corpo de prova para um adequado acompanhamento do crescimento da trinca. Outro procedimento adotado foi a instalação de microscópio digital modelo *BW1008-500X* junto a base da máquina utilizada para o ensaio, para

acompanhar o crescimento da trinca. Nas figuras 3.11 e 3.12 é possível observar o aparato montado para o acompanhamento do ensaio.



**Figura 3.11** - Microscópio digital posicionado para monitoramento da trinca (imagem capturada pelo autor no laboratório MTS SG-9 UnB).



**Figura 3.12** - Aparato montado para monitoramento da trinca (imagem capturada pelo autor no laboratório MTS SG-9 UnB).

Durante a realização dos ensaios, devido o monitoramento criterioso da trinca, foi observado o comportamento de bifurcação seguido de desvio do plano de

propagação da trinca. Estes acontecimentos atípicos citados anteriormente foram os principais responsáveis pela motivação na escolha do tema desta dissertação.

#### 3.4.4 Ensaio de propagação de trincas por fadiga

Para realização do ensaio será utilizado *software Standard Fatigue Crack Growth Template*, específico da máquina utilizada nos ensaios MTS 810. Para a execução dos ensaios devem ser carregados três principais campos no *software* da máquina, são eles: *Define Specimen*, *Define test* e *Execute*. Após o ensaio ser finalizado o campo *Analyze* deverá ser acessado para obtenção dos resultados.

No primeiro campo (*Define Specimen*) são colocados todos os dados dimensionais e as propriedades mecânicas referentes ao material do corpo de prova. Os dados a serem preenchidos são: distância do centro do furo até a face inferior do CP ( $W$ ); distância do centro do furo ao final do entalhe ( $a_n$ ); espessura do CP ( $B$ ); altura do entalhe ( $h$ ); módulo de elasticidade; tensão admissível; tensão de escoamento e coeficiente de *Poisson*.

No segundo campo (*Define test*) são informados os parâmetros para execução da pré-trinca (*precrack*); os dados para execução do ensaio (*execution*); os parâmetros de armazenamento de dados (como por exemplo, o intervalo de captura de pontos), o intervalo dos ciclos e as definições finais do teste, onde é colocado o comprimento máximo da trinca que se pretende atingir (*test termination*).

No terceiro campo (*Execute*) são carregados todos os dados anteriormente informados, por meio dos campos: modelo (*template*); procedimento (*procedure*); lote (*batch*) e espécime (*specimen*).

Por último o quarto campo (*Analyze*) será utilizado quando o ensaio estiver concluído. Neste campo será possível o acesso a todos os resultados do ensaio, devendo apenas ser informado o modelo (*template*); procedimento (*procedure*) e o lote (*batch*). Em *analyze* será possível obter as curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , comprimento da trinca versus  $K$ , todas as tabelas de dados e demais informações do ensaio.

Durante a execução do teste a carga definida para o ensaio deverá ser monitorada para que não exceda uma variação de 2% do seu valor nominal. Juntamente com a carga a frequência também deverá ser monitorada para que não ocorram variações no número de ciclos por segundo definido para o ensaio.

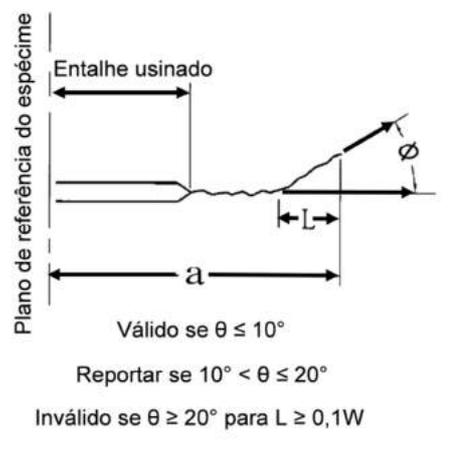
Para este ensaio existem duas principais formas de execução, adotando carga constante e uma determinada razão de carregamento, e a outra considerando o valor de  $\Delta K$  decrescente. Seguindo as recomendações da norma será utilizado o método de amplitude de carga constante para taxas de propagação da ordem de  $10^{-8}$  m/ciclo.

No caso da utilização do método de amplitude de carregamento constante, com o crescimento da trinca o valor de  $\Delta K$  aumenta até que a trinca se propague de forma instável e cause a ruptura do componente, ou até a trinca atingir o comprimento máximo pré-definido. Já no caso do método de  $\Delta K$  decrescente, é definido o máximo valor de  $\Delta K$  que se pretende atingir no ensaio e este será o valor de  $\Delta K$  inicial. Ao iniciar o ensaio, o *software* da máquina calcula a força necessária para que seja atingido o valor de  $\Delta K$ . Com o crescimento da trinca ocorre à redução da carga inicial do ensaio, logo o valor de  $\Delta K$  reduz até o limite mínimo em que a máquina consegue alcançar.

Para que o ensaio de propagação de trincas seja considerado válido a norma ASTM E647 (2008) apresenta alguns cuidados a serem seguidos. Um dos principais consiste observar o alinhamento da trinca e possíveis desvios durante a execução do ensaio.

Se a trinca apresentar desvio de mais  $\pm 10^\circ$  esta informação deve constar no relatório do ensaio. Para que o ensaio seja considerado válido a trinca não deve apresentar desvio em seu alinhamento de  $\pm 20^\circ$ . (ASTM E647, 2008)

Caso seja verificado angulação maior que a estabelecida pela norma o ensaio não será validado. Na figura 3.13 observa-se um desenho esquemático para verificação da condição de validade do ensaio de propagação de trincas.



**Figura 3.13** - Critérios para validação do ensaio - Modificado de (ASTM E647, 2008).

Após o término do ensaio, no campo *analyze* será exportado a tabela com os resultados do ensaio, estes resultados serão tratados por meio do software *MatLab* para o devido levantamento da curava *da/dN versus  $\Delta K$* .

### 3.4.5 Parâmetros para a execução dos ensaios

No decorrer dos ensaios alguns parâmetros utilizados foram modificados de forma a adequar os ensaios para possibilitar a obtenção dos resultados desejados, como as regiões desejadas do gráfico de propagação da trinca (inicial ou final) e taxa de crescimento da trinca.

As dimensões dos corpos de prova CT foram mantidas para todos os ensaios visando a maior uniformidade possível dos resultados. Os parâmetros utilizados para cada ensaio serão apresentados de forma mais detalhada no anexo “A” desta tese.

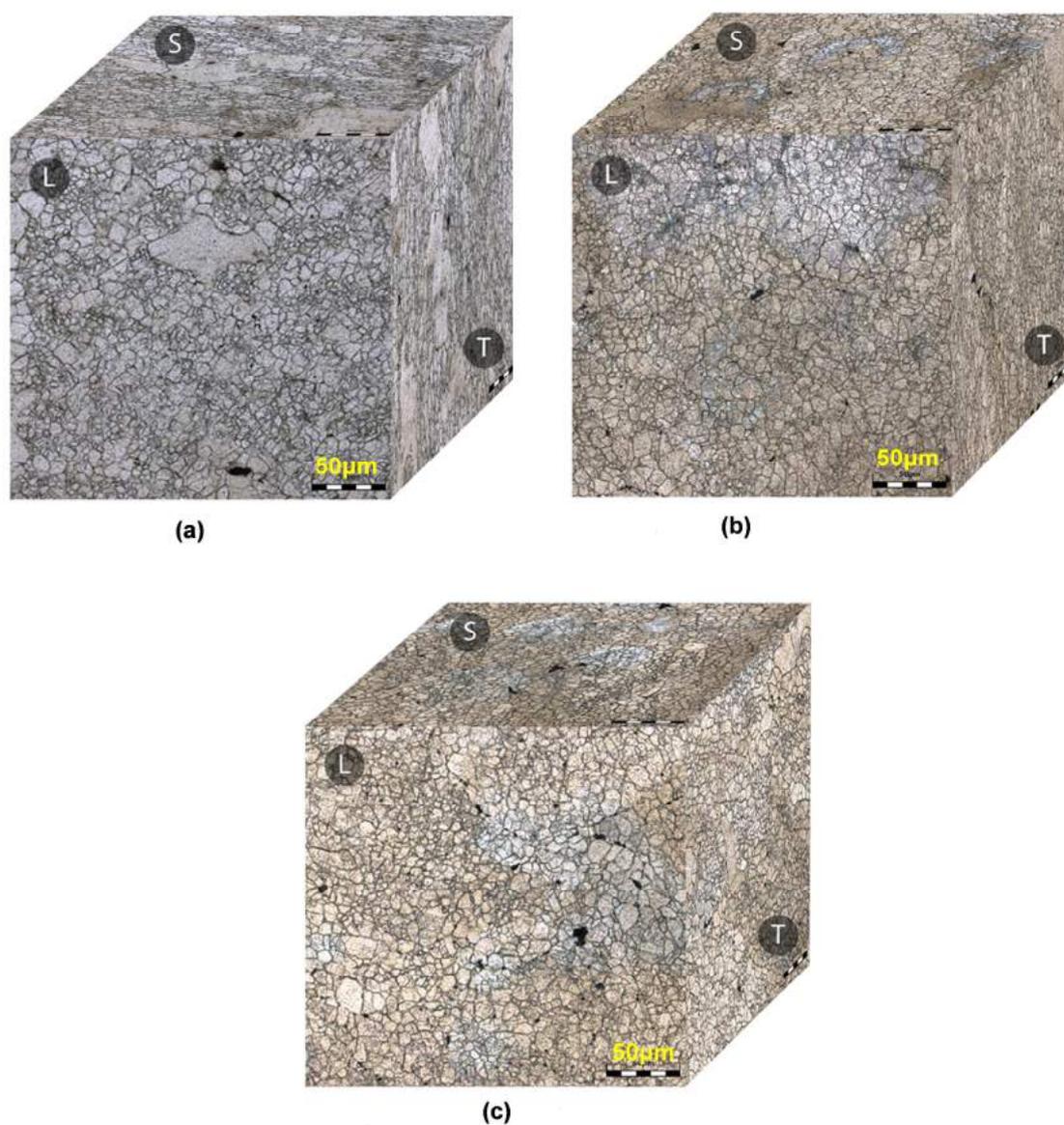
## 3.5 MÉTODO DE AVALIAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

Foram realizadas análises na superfície da fratura de modo a tentar caracterizar o comportamento observado durante os ensaios, para esta análise inicialmente foi realizada microscopia óptica para uma observação mais geral de toda a superfície de propagação da trinca, para esta análise utilizou-se microscópio Estereoscópio *Zeiss Stemi 2000-C*. Após esta análise geral realizou-se microscopia eletrônica de varredura (MEV) a fim de observar em maiores ampliações a superfície fraturada dos espécimes, para esta análise utilizou-se microscópio *JEOL JSM-IT300*.

## 4 RESULTADOS

### 4.1 ANÁLISE DOS TAMANHOS DE GRÃOS

Nas figuras 5.3 (a), (b) e (c) observa-se o comportamento dos grãos nas três amostras diferentes em uma morfologia tridimensional.



**Figura 4.1** - Comportamento dos grãos em uma morfologia tridimensional (a) Amostra 01, (b) Amostra 02, (c) Amostra 03 (Cortesia da imagem Marcus Sá).

As imagens acima representam os diferentes tamanhos de grão das amostras retiradas do tarugo de alumínio, nas três direções de influência do processo de laminação. Realizando contagem dos grãos foi possível levantar as variações em seus tamanhos. Na tabela 4.1 observa-se os valores encontrados para cada amostra, nas três direções diferentes.

**Tabela 4-1** - Variação dos tamanhos de grão nos diferentes pontos de retirada das amostras, em função dos planos de laminação.

Planos de laminação	Amostra 01 ( $\mu\text{m}$ )	Amostra 02 ( $\mu\text{m}$ )	Amostra 03 ( $\mu\text{m}$ )
Plano L	4,18	3,79	3,61
Plano S	4,88	3,84	3,57
Plano T	4,58	3,56	3,50

Todas as amostras apresentaram variações nos tamanhos dos grãos em função da posição de retirada no tarugo. No plano L, a amostra 01 quando comparada com a amostra 02 apresentou um tamanho de grão de 10,30% maior que o da amostra 02, retirada no meio do lingote, e um tamanho de grão de 15,80% maior se comparada com a amostra 03 retirada na extremidade do lingote (posição coincidente com o meio do tarugo). Utilizando como referência o plano S a amostra 01 apresentou tamanho de grão 27,1% maior se comparada com a amostra 02, e 36,7% maior se comparada com a amostra 03. Para o plano T a amostra 01 quando comparada com a amostra 02 apresentou um tamanho de grão de 28,65% maior que o da amostra 02, retirada no meio do lingote, e um tamanho de grão de 30,85% maior se comparada com a amostra 03 retirada na extremidade do lingote.

Outra análise que pode ser feita é a variação dos tamanhos de grãos da mesma amostra, mas em planos diferentes. A amostra 01 no plano L apresenta tamanho de grão 14,35% menor se comparado com o plano S, e 8,75% menor se comparado com o plano T.

No plano L, a amostra 02, posicionada no meio do lingote retirado do tarugo, quando comparada com a amostra 01 apresentou um tamanho de grão de 9,35% menor, e quando comparada com a amostra 03 apresenta variação de 5,0% maior. Para o plano S, quando comparado com a amostra 01 apresentou uma variação de 21,30% menor dos tamanhos de grão, e para a amostra 03 variação de 7,55%

maior. Já para o plano T, a amostra 02 apresentou tamanho de grão 22,25% menor que a amostra 01 e 1,70% maior que a amostra 03.

Comparando os planos de laminação da mesma amostra podemos observar que no plano L apresenta tamanho de grão 1,30% menor se comparado com o plano S, e 6,45% maior se comparado com o plano T.

Por último no plano L, a amostra 03, retirada do meio do tarugo de alumínio, ou na extremidade do lingote, quando comparada com a amostra 01 apresentou um tamanho de grão de 13,65% menor, e quando comparada com a amostra 02 apresenta variação de 4,75% menor nos tamanhos de grão. No plano S quando comparado com a amostra 01 apresentou uma variação de 26,85% menor dos tamanhos de grão, e para a amostra 02 variação de 7,05% menor. Analisando o plano T a amostra 03 apresentou tamanho de grão 23,6% menor que a amostra 01 e 1,7% menor que a amostra 02.

Segundo a mesma linha de raciocínio e comparando os planos de laminação da mesma amostra, quando comparado o plano L com o plano S, o plano L apresentou variação de 1,10% maior no tamanho dos grãos, e quando comparado com o plano T apresentou variação de 3,15% maior.

Analisando os levantamentos acima podemos observar que a maior variação nos tamanhos dos grãos ocorre quando comparamos as amostras 01 e 03, e a maior dentre estas ocorreu no plano T-S de laminação.

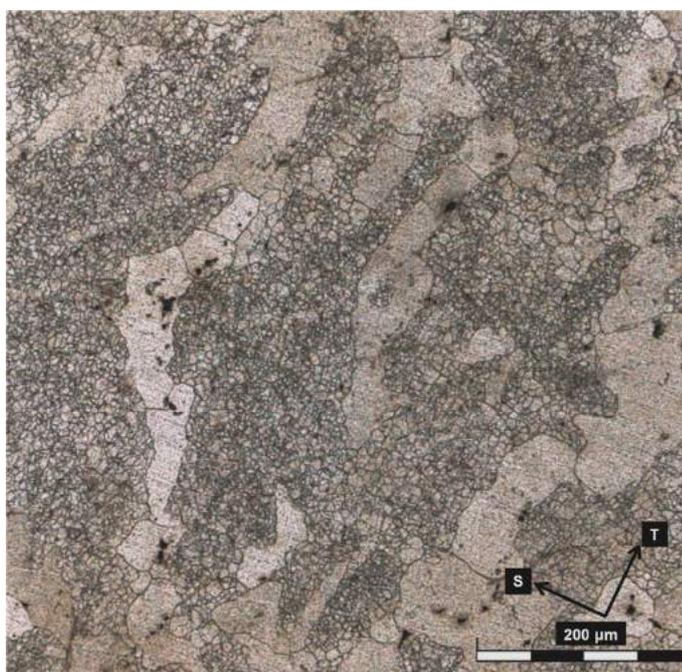
Como a variação dos tamanhos de grãos é mais expressiva na direção T-S os corpos de prova foram retirados estrategicamente nesta posição, para que seja possível analisar de forma mais crítica à influência da microestrutura na tendência de bifurcação e desvio de trincas por fadiga.

#### **4.2 MICROGRAFIA NA DIREÇÃO DE ANÁLISE DA LIGA**

Foi realizado micrografia nas três amostras retiradas nas diferentes posições do tarugo de alumínio, como pode ser observado na figura 3.2. Ambas as amostras encontram-se na direção T-S, e podem ser observado nas figuras 4.2, 4.3 e 4.4. Na figura 4.2 (amostra 01) observa-se regiões recristalizadas (grãos maiores) e regiões

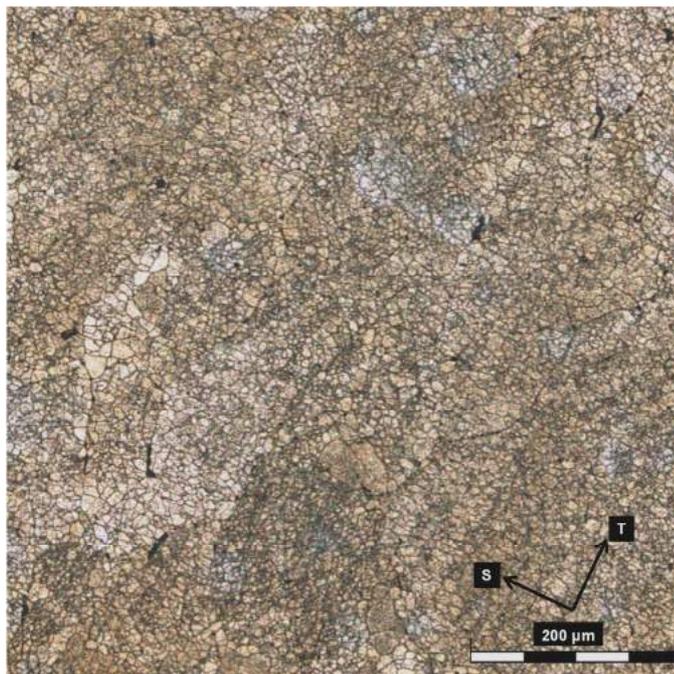
não recristalizadas (grãos menores ou subgrãos). Nas figuras 4.3 (amostra 03) e 4.4 (amostra 02) a região é predominante de região não recristalizada, sendo que na amostra 02 ainda observa-se algumas regiões recristalizadas. Tal comportamento foi observado por Wei (2014) em outras direções, e ilustrado nas figuras 2.17 (a), (b) e (c).

Na figura 4.2 é ilustrado o comportamento da amostra 01 retirada na superfície do lingote e em posição perpendicular a superfície de laminação do tarugo. As regiões escuras na superfície são características de inclusões na liga.



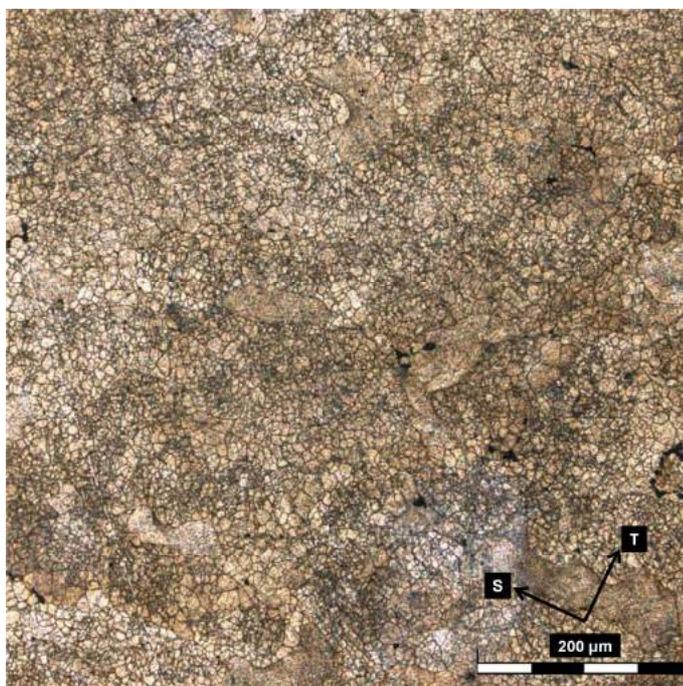
**Figura 4.2** - Micrografia na superfície da amostra 01, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá).

Na figura 4.3 é ilustrado a superfície da amostra 03, posicionada no meio da seção do tarugo, posição mais distante da face de laminação. Onde caracteriza-se uma região predominante de subgrãos, típico de região não recristalizada.



**Figura 4.3** - Micrografia na superfície da amostra 03, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá).

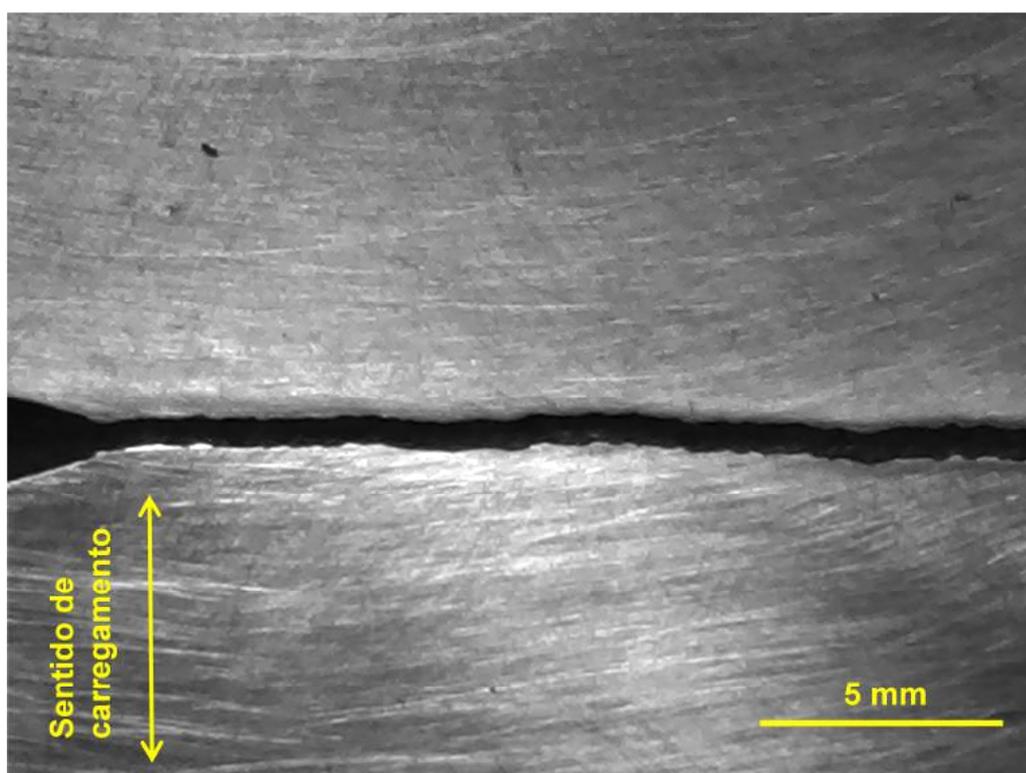
Na figura 4.4 ilustra-se a superfície da amostra 02, posicionada entre as amostra 01 e 03. Analisando a superfície observa-se poucas regiões de grãos recristalizados.



**Figura 4.4** - Micrografia na superfície da amostra 02, direção T-S (Cortesia da imagem Marcus Sá).

### 4.3 RESULTADOS OBTIDOS DOS ENSAIOS MECÂNICOS DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS

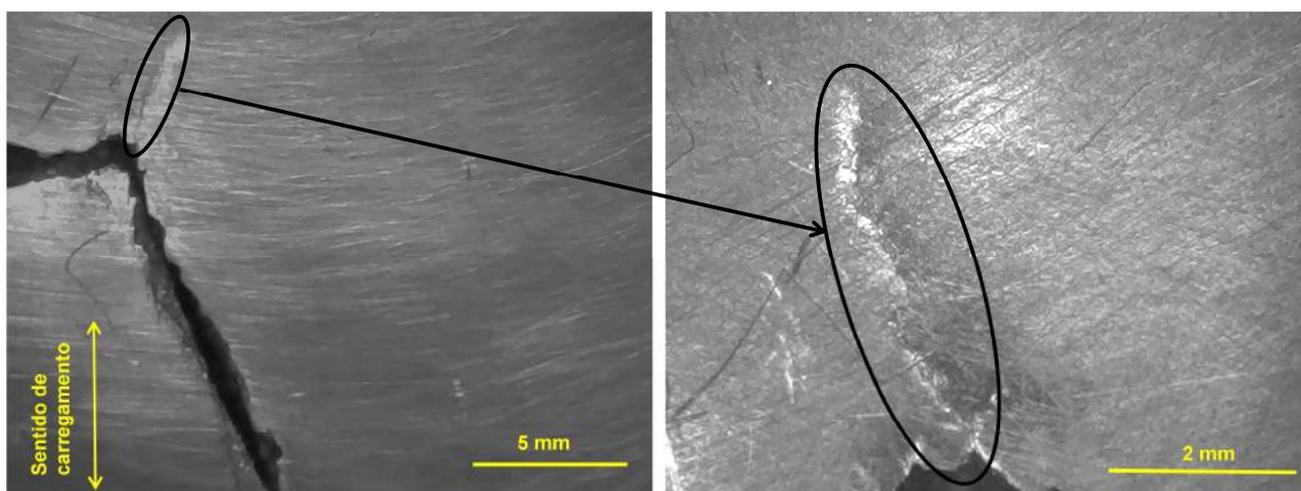
Foram realizados cinco ensaios de propagação de trincas na direção T-S para caracterizar o comportamento desejado, dentre eles quatro apresentaram comportamento de bifurcação, desvio da trinca e ou combinação dos dois comportamentos. O primeiro ensaio (CP-01) comportou-se de forma padrão, a trinca cresceu alinhada no plano de propagação devido, e atingiu o comprimento final seguindo o parâmetro adotado para o ensaio 38,0 mm. Não foi constatado surgimento de trincas secundárias, e o valor máximo de  $\Delta K$  encontrado aproximou-se do parâmetro tabelado para a liga em estudo ( $K_{IC} = 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) (ALCOA, 2016). Para este ensaio foi adotado parâmetro de força constante, com intensidade máxima de 2000 N e razão de carregamento  $R=0,1$ . Na figura 4.5 abaixo pode-se observar o aspecto da fratura.



**Figura 4.5** - Aspecto da fratura no primeiro ensaio direção T-S (Ensaio 01 - CP-01).

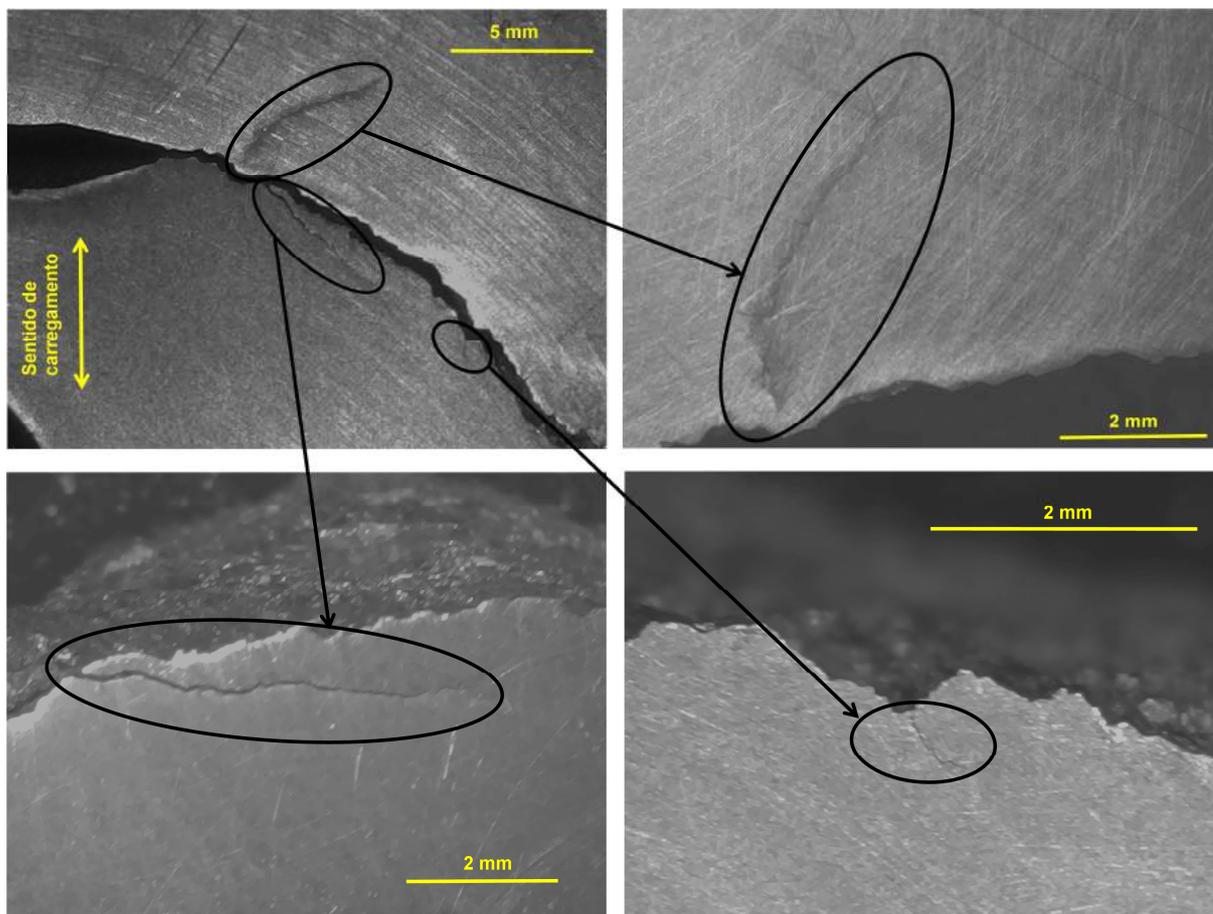
O segundo ensaio comportou-se de forma bastante peculiar. A execução da pré-trinca ocorreu na forma esperada, seguindo o plano correto de propagação. Porém logo após o início do ensaio propriamente dito foi observado o surgimento de

mais de uma frente de propagação (bifurcação da trinca), esta detecção foi possível devido o monitoramento da trinca por meio de um microscópio digital montado na base de trabalho da máquina, como pode ser observado nas figuras 3.11 e 3.12. Dentre as trincas que cresceram pelo comportamento de bifurcação, apenas uma delas continuou propagando, e apresentou caminho com ângulo de desvio de aproximadamente  $60^\circ$ . Neste plano a trinca propagou-se por aproximadamente 11,2 mm além da pré-trinca, antes de entrar na zona de propagação final. Para este ensaio foi adotado o método de controle de  $\Delta K$ , onde o valor inicial foi definido em  $18 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ . Na imagem 4.6 é possível observar a trinca secundária que surgiu durante o ensaio.



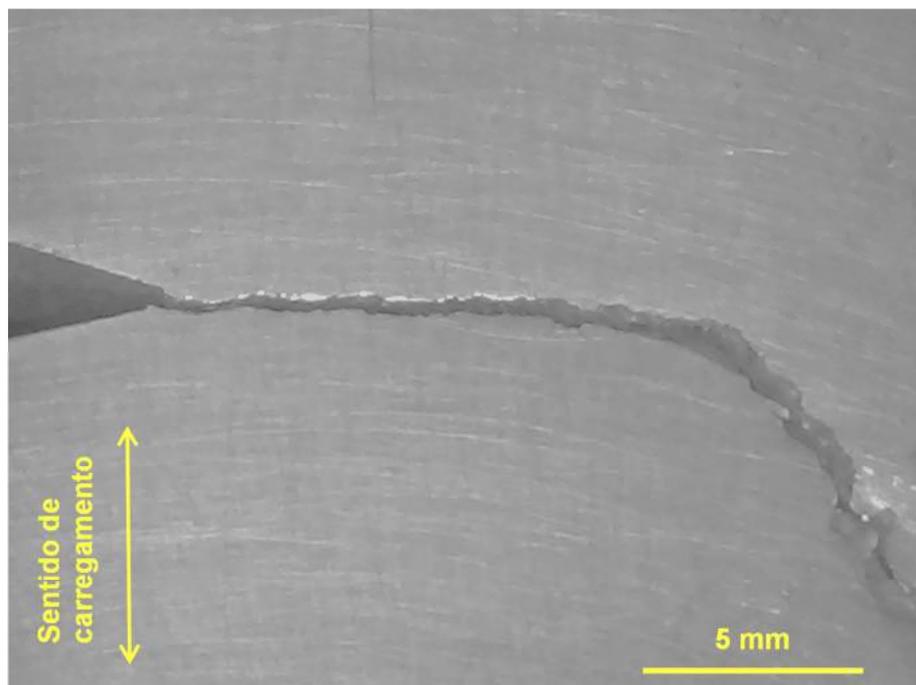
**Figura 4.6** - Surgimento de bifurcação na trinca principal direção T-S (Ensaio 2 – CP-02).

O terceiro ensaio apresentou desvio já na execução da pré-trinca e logo após sua iniciação apresentou comportamento de bifurcação. Com comportamento similar ao segundo ensaio, a trinca seguiu uma direção preferencial de propagação com ângulo aproximado de  $40^\circ$ . Durante a propagação da trinca principal foi detectado o surgimento de mais três frentes de crescimento de trincas, como pode ser observado na figura 4.7. As detecções das bifurcações foram feitas pelo mesmo método citado anteriormente. Para este ensaio foi adotado o método de controle de  $\Delta K$ , onde o valor inicial foi fixado em  $8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ .



**Figura 4.7** - Surgimento de três pontos de bifurcação na trinca principal direção T-S (Ensaio 3 – CP-03).

O quarto ensaiado teve comportamento inicial padrão, com propagação alinhada no plano até o comprimento aproximado de 12,80 mm. Após este comprimento a trinca desviou-se do plano típico de propagação com ângulo de aproximadamente  $43^\circ$ , e continuou a propagar por mais 5,00 mm antes da fratura final. Não foi constatado o surgimento de trincas secundárias. Para este ensaio foi adotado parâmetro de força constante, com intensidade máxima de 1500 N e razão de carregamento  $R=0,1$ , e o fator de intensidade de tensão (K) apresentou valor inferior ao desejado. Na figura 4.8 pode-se observar o comportamento inicial padrão e o desvio ocorrido.



**Figura 4.8** - Comportamento de desvio da trinca (Ensaio 04 - CP-04).

O quinto ensaio foi realizado visando observar minuciosamente o comportamento de crescimento da trinca durante sua propagação. Para realização deste ensaio foi adotado carga constante de 1500 N e razão de carregamento  $R=0,1$ .

Já na realização da pré-trinca foi observado comportamento de bifurcação, como pode ser observado na figura 4.9.



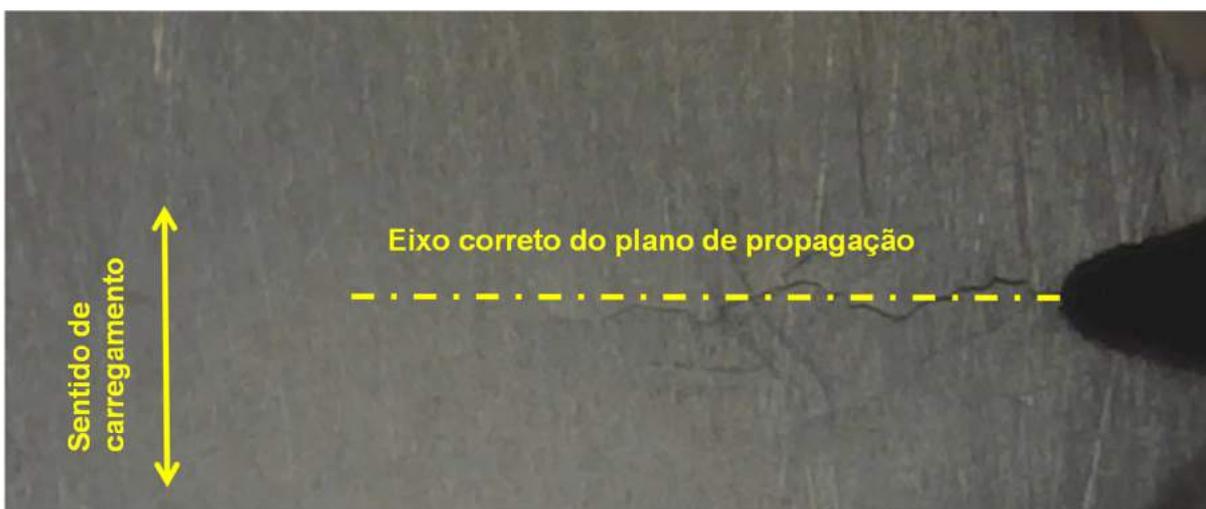
**Figura 4.9** - Surgimento de bifurcação na execução da Pré-trinca.

Após o início do ensaio propriamente dito foi observado à evolução de apenas uma das frentes de propagação como pode ser observado na figura 4.10, esta imagem ilustra a ampliação da trinca onde observa-se um caminho não linear no plano de propagação. Neste momento o ensaio apresentava 18000 ciclos de carregamento, comprimento da trinca de 11,46 mm e  $\Delta K$  com valor de  $2,87 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



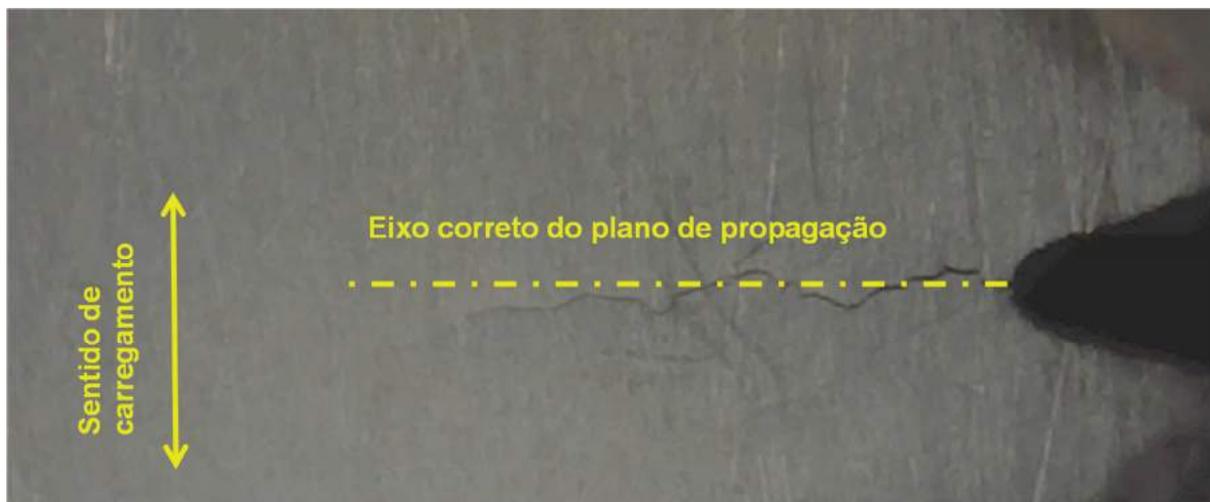
**Figura 4.10** - Evolução de apenas uma das frentes de propagação (18000 ciclos).

Com a evolução do ensaio observou-se uma pequena tendência de retorno da trinca ao plano correto de propagação, como ilustrado na figura 4.11, este comportamento foi observado com 35000 ciclos de carregamento, trinca com comprimento de 11,55 mm e  $\Delta K$  com valor de  $2,90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



**Figura 4.11** - Tendência sutil de retorno da trinca para o plano correto de propagação (35000 ciclos).

Com 70000 ciclos de carregamento a trinca apresentou leve queda em seu alinhamento conforme ilustrado na figura 4.12, neste instante a trinca apresentou comprimento de 11,82 mm e  $\Delta K$  com valor de  $2,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



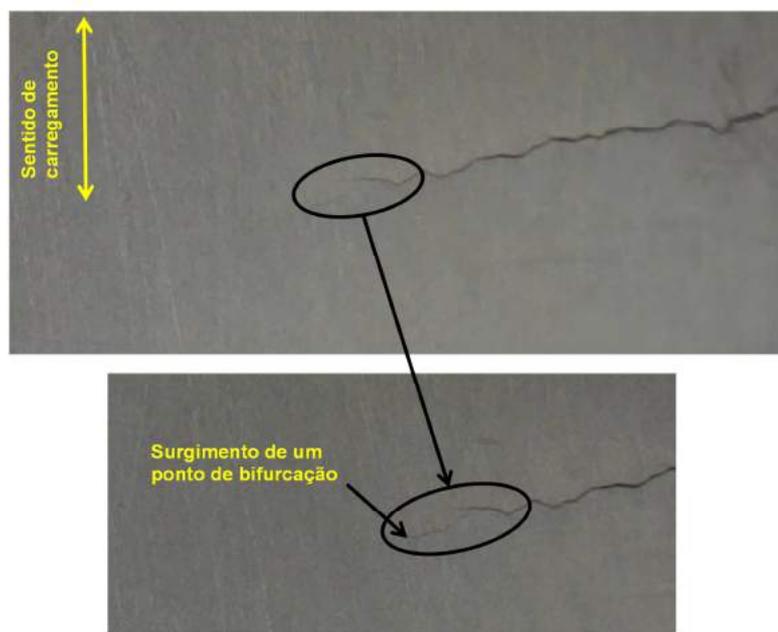
**Figura 4.12** - Tendência de queda no alinhamento da trinca (70000 ciclos).

De modo a ilustrar a principal tendência de desvio do plano habitual de propagação foi considerado um maior intervalo de captura da imagem, a figura 4.13 confirma a tendência de queda no alinhamento observada na figura 4.12. A imagem foi realizada a 300.000 ciclos de carregamento, onde a trinca apresentou comprimento de 13,5 mm e  $\Delta K$  com valor de  $3,19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



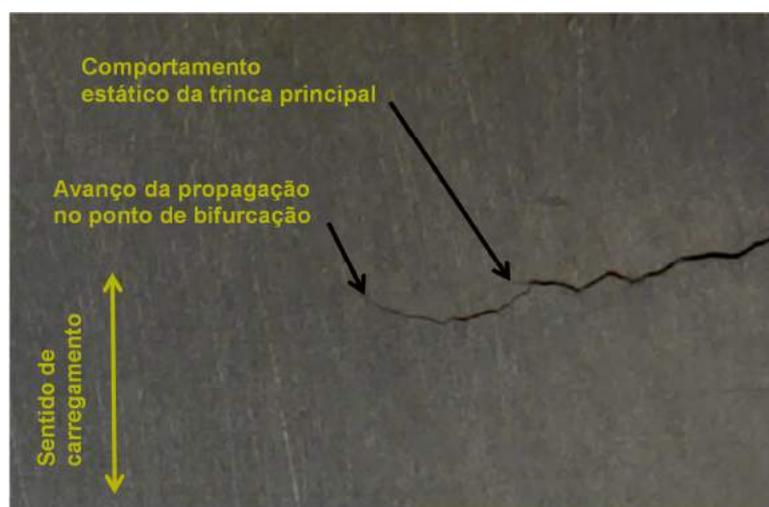
**Figura 4.13** - Queda no alinhamento da trinca no plano de propagação habitual (300.000 ciclos).

Com o avanço do ensaio a 380.000 ciclos observou-se o surgimento de um ponto de bifurcação na extremidade da trinca principal, como pode-se observar nas figuras 4.14 (a) e (b), neste ponto a trinca apresentou comprimento de 14,2 mm e  $\Delta K$  com valor de  $3,32 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



**Figura 4.14** - (a) Trinca com 350.000 ciclos de carregamento (b) surgimento de bifurcação na extremidade da trinca principal com (380.000 ciclos).

Após o surgimento da bifurcação o ensaio foi cuidadosamente monitorado, e foi possível observar que a trinca principal manteve-se estática e a propagação evoluiu-se na bifurcação detectada, como pode ser observado na figura 4.15.



**Figura 4.15** - Evolução da propagação da trinca no ponto de bifurcação.

Na figura 4.16 pode-se observar o comportamento da trinca em todo o ensaio, que foi interrompido com 466.664 ciclos, comprimento da trinca de 14,95 mm e  $\Delta K$  com valor de  $3,45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .



**Figura 4.16** - Comportamento completo de propagação da trinca (466.664 ciclos).

As demais informações referentes aos ensaios citados acima encontram-se no anexo A desta tese.

#### 4.4 CURVAS $da/dN$ versus $\Delta K$

No gráfico abaixo ilustra-se o comportamento das curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  dos ensaios realizados, a curva do primeiro ensaio servirá como padrão de comparação para as demais curvas, já que ela representa a única curva característica considerada válida pela norma de ensaios de propagação de trincas ASTM E647 (2008). Apesar do comportamento atípico dos ensaios e do menor número de pontos capturados devido à fratura precoce, as curvas mostraram inclinação compatível quando comparadas com o ensaio que comportou-se de forma padrão.

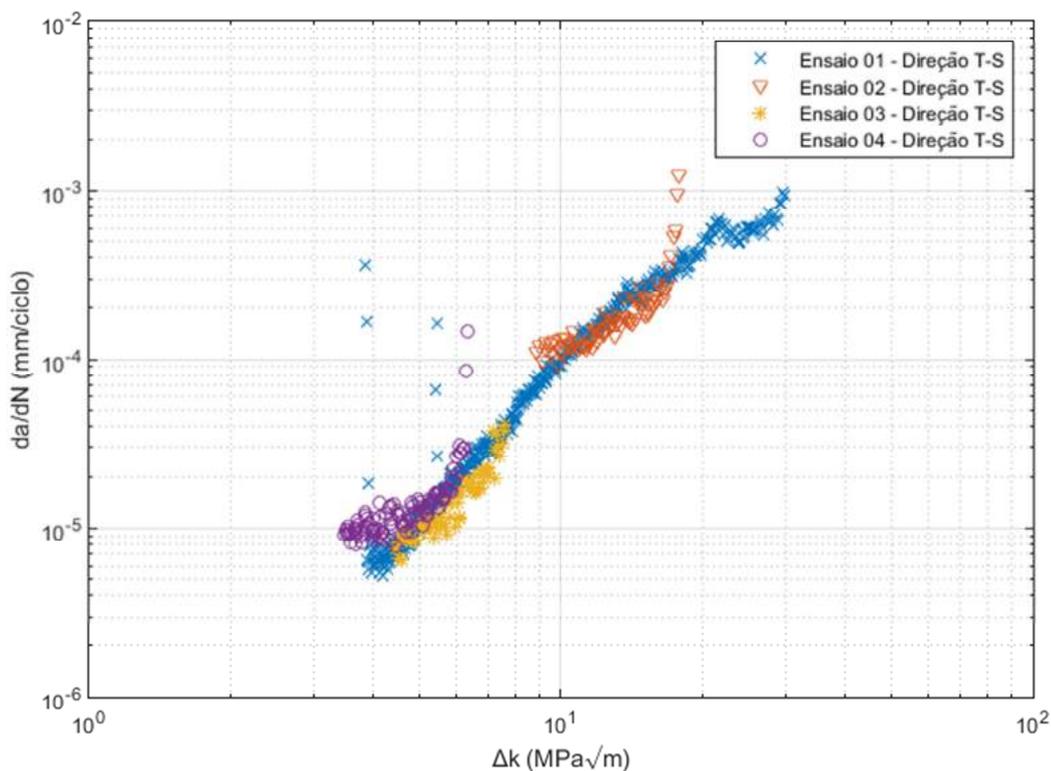
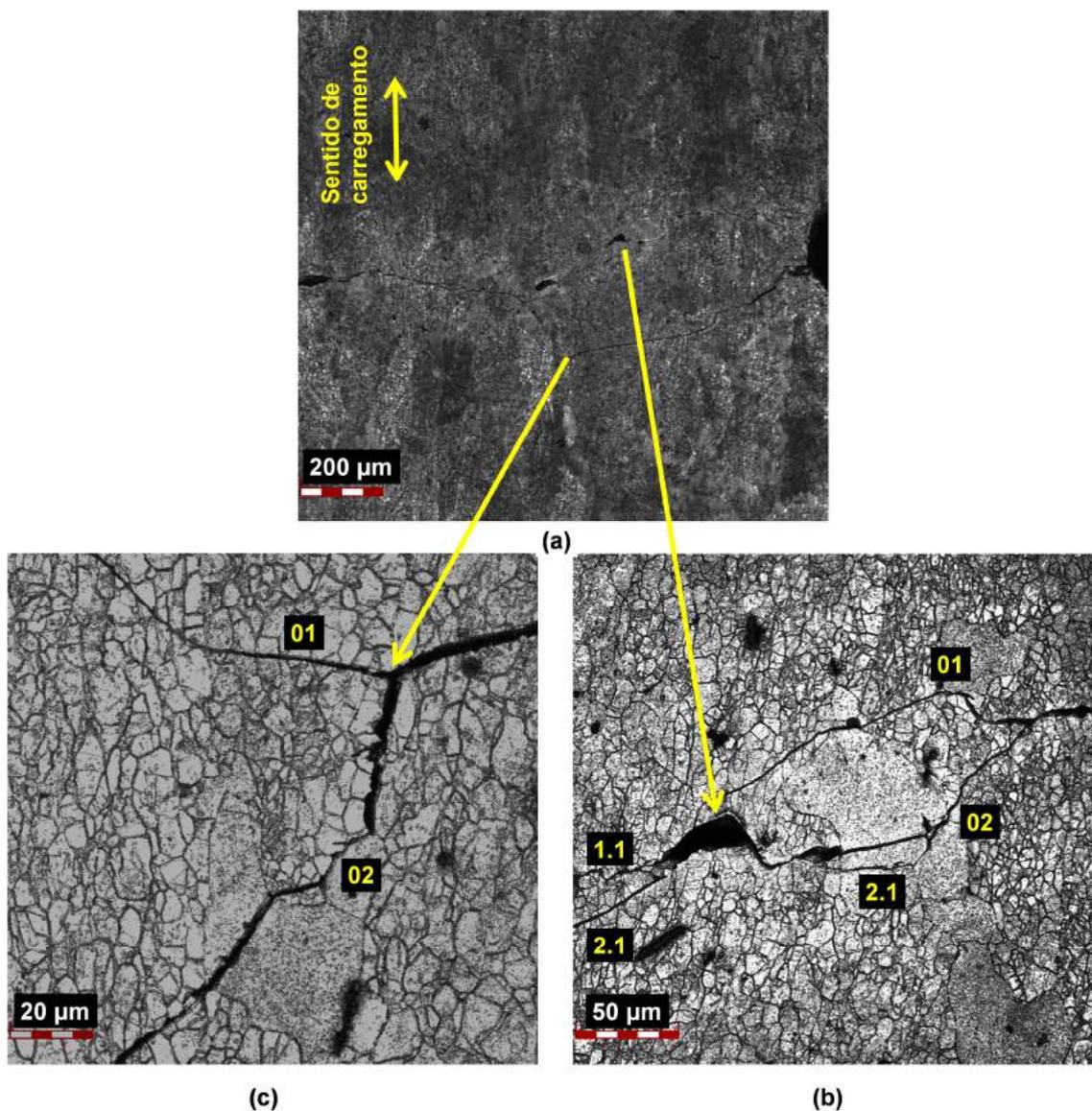


Figura 4.17 - Curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$  dos ensaio realizados da direção T-S.

#### 4.5 MICROGRAFIA DA PROPAGAÇÃO DA TRINCA (CP-05)

Conforme demonstrado na figura 4.9 já na realização da pré-trinca observou-se comportamento de bifurcação da trinca, para avaliar o fato ocorrido em função da região da microestrutura o corpo de prova (CP-05) foi submetido a processo de polimento e ataque químico similar aos de preparação das amostras apresentados no tópico 3.2, imagem 3.4. Ao analisar as imagens obtidas observa-se que as bifurcações são muito mais numerosas do que quando o CP é avaliado a olho nu. A imagem 4.18 ilustra o comportamento da pré-trinca, onde é observado o primeiro ponto de bifurcação das frentes de propagação encontradas.

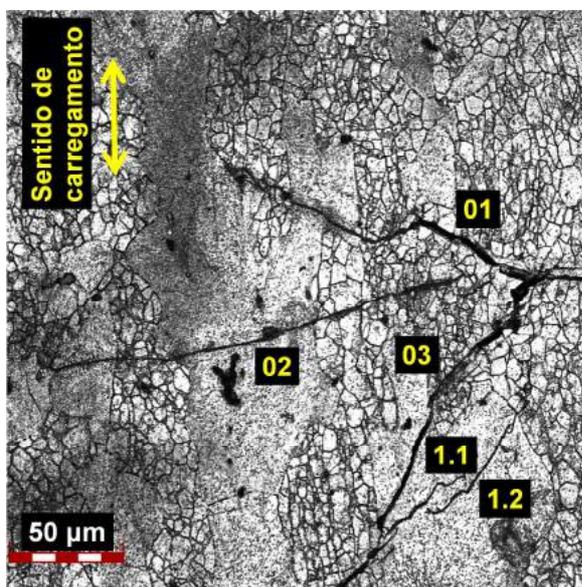


**Figura 4.18** - (a) Visão geral das frentes de propagação na realização da pré-trinca, (b) Bifurcação da trinca superior, (c) Bifurcação da trinca inferior.

Nota-se que na figura 4.18 (b) a trinca identificada como 01 tende a propagar-se tanto nos contornos de subgrãos (região não recristalizada), quanto no contorno do grão maior (região de recristalização). Já a trinca identificada como 02 tem seu comportamento inicial em contornos de subgrão e posteriormente cruza uma região recristalizada. Durante a propagação da trinca 02 surge ainda uma trinca secundária identificada como 2.1, que também atravessa a mesma região da trinca 02. Ambas as trincas da imagem 4.18 (b) convergem para uma região de inclusão. Ao sair desta região a trinca identificada como 2.1 apresenta comportamento transgranular na

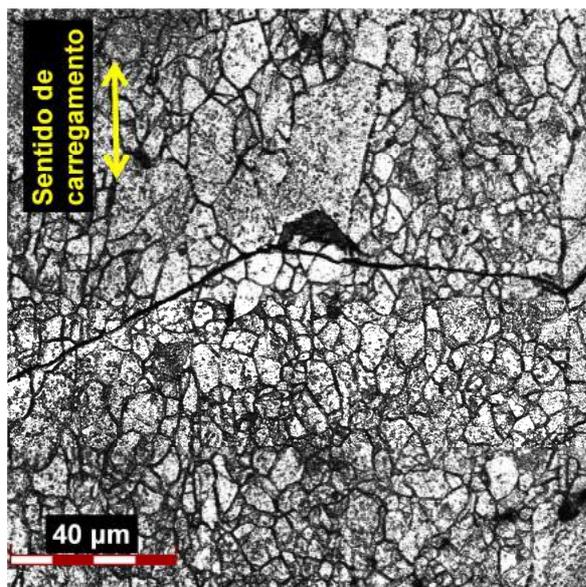
região de subgrãos, e a trinca identificada como 1.1 percorre um caminho intergranular.

Na figura 4.18 (c) observa-se que tanto o caminho da trinca principal quanto as bifurcações identificadas como 01 e 02 tendem a ter caminho transgranular, tanto na região de subgrãos, quanto na região recristalizada. Na figura 4.19 observa-se que as trincas da figura 4.18 (b) juntam-se, neste ponto observa-se três frentes de propagação principais, identificadas como 01, 02 e 03 e duas frentes secundárias identificadas como 1.1 e 1.2, sendo que a 1.1 parte da propagação da trinca 03 e percorre trajeto transgranular em uma região recristalizada, e a trinca 1.2 apresenta percurso inicial intergranular e posteriormente propaga-se dentro de uma região recristalizada até parar. A trinca 01 apresenta comportamento predominante transgranular, porém após atravessar a região recristalizada comporta-se de forma intergranular até se tornar estática. A trinca 02 apresenta comportamento inicial intergranular, tornando-se transgranular e apresentando comportamento retilíneo até seu ponto final. A única trinca que continuou-se a propagar foi a trinca 03, e apresentou comportamento de bifurcação conforme descrito acima.



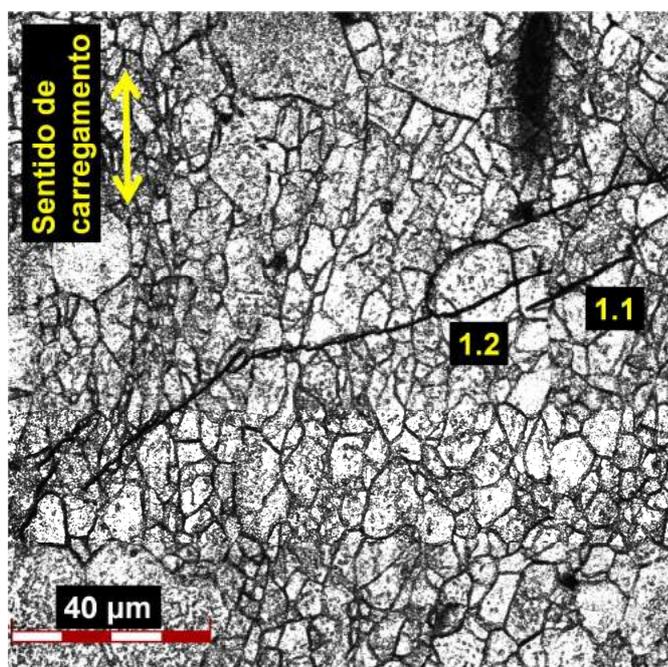
**Figura 4.19** - Propagação da trinca em três frentes principais.

Na figura 4.18 (c) a trinca 02 tem sua propagação continuada, e apresenta comportamento transgranular, contornando apenas uma pequena região de um grão recristalizado.



**Figura 4.20** - Propagação da trinca inferior da figura 5.3 (a).

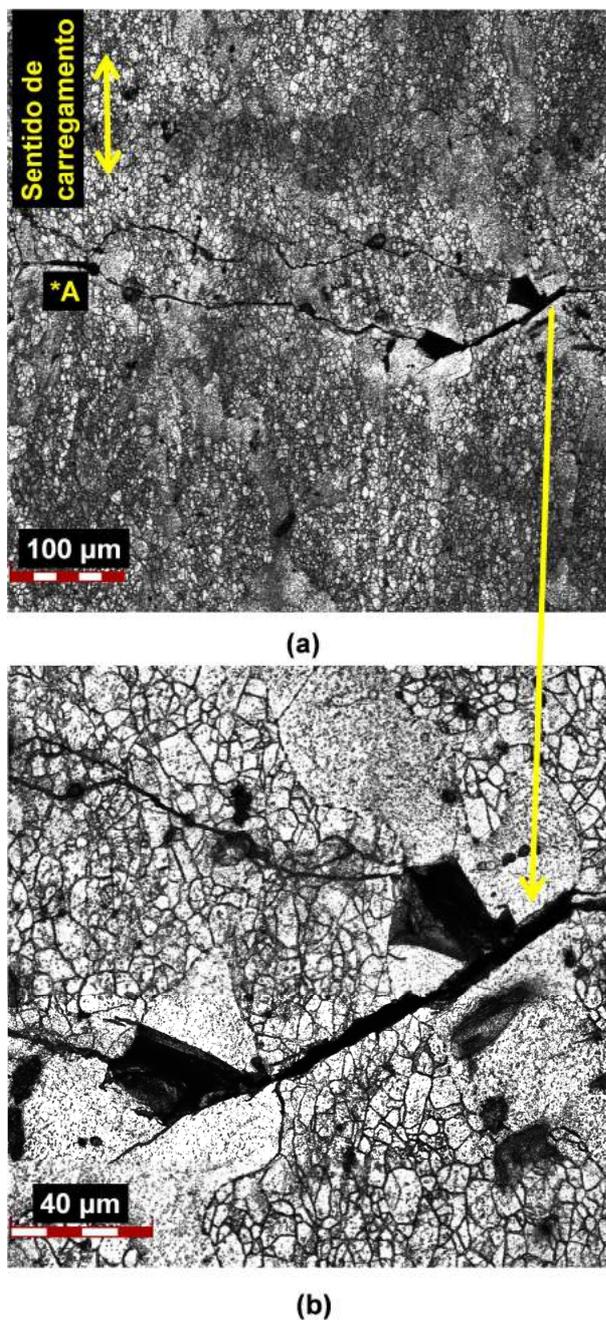
A trinca da imagem 4.20 propaga-se até apresentar comportamento estático, na figura 4.21 observa-se a região final da trinca, e o surgimento de dois pontos de bifurcação identificados como 1.1 e 1.2.



**Figura 4.21** - Região final de propagação da trinca apresentada na figura 5.5.

Com o comportamento estático da trinca ilustrada na figura 4.21 a trinca que prevaleceu durante o ensaio foi apenas a identificada como 03 na figura 4.19. Esta

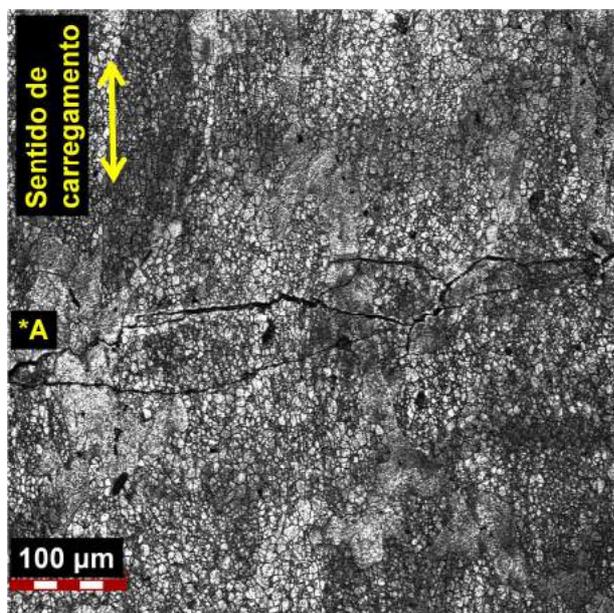
propagou-se de forma transgranular passando por duas regiões de grãos recristalizados onde ocorreram bifurcações, e remoção de parte do material, em cada uma destas regiões observou-se o surgimento de uma frente de propagação, que se juntam no ponto identificado como \*A na figura 4.22 (a).



**Figura 4.22** - (a) Propagação da trinca 03 ilustrada na figura 4.19, (b) Ampliação da região de bifurcação.

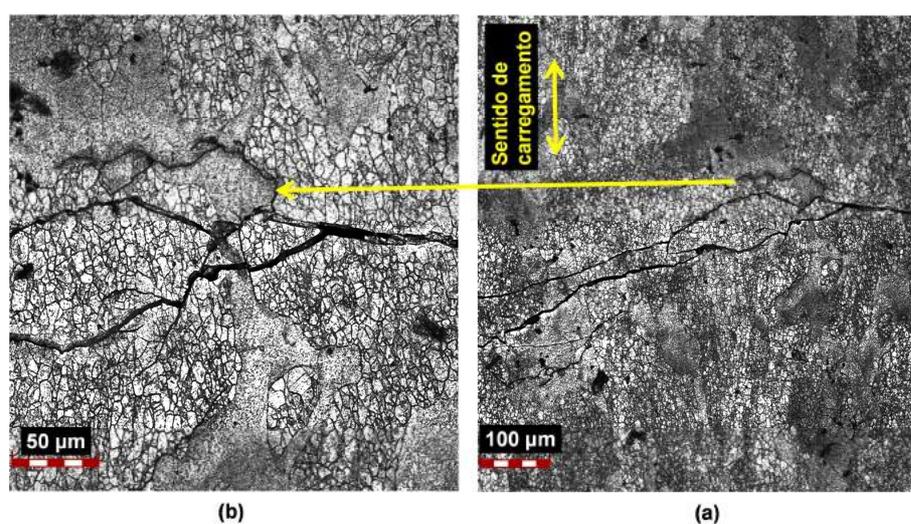
Logo após a saída da região \*A observa-se várias frentes de propagação conforme ilustrado na figura 4.23, estas trincas apresentam comportamento de

convergência para um ponto conforme ilustra na figura 4.22 (a) e observado na figura abaixo.



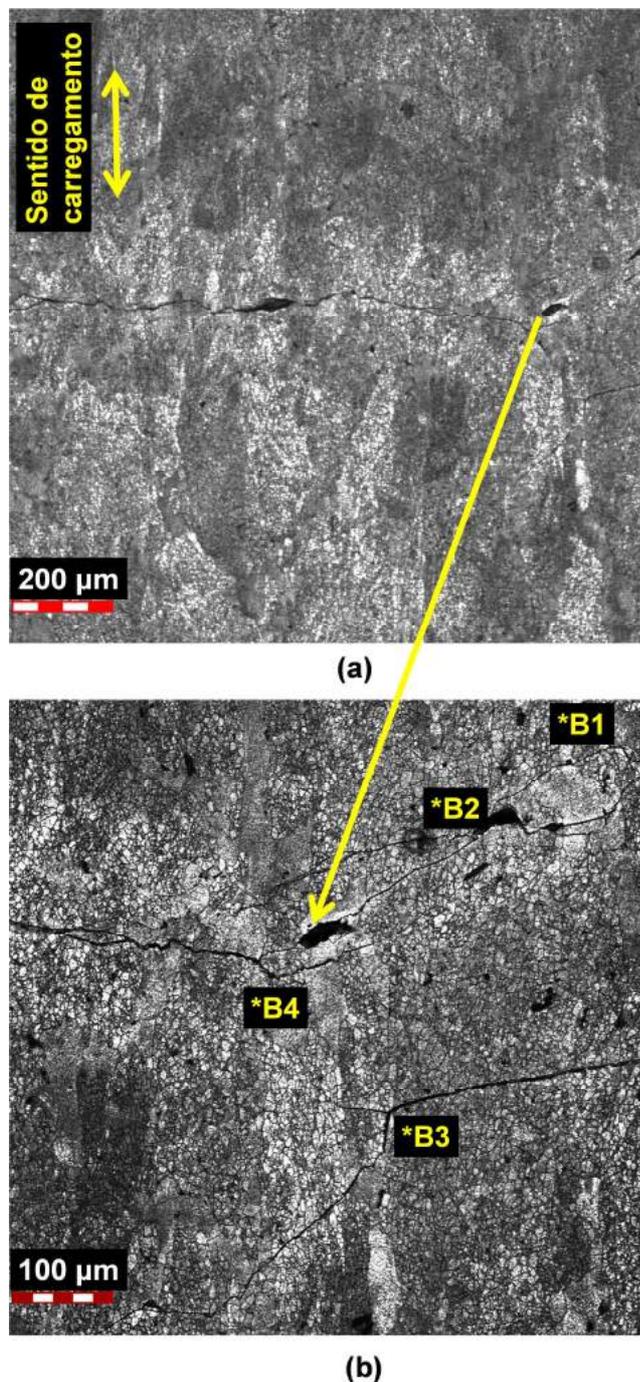
**Figura 4.23** - Propagação e convergência das trincas para o ponto indicado como \*A.

Após a junção das trincas no ponto \*A esta propagou-se de forma transgranular até apresentar comportamento de bifurcação, onde observa-se varias frentes de propagação, tanto em meio a regiões de subgrão como em grãos recristalizados, como pode ser observado nas imagens 4.24 (a) e (b).



**Figura 4.24** - (a) Comportamento de bifurcação da trinca principal, (b) Comportamento de bifurcação em regiões de subgrãos e região recristalizada.

Com a evolução da propagação é possível observar caminhos principais, seguidos de diversos pontos de bifurcação, como pode ser observado na figura 4.25 (a) e (b) identificados de \*B1 a \*B4.



**Figura 4.25** - (a) Visão geral da trinca principal, (b) Identificação das bifurcações observadas.

A trinca \*B1 foi observada em maior ampliação, onde pode ser observado mais uma frente de bifurcação e característica principal de propagação

transgranular, tanto em regiões de grãos recristalizados como em subgrãos, como observa-se na figura 4.26.

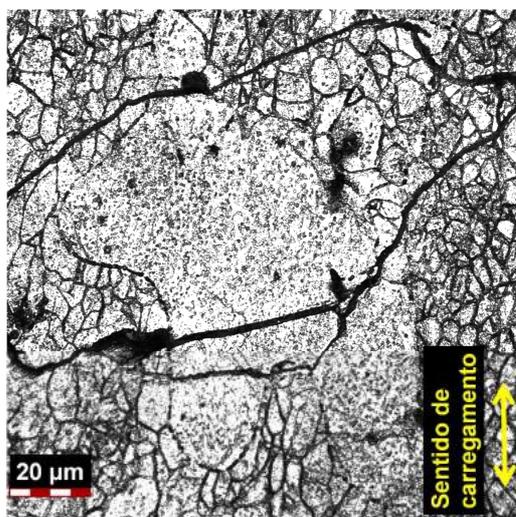


Figura 4.26 - Ampliação da trinca \*B1.

Com a continuidade da propagação as trincas juntam-se e logo após apresenta novamente comportamento de bifurcação na borda de uma região de recristalização, onde uma das frentes para em um limite da região recristalizada, e as demais propagam-se de forma transgranular em meio à região de subgrãos. Ao sair desta região ocorre o cruzamento de uma região recristalizada, propagando posteriormente de forma intergranular em uma região de subgrãos, como pode ser observado nas figuras 4.27 (a) e (b). Esta trinca propagou-se até apresentar comportamento de bifurcação, comportamento final observado, devido à interrupção do ensaio.

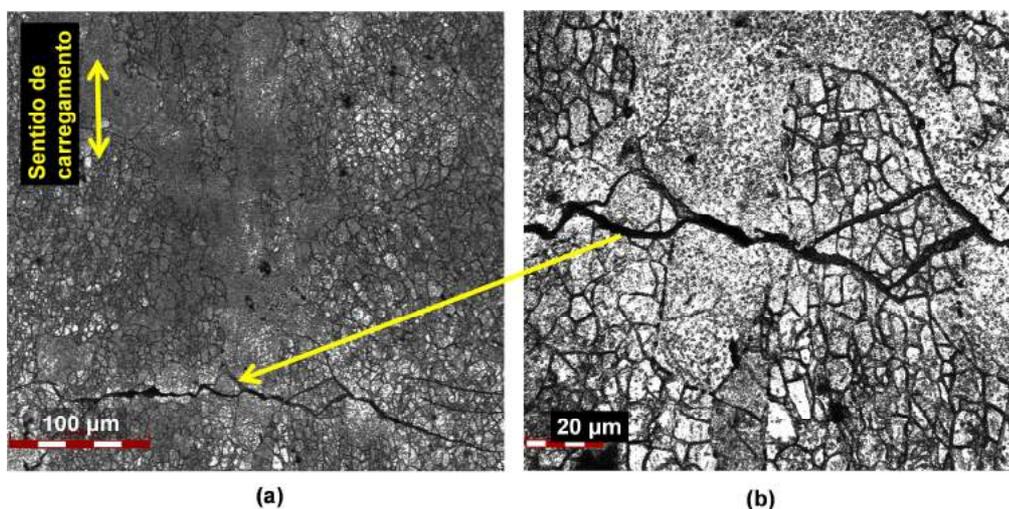
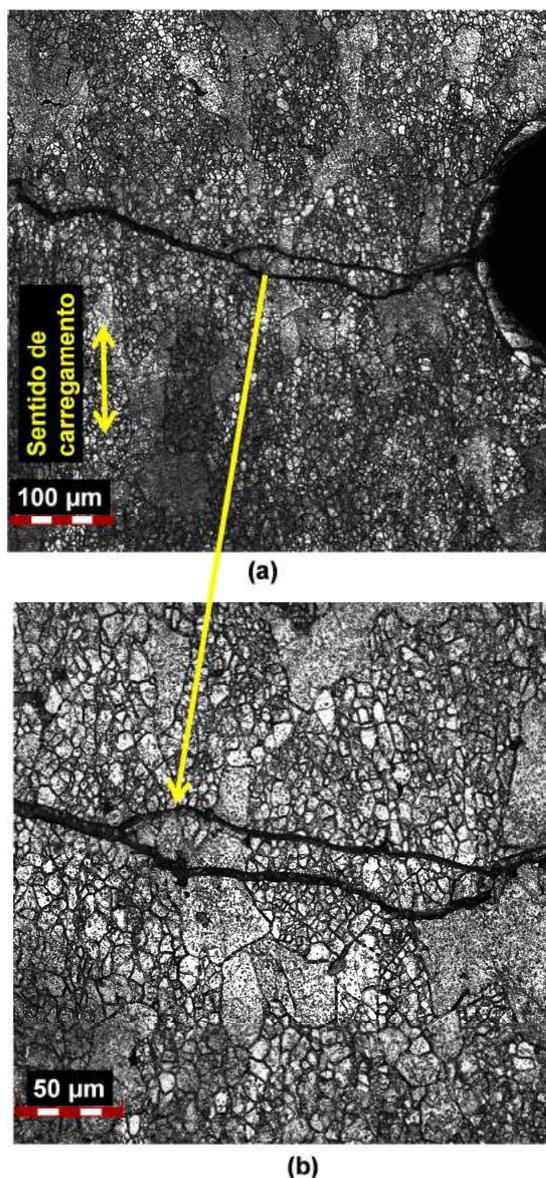


Figura 4.27 - (a) e (b) Região final da propagação.

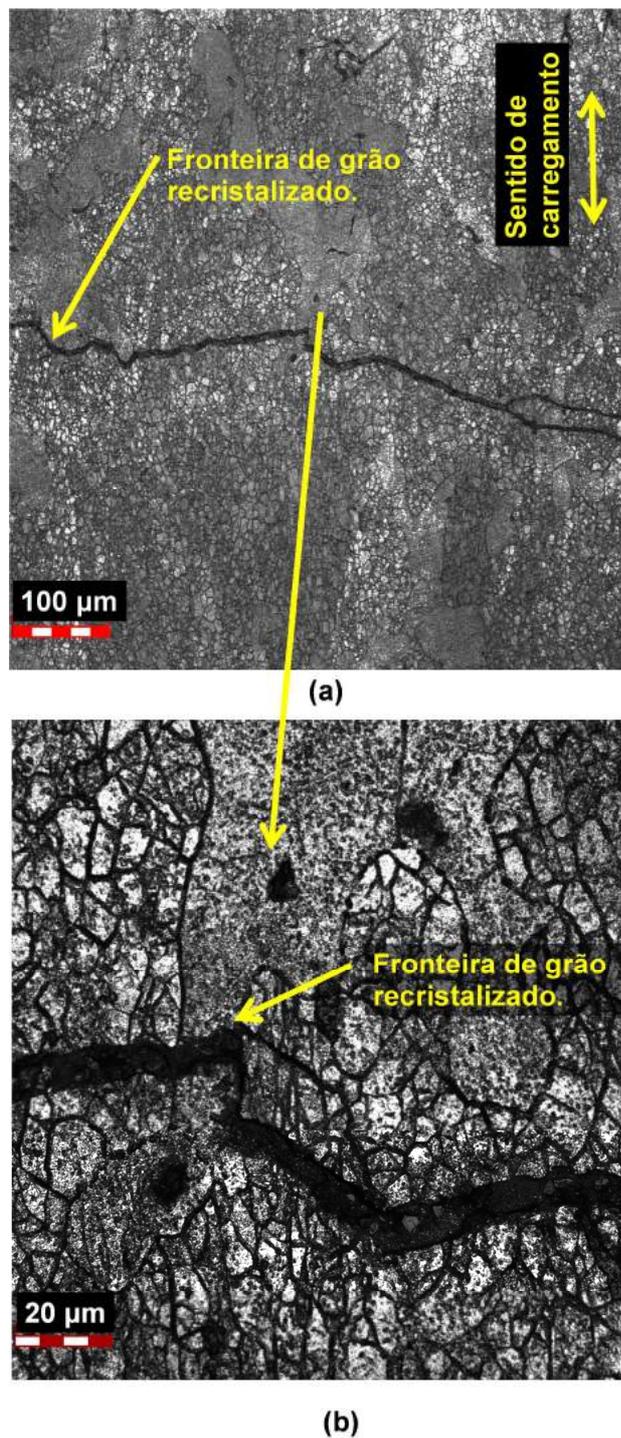
As observações apresentadas acima referem-se a face ilustrada na figura 4.9. Análises realizadas na face posterior são apresentadas abaixo.

Na figura 4.28 observa-se a região inicial de propagação da trinca, onde é possível observar comportamento de bifurcação, porém com o decorrer do ensaio as trincas juntam-se novamente. Este comportamento está diretamente ligado com a microestrutura no caminho de propagação da trinca.



**Figura 4.28** - (a) Comportamento inicial de propagação da pré-trinca na face posterior do CP, (b) Ampliação da região bifurcada.

Na figura abaixo é possível observar que a trinca propaga tanto de forma transgranular quanto intergranular, sendo que o comportamento de propagação intergranular ocorre principalmente nas fronteiras de grãos recristalizados.



**Figura 4.29** - (a) Propagação da trinca principal, (b) Ampliação das regiões de propagação.

Na figura 4.30 é possível observar o limite de propagação da trinca devido à interrupção do ensaio, onde observa-se uma região com morfologia não identificada. Esta região destaca-se por não apresentar os contornos de grãos observado em todas as regiões da superfície de propagação da trinca.

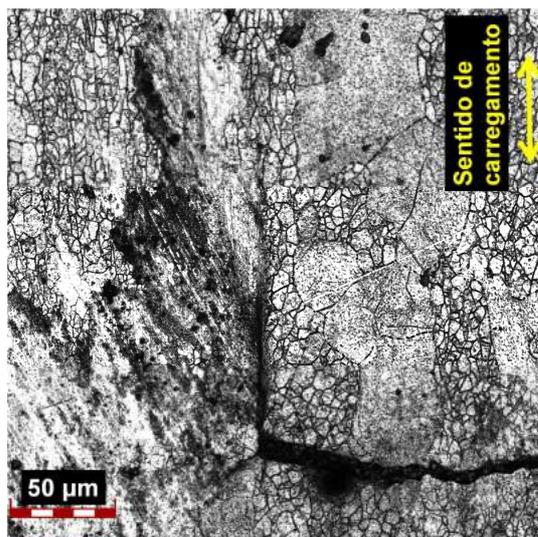


Figura 4.30 - - Região final de propagação da trinca.

#### 4.6 FRACTOGRAFIA NA SUPERFÍCIE DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA

A seguir apresenta-se as imagens obtidas e os comentários das observações realizadas nas superfícies das amostras fraturadas.

##### 4.6.1 Corpo de prova 01 (CP 01) - orientação T-S

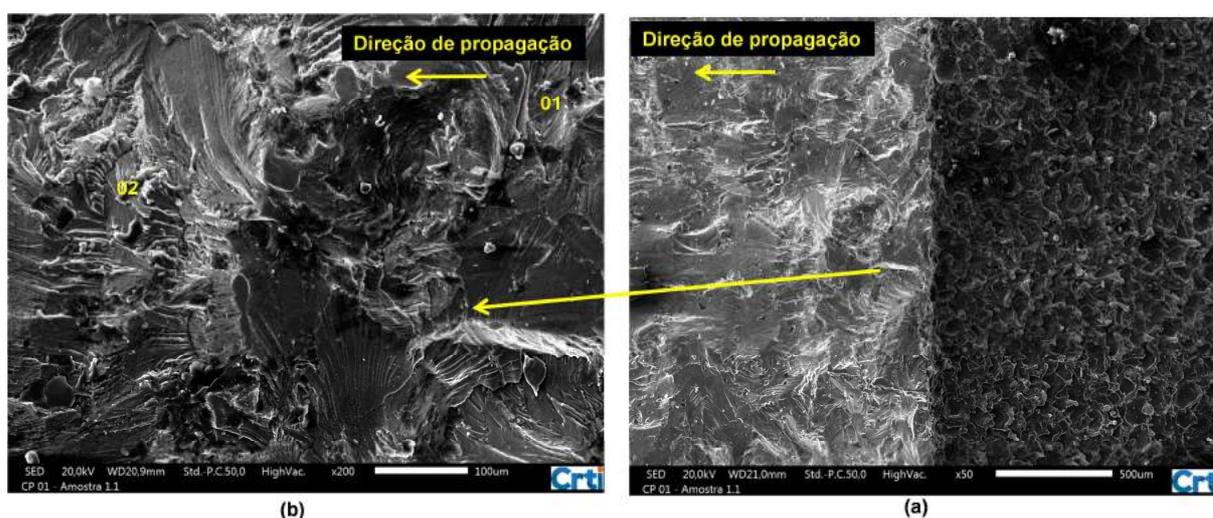
A imagem abaixo refere-se ao ensaio 01, e foi dividida em três regiões, a região 01 refere-se a propagação da pré-trinca, a região 02 consiste na região de propagação da trinca principal e a região 03 na superfície de fratura final do corpo de prova.



Figura 4.31 - Superfície da fratura - Corpo de prova 01, direção T-S.

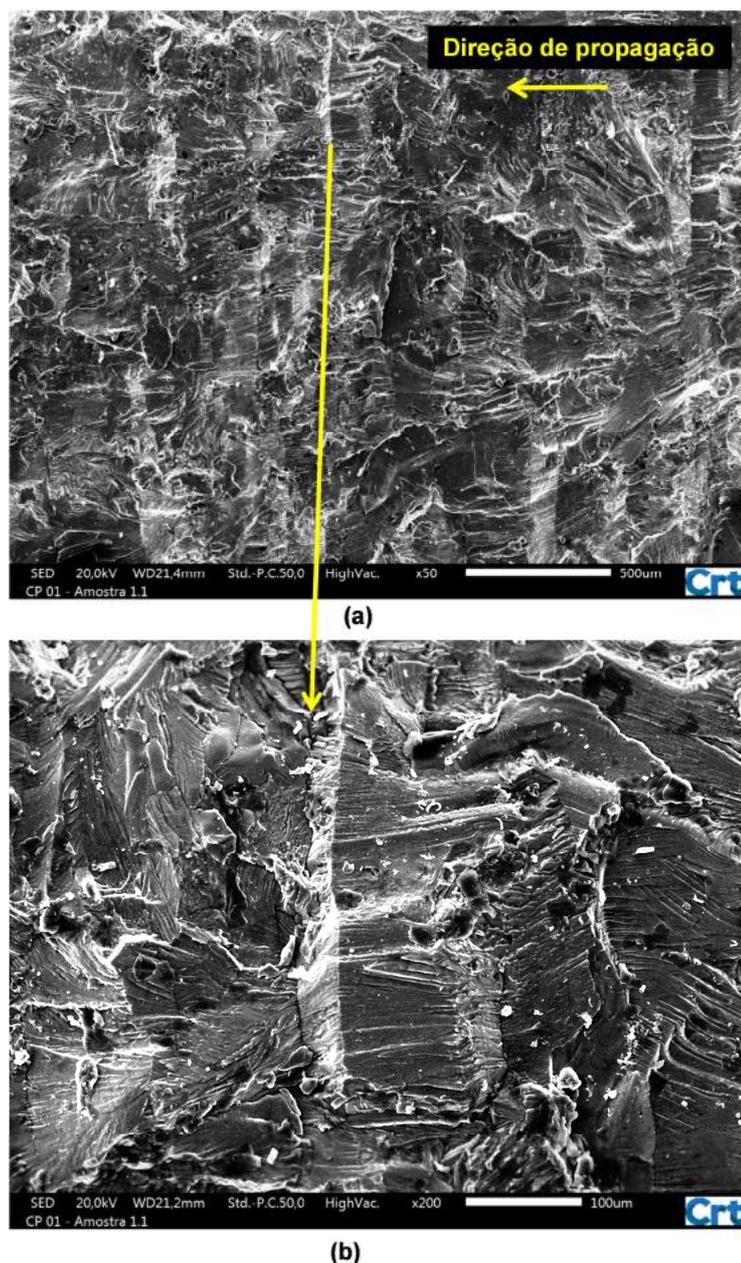
Nas imagens abaixo ilustra-se o comportamento inicial na realização da pré-trinca, caracterizada como região 01 na imagem 4.31. É possível observar uma região de propagação mais plana quando comparada com as mesmas regiões para os ensaios 02 e 03. Já as superfícies iniciais dos corpos de prova que apresentaram comportamento padrão (CP-04 T-S e CP-01 T-L) as superfícies apresentam maior similaridade. Acredita-se que para este ensaio esta característica mais plana é decorrente de fratura por clivagem, onde é possível observar na figura 4.32 (b) “marcas de rio” característica deste tipo de propagação. Nesta região do CP-01 observou-se pouca incidência de trincas secundárias. As trincas observadas foram identificadas conforme ilustrado na figura 4.32 (b).

A imagem 4.32 (a) é dividida em duas regiões, lado direito em tom de cinza mais escuro, caracteriza a superfície usinada por eletroerosão para realização do entalhe, e a região do lado esquerdo em tom de cinza mais claro a região de propagação da trinca. Estas regiões serão observadas também para os demais ensaios.



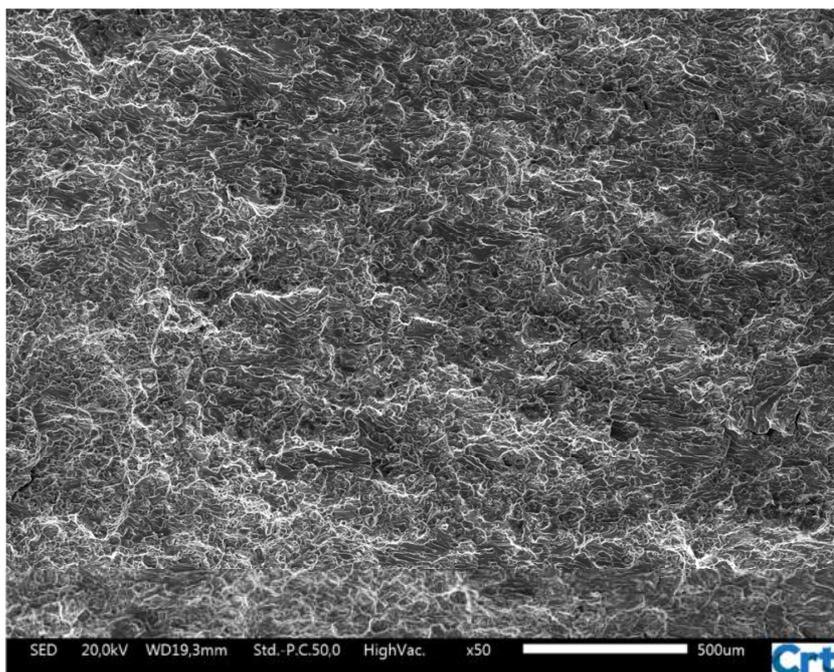
**Figura 4.32** - (a) Região inicial de propagação da pré-trinca (b) ampliação da região inicial de propagação da pré trinca (200x), observação de “marcas de rio” típicas de fratura por clivagem - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Analisando o centro da região 02 é possível observar que a superfície da fratura do CP-01 apresenta “marcas de rio” na mesma direção de propagação da trinca principal, o que pode caracterizar incidência de fratura transgranular. Quando comparado esta mesma região com os corpos de prova 02 e 03 que apresentaram comportamento de desvio no plano de propagação precocemente, é possível observar diferenças consideráveis.



**Figura 4.33** - Centro da região 02 de propagação (a) ampliação em 50x e observação de “marcas de rio” tendendo a seguir o sentido de propagação da trinca principal (b) ampliação em 200x da região de propagação 02 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na figura 4.34 é ilustrado o aspecto da região de propagação final do corpo de prova 01, esta região pode ser considerada como fratura dúctil por apresentar uma grande quantidade de *dimples*, também é característica desta região elevado grau de plasticidade devido à propagação instantânea da trinca.



**Figura 4.34** - Região de propagação final do corpo de prova 01 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

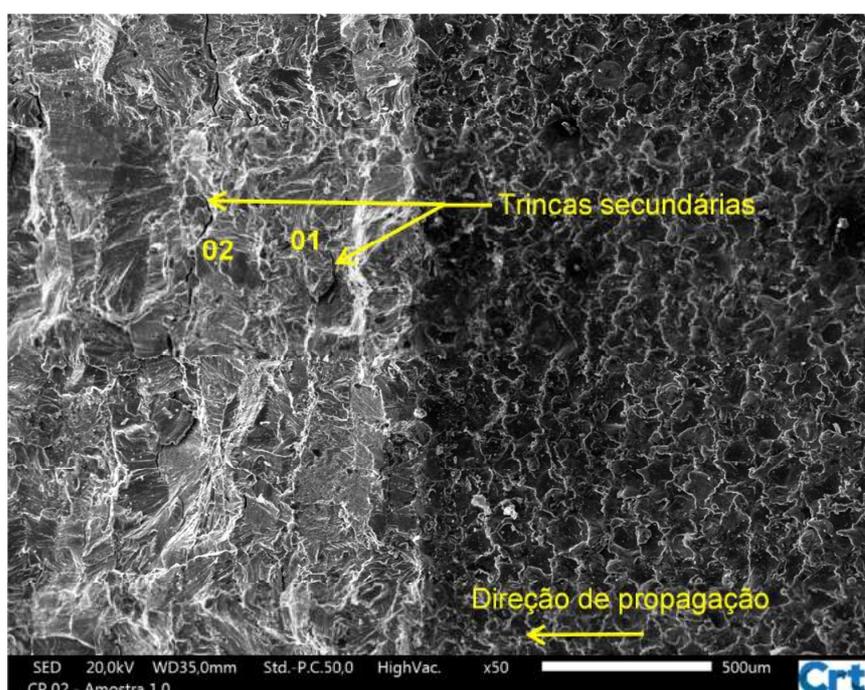
#### 4.6.2 Corpo de prova 02 (CP 02) - orientação T-S

No segundo ensaio conforme descrito no tópico 4.3 apenas a realização da pré-trinca ocorreu de forma padrão, logo após sua realização a trinca apresentou desvio em seu alinhamento. Na figura 4.35 as regiões de propagação estão divididas da mesma forma que a figura 4.31, porém apenas a pré-trinca se encontra em uma região plana, as demais regiões 02 e 03 estão em uma superfície com angulação de  $60^\circ$  em relação à região plana.



**Figura 4.35** - Superfície da fratura - Corpo de prova 02, (01) região plana (pré-trinca), (02) região de desvio do plano habitual de propagação em  $60^\circ$ , (03) região de fratura final, direção T-S.

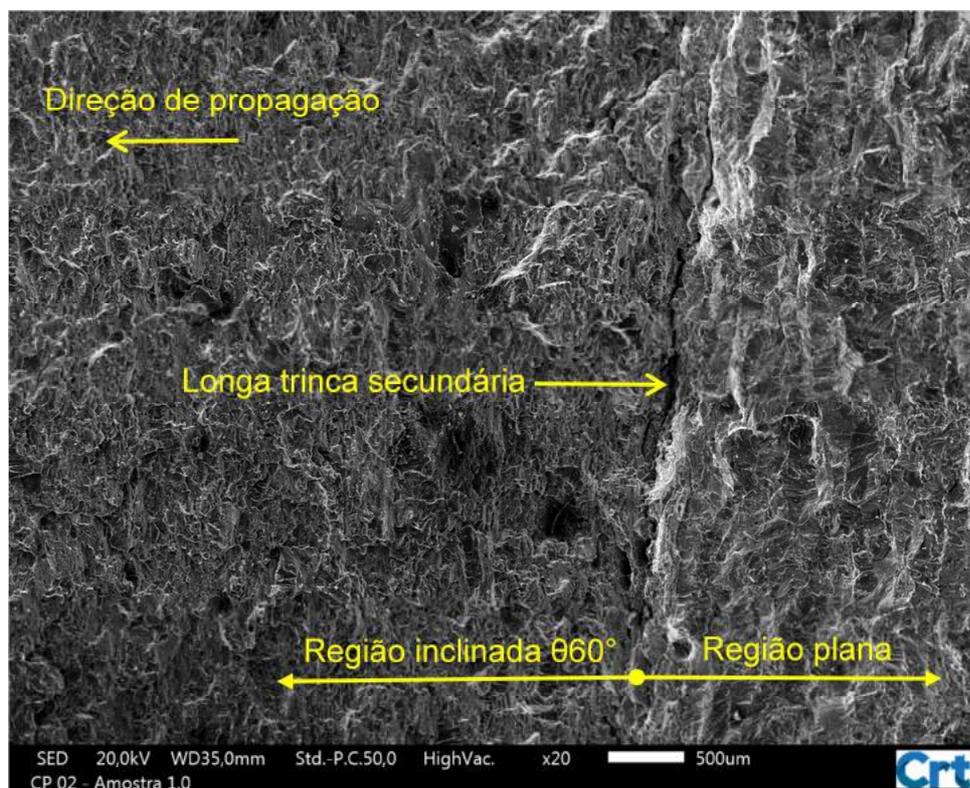
Ao realizar microscopia eletrônica de varredura na superfície da fratura observou-se já no início da pré-trinca surgimento de trincas secundárias relativamente grandes, ilustradas na figura 4.36, estas trincas encontram-se perpendiculares ao plano de propagação da trinca principal. Nesta região observa-se regiões mais planas logo no início da pré-trinca e também algumas regiões topográficas mais irregulares a uma distância aproximada de 850  $\mu\text{m}$  da região inicial, estas zonas de topografia mais irregular podem caracterizar ocorrência de fratura intergranular.



**Figura 4.36** - Constatação de trincas secundárias na execução da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Observando a região de conclusão da pré-trinca situada a uma distância de 2000  $\mu\text{m}$  da zona inicial de propagação, observa-se além do desvio no plano habitual (ilustrado na figura 4.6) uma grande trinca perpendicular ao sentido de propagação ilustrada na figura 4.37. Analisando a imagem abaixo é possível observar nitidamente a mudança morfológica das duas regiões de propagação. Na região do lado direito da imagem observa-se morfologia de fratura intergranular, devido à aparência de recorte da superfície. Já na região do lado esquerdo da imagem já com inclinação no plano de propagação de 60° é nítida a característica de fratura dúctil, onde observa-se incidência de *dimples* em praticamente toda a região da fratura, este aspecto pode ser caracterizado pela coalescência de microvazios

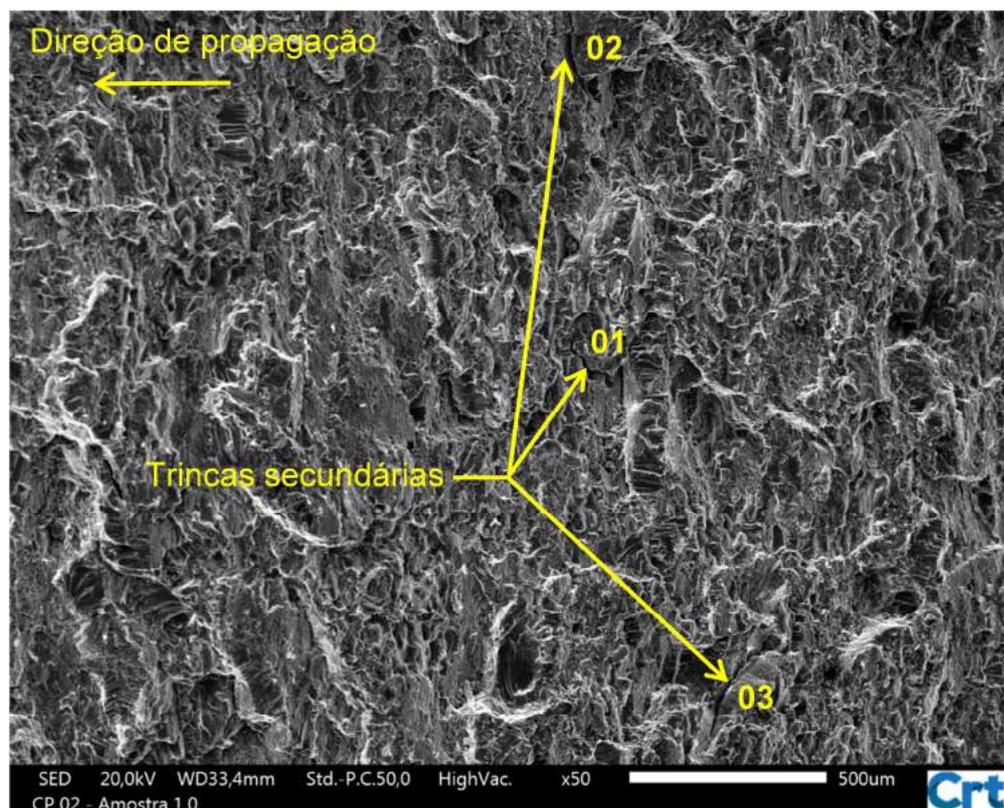
causados pelas inclusões, o que pode ser a principal causa no desvio do plano de propagação.



**Figura 4.37** - Região no final da pré-trinca. Constatação de trinca perpendicular e desvio do plano de propagação - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

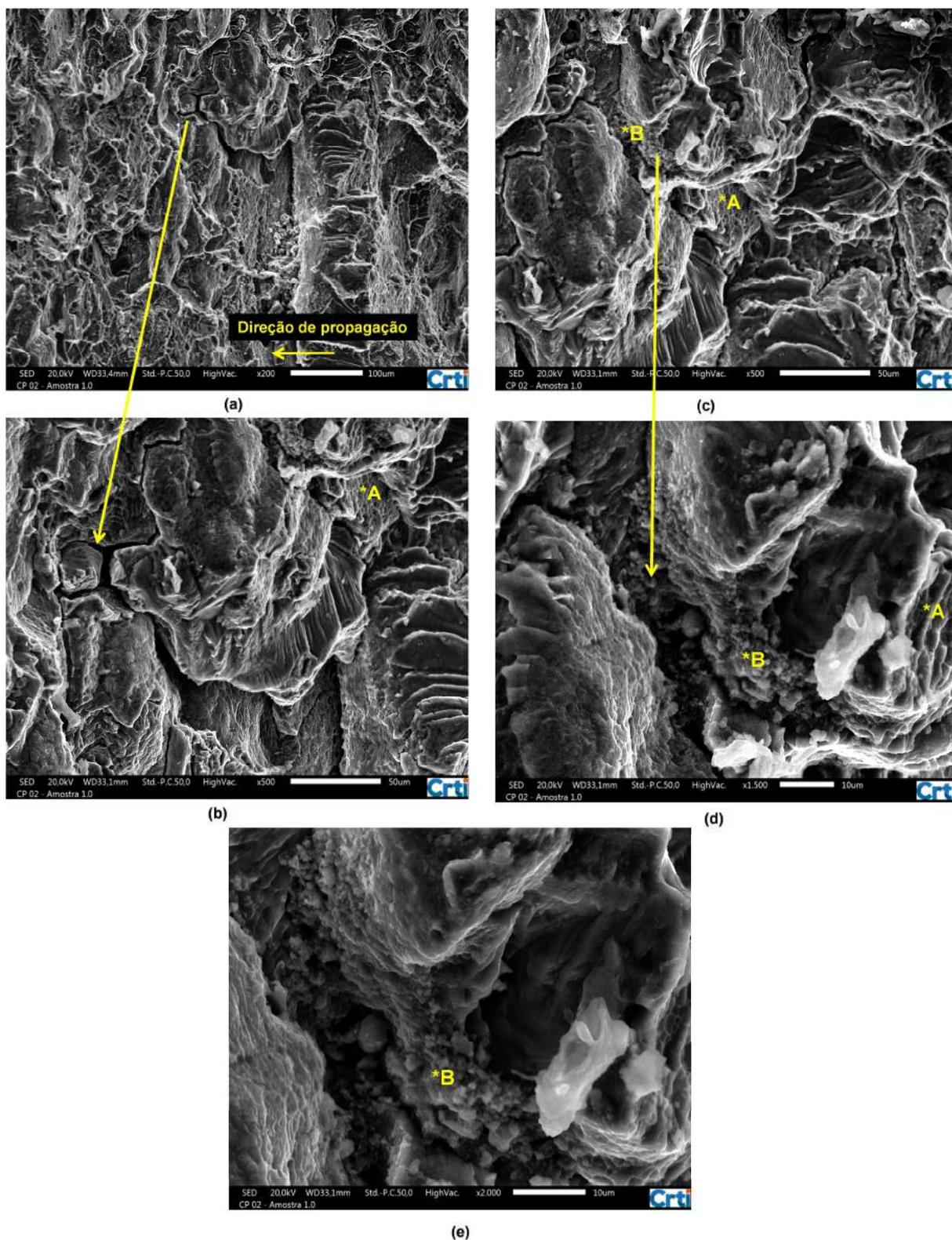
A trinca observada acima encontra-se entre as regiões 01 e 02 conforme indicado na figura 4.35. Observou-se que esta trinca se estende por toda a largura do espécime, caracterizando assim a principal causa da bifurcação ilustrada na figura 4.6. Análise realizada por Wei et al. (2013) observou o mesmo comportamento de trincas secundárias na superfície da fratura de corpos de prova CT fabricados em alumínio 7050-T7451, como pode ser observado na figura 2.19 (g).

Analisando a região 02 da fratura, onde a trinca propagou-se no plano inclinado, foi observado uma morfologia de fratura dúctil. Na figura 4.38 é ilustrado esta superfície com ampliação de 50x, onde é possível observar uma região repleta de *dimples*, e a existência de trincas secundárias.



**Figura 4.38** - Região característica de fratura dúctil, com incidência de trincas secundárias - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

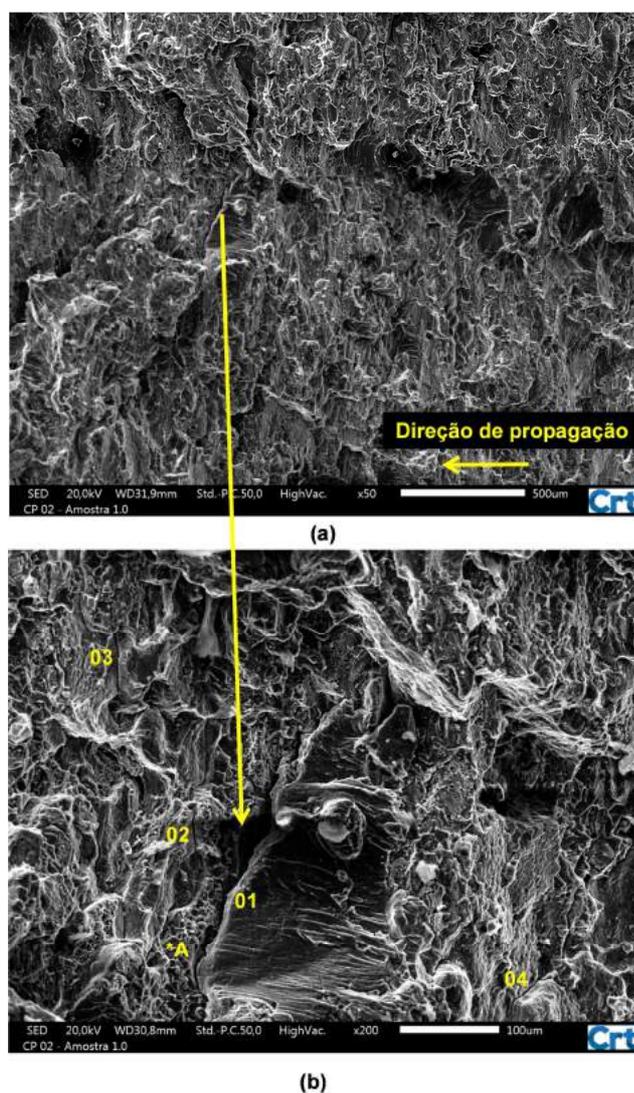
A trinca 01 ilustrada na figura 4.38 apresenta forma mais peculiar, portanto foi utilizada para uma análise mais ampla. Avaliando a região da trinca em maior magnificação é possível observar além de sua geometria, algumas características relevantes em uma análise fractográfica de falhas por fadiga. Estas regiões ilustradas nas figuras 4.39 de (a) a (e) encontra-se aproximadamente no meio da região 02 de propagação conforme ilustrado na imagem 4.35.



**Figura 4.39** - (a) Ilustração das trincas secundárias na superfície da fratura (b) Ampliação da trinca 01 e região de surgimento de *dimples* (\*A), (c) Aspecto de descoesão dos constituintes da partícula (\*B) e *dimples* (\*A), (d) ampliação das regiões descritas em (c), (e) ampliação da região de descoesão dos constituintes da partícula (\*B) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

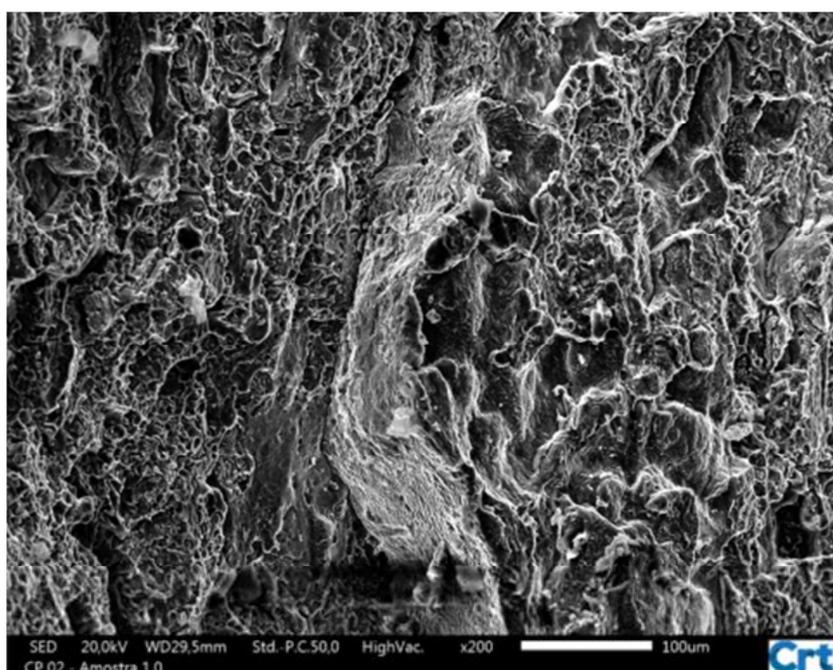
Observado a região da trinca secundária são encontradas algumas regiões já caracterizadas por Wei et al. (2013) em análises fractográficas para este material. A região identificada pela letra \*A nas imagens 4.39 (b), (c) e (d) evidenciam a estrutura dos *dimples*, característicos desta região. Outra característica observada nesta mesma região e identificada pela letra \*B, caracteriza o comportamento de descoesão dos constituintes da partícula, como ilustrado por Wei et al. (2013) na imagem 2.18 (d).

Ainda analisando a região 02 de propagação da trinca, mas agora em uma região mais próxima do início da região 03 observa-se a existência de trincas secundária (identificadas de 01 a 04) na superfície da fratura, e a existência de *dimples* (região identificada pela letra \*A) conforme ilustrado na figura 4.40 (a) e (b).



**Figura 4.40** - Final da região de propagação 02. Surgimento de trincas secundárias e *dimples* (\*A) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

A região 03 ilustrada na figura 4.35, e caracterizada como região de fratura final, pode ser observada na figura 4.41. É possível notar certa similaridade quando comparada com a região de fratura final obtida por Wei et al. (2013) e ilustrada na figura 2.19 (h). Esta região é principalmente caracterizada pela morfologia de fratura dúctil, com incidência de grandes regiões de *dimples* e elevada plasticidade.

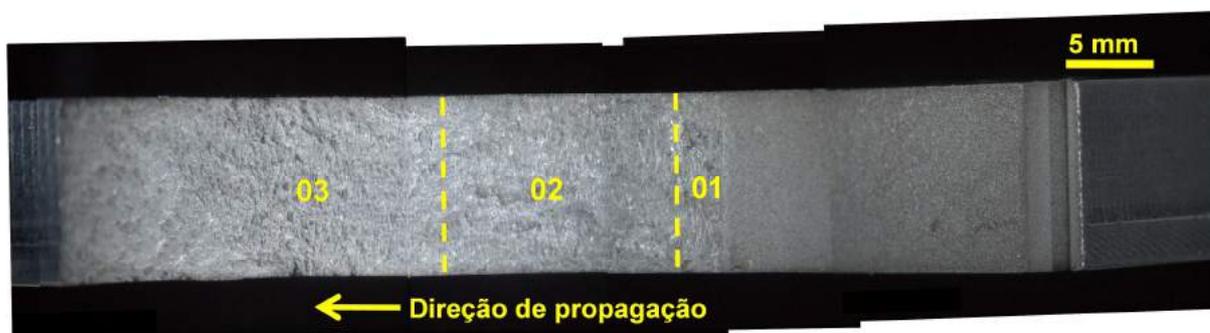


**Figura 4.41** - Região de fratura final do corpo de prova 02 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Para este ensaio vale ressaltar que o método adotado foi o de controle de  $\Delta K$ , com valor inicial definido em  $18 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ , por ter sido utilizado este valor a carga inicial do ensaio apresentou intensidade de aproximadamente 9 KN, considerada elevada quando comparada com os demais ensaios. Devido esta carga mais elevada a região de plastificação torna-se mais evidente (aspecto de fratura dúctil) caracterizando assim a região mais porosa em toda a superfície de propagação. Tal análise torna-se mais relevante quando compara-se as imagens 4.39 (a) e 4.51, pois ambas estão em região de desvio de plano, porém suas morfologias são completamente distintas. No caso da figura 4.51 o ensaio foi realizado pelo mesmo método de controle de  $\Delta K$ , porém com valor inicial de  $\Delta K$  de  $8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ , e carga inicial com intensidade de aproximadamente 3,8 KN.

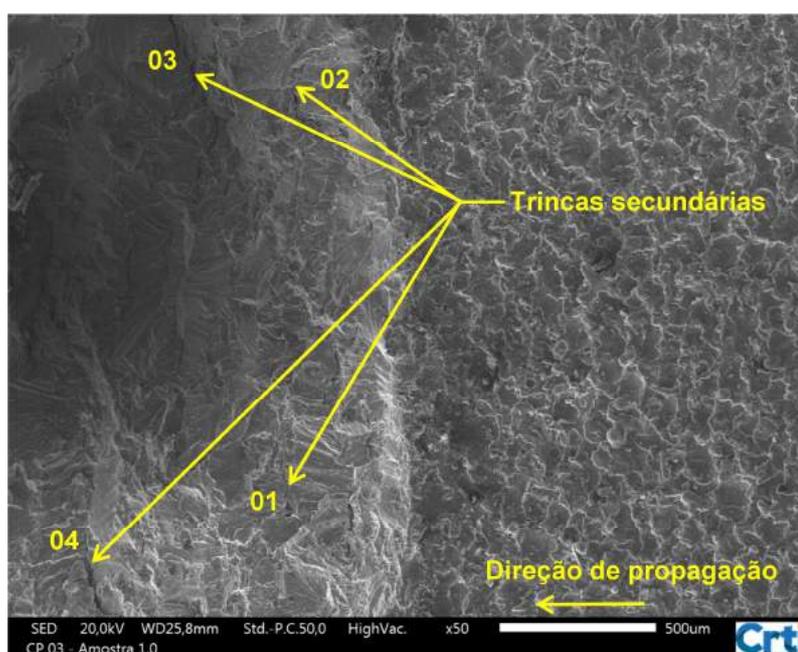
### 4.6.3 Corpo de prova 03 (CP 03) - orientação T-S

O terceiro ensaio foi caracterizado pelo desvio no plano de propagação já na realização da pré-trinca, na imagem 4.42 é ilustrado a superfície da fratura dividida nas três regiões padrão adotada para a análise.



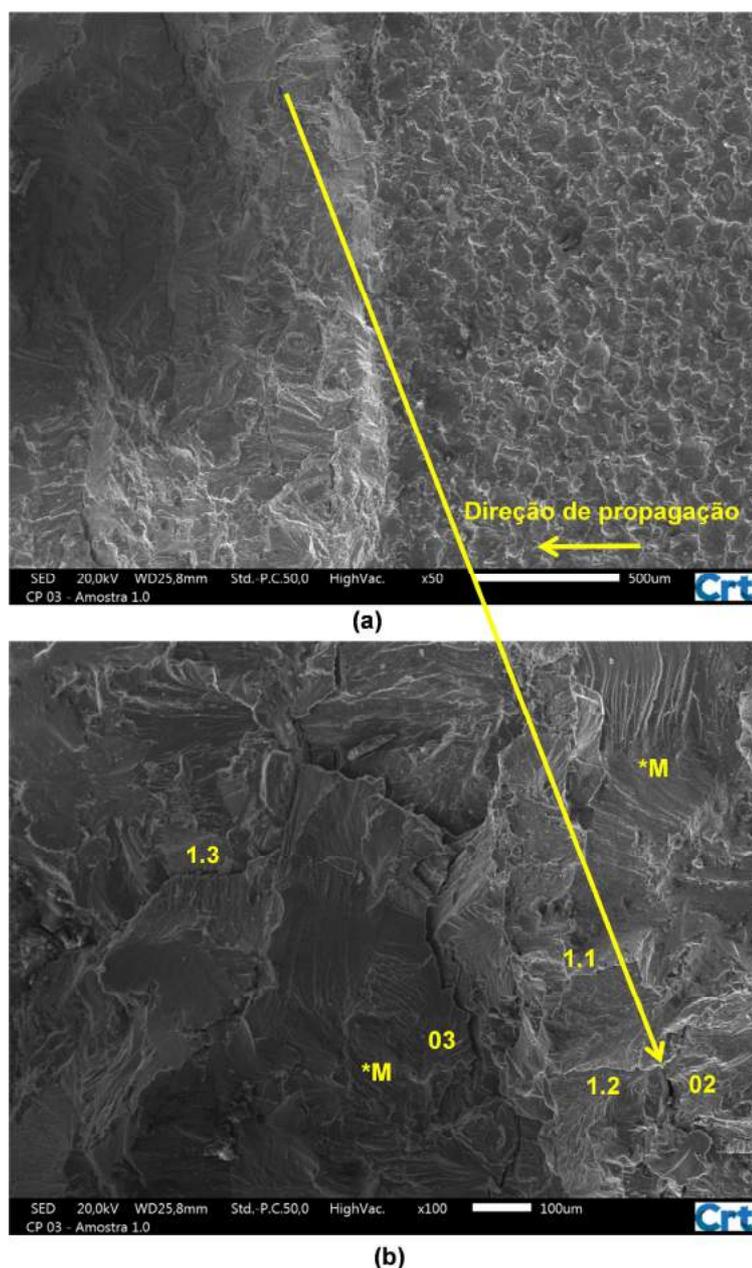
**Figura 4.42** - Superfície da fratura - Corpo de prova 03, (01) região da pré-trinca, (02) região de desvio do plano habitual de propagação em 40°, (03) região de fratura final, direção T-S.

Analisando a superfície 01 em microscopia eletrônica de varredura, é possível observar a existência de trincas secundárias logo no início da execução da pré-trinca, comportamento similar ao observado no ensaio 02, na figura 4.43 é ilustrado as trincas observadas. Observa-se nesta região uma morfologia plana com incidência de “marcas de rio” característica de fratura por clivagem, como pode-se observar de maneira mais concisa na figura 4.44 (b).



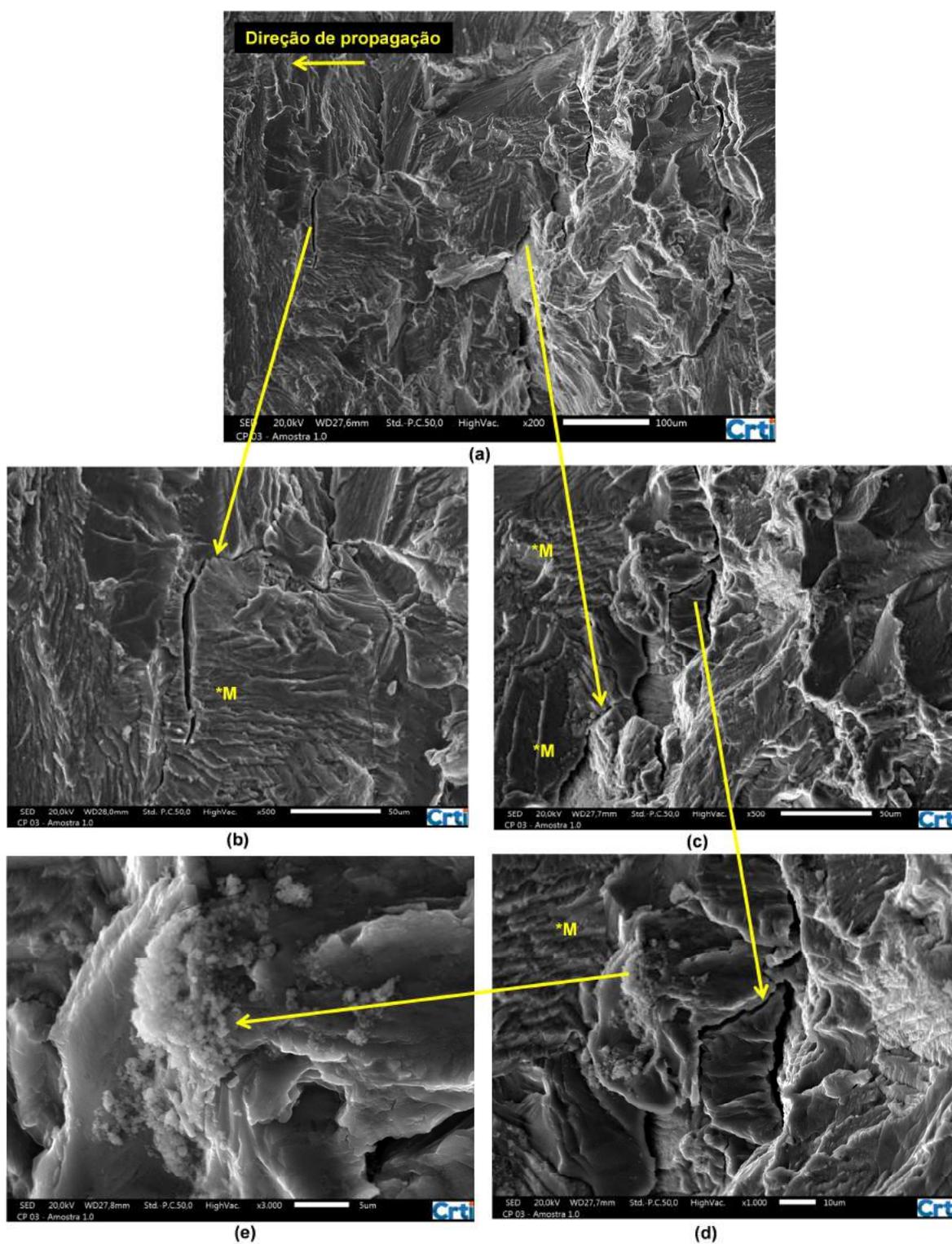
**Figura 4.43** - Incidência de trincas secundárias na realização da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Ampliando a figura acima é possível observar além das trincas perpendiculares ao plano de propagação, trincas paralelas ao plano, nas figuras 4.44 (a) e (b) observa-se estas trincas identificadas pelos números 1.1, 1.2 e 1.3, além das trincas 02 e 03 observadas na figura acima. Na imagem 4.44 (b) na região identificada como \*M nota-se superfície característica de clivagem com “marcas de rio”.



**Figura 4.44** - Ilustração de trincas no mesmo sentido do plano de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

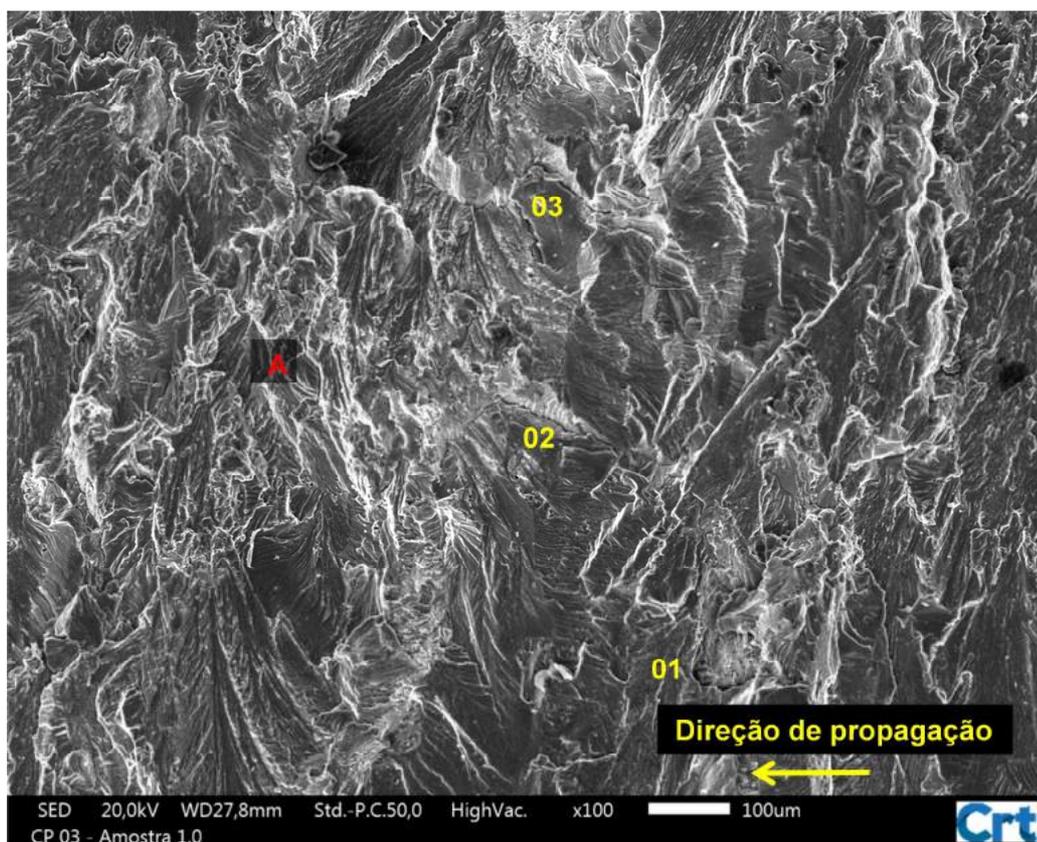
Ainda na região 01 de propagação é possível observar comportamentos interessantes na superfície da fratura, ilustrados pelas imagens 4.45 de (a) à (e).



**Figura 4.45** - Final da região de propagação da pré-trinca, (a) visão geral das trincas observadas, (b) trinca perpendicular ao plano de propagação principal, com incidência de “marcas de rio” em suas laterais, (c) trinca com comportamento de bifurcação, (d) ampliação da região apresentada em (c) e (e) descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

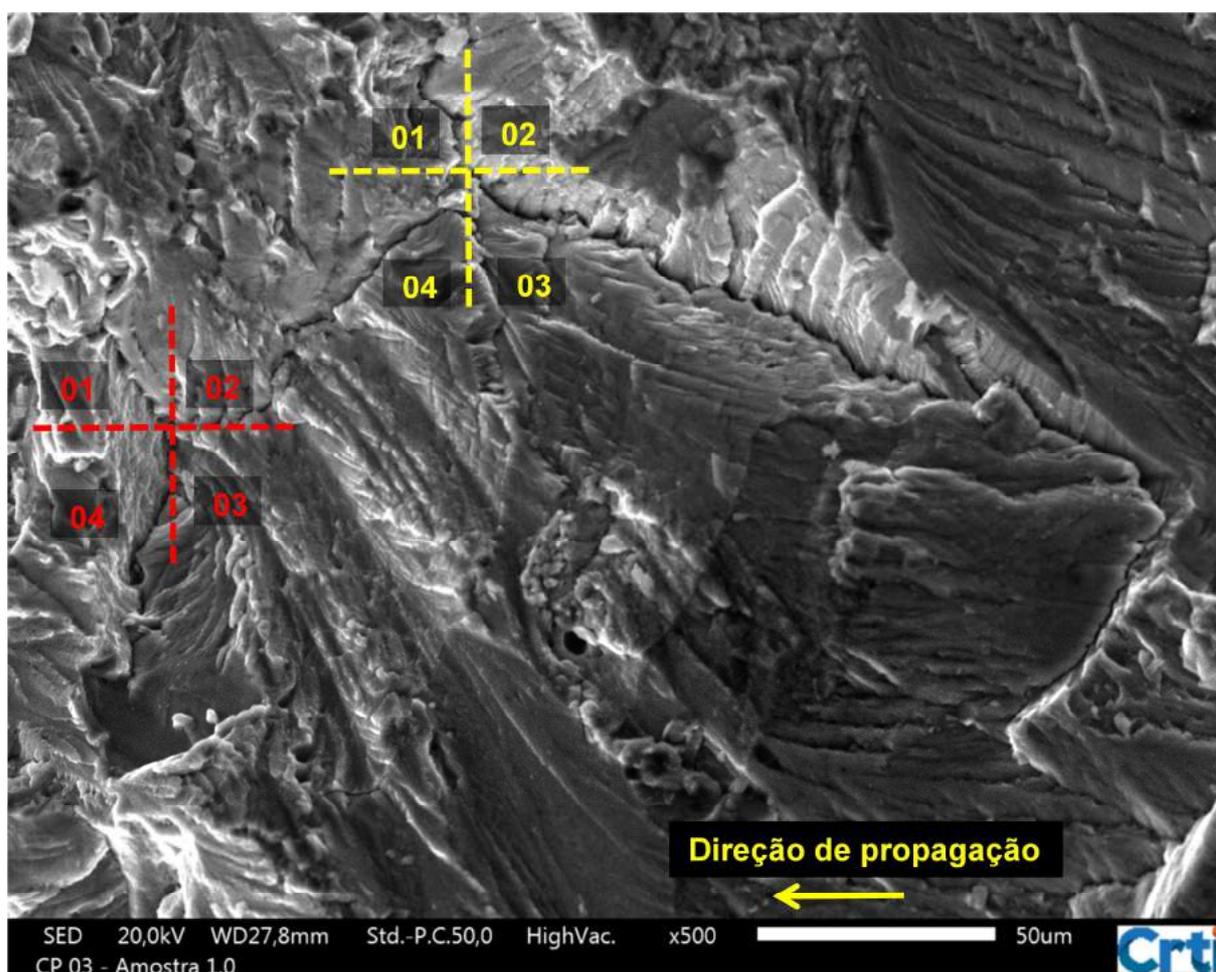
Na sequencia de imagens ilustradas acima observa-se a existência de várias frentes de crescimento de trincas na superfície da fratura. Estas trincas não apresentam comportamento geométrico padrão, pois observando a trinca da figura 4.45 (b) o comportamento característico é linear, já na trinca observada na figura 4.45 (c) e (d) esta apresenta comportamento de bifurcação, completamente diferente da trinca da imagem (a). Nesta mesma região foi possível observar zona de descoesão dos constituintes da partícula (figuras 4.45 (d) e (e)) nas proximidades da trinca. Observa-se também nas regiões identificadas como \*M, incidência de comportamento característico de clivagem.

Na figura 4.46 é ilustrado o comportamento da região 02 de propagação da trinca, nesta região as trincas secundárias são observadas propagando-se no mesmo sentido da trinca principal, conforme identificado pelos números de 01 à 03.



**Figura 4.46** - Ilustração de trincas propagando no mesmo sentido da trinca principal. Ponto "A" em vermelho indica uma região analisada em elevada magnificação para observar a propagação de trincas em partículas grosseiras do material. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

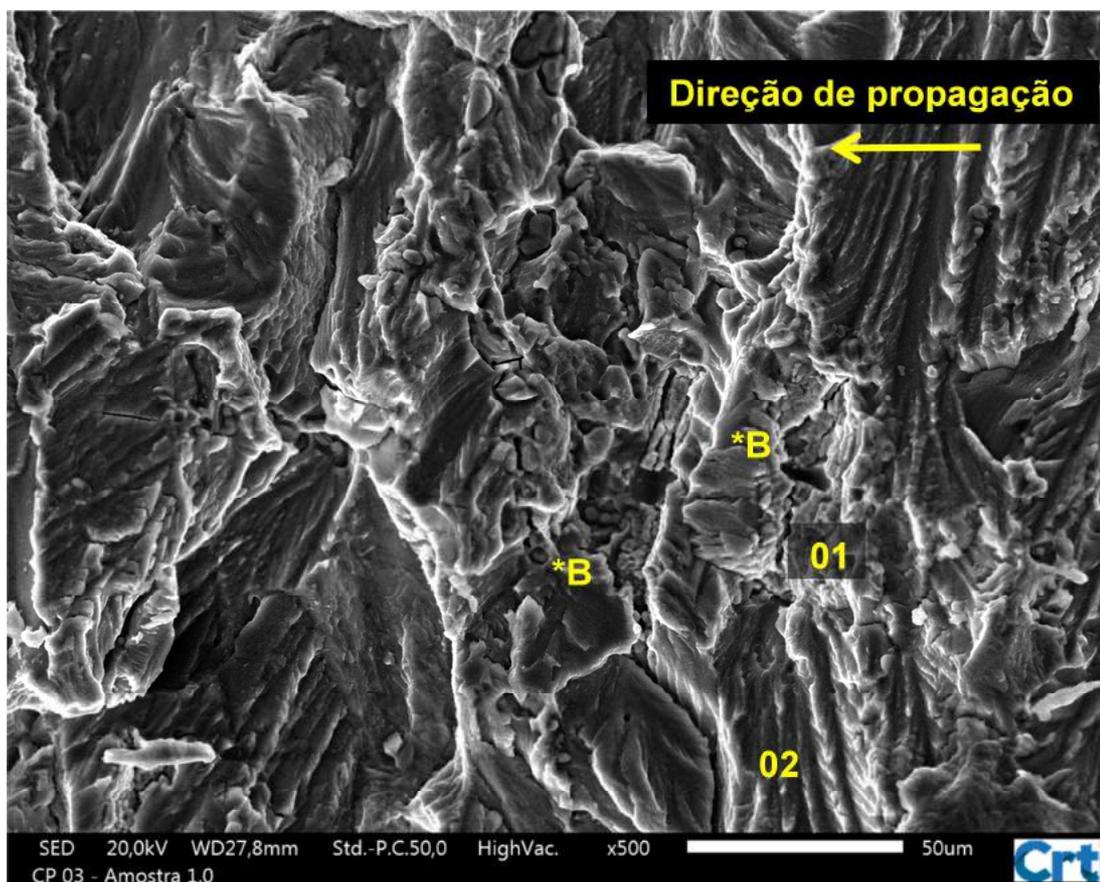
Na figura 4.47 a trinca 02 é ilustrada devido seu comportamento de bifurcação, característica relevante a se apresentar, pois a bifurcação ocorre em três direções distintas na superfície da fratura, e se repete por duas vezes no mesmo seguimento de trinca, conforme ilustrado com os marcadores amarelo e vermelho e identificada pelos quadrantes de 01 a 04. Nesta região fica bem caracterizado fratura por clivagem, devido às “marcas de rio” que podem ser observadas, e uma região mais plana.



**Figura 4.47** - Ilustração da trinca 02 da imagem 4.46, onde observa-se comportamento de propagação em diferentes direções em dois pontos diferentes na mesma trinca. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

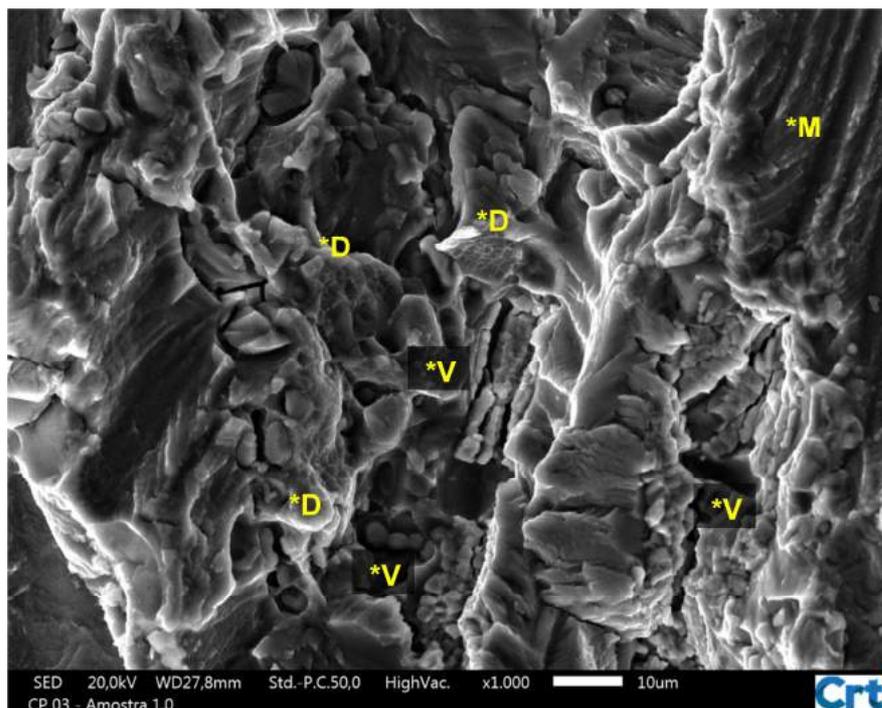
A região identificada pela letra “A” em vermelho na figura 4.46 também foi evidenciada, pois apresenta características ainda não observadas na fratura. Devido estas peculiaridades esta região foi observada em elevada magnificação, para possibilitar uma análise minuciosa de suas características. Na figura 4.48 pode-se

observar as trincas 01 e 02 propagando para regiões identificadas como “B”, onde é possível notar diversas discontinuidades na estrutura da superfície fraturada.

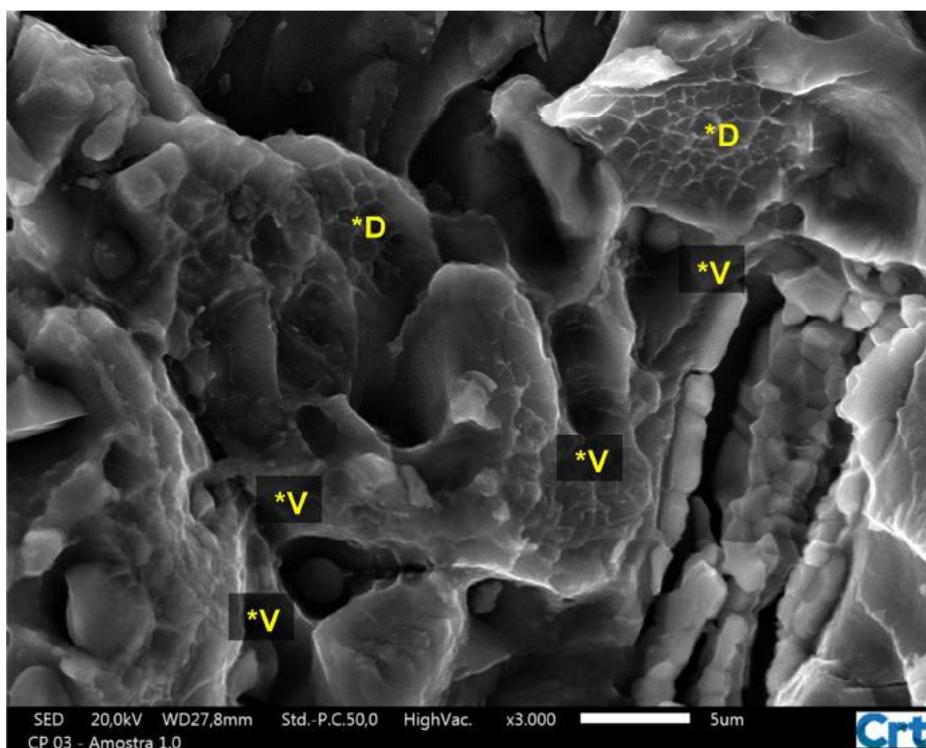


**Figura 4.48** - Análise da região “A” da figura 4.46, ilustrando comportamento de propagação de trincas em regiões de descoesão da partícula (\*B) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Nas figuras abaixo estas regiões (\*B) foram ampliadas em 1000 e 3000x para possibilitar a análise das discontinuidades citadas acima. Com a ampliação da imagem fica evidente que trata-se de uma região mista, onde observa-se regiões típicas de clivagem identificadas como \*M, *dimples* rasos identificados como \*D (observados de forma mais ampla na imagem 4.50), como também a existência de microvazios identificados com a letra \*V, que deram origem a existência de trincas nestes locais. É possível observar ainda na figura 4.50 que os microvazios contem em seu interior característica citada na figura 2.14 (h), onde fica caracterizado que seu surgimento origina-se de uma inclusão.

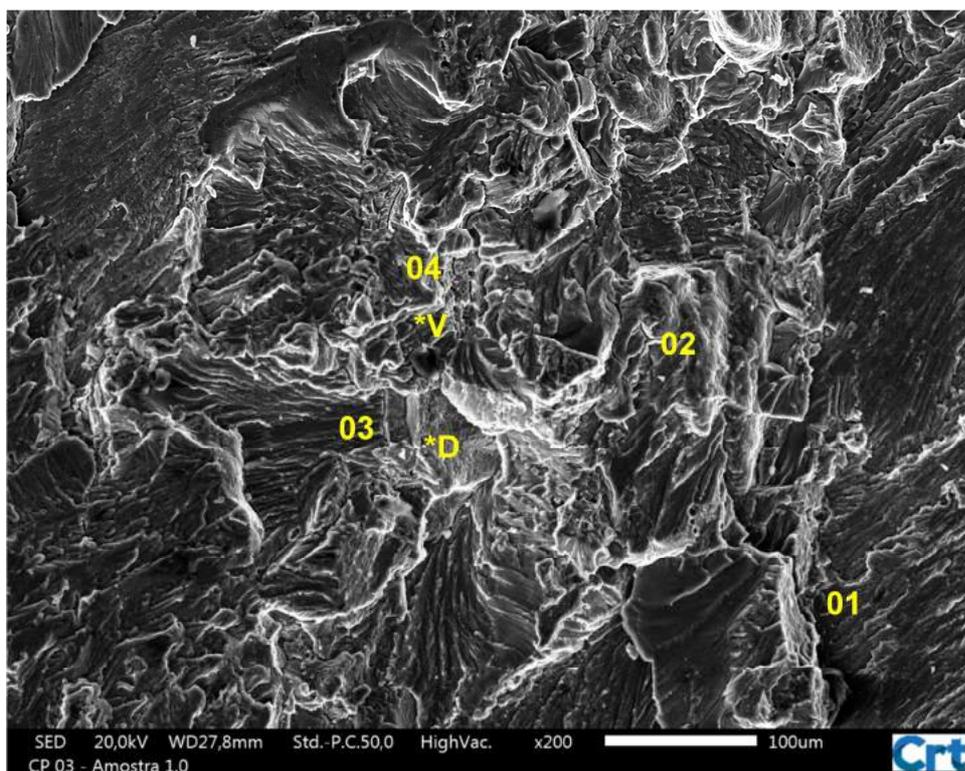


**Figura 4.49** - Ampliação da região "A" descrita na imagem 4.46, região de propagação de trincas em meio à microvazios (\*V), surgimento de *dimples* (\*D) e "marcas de rio" (\*M) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).



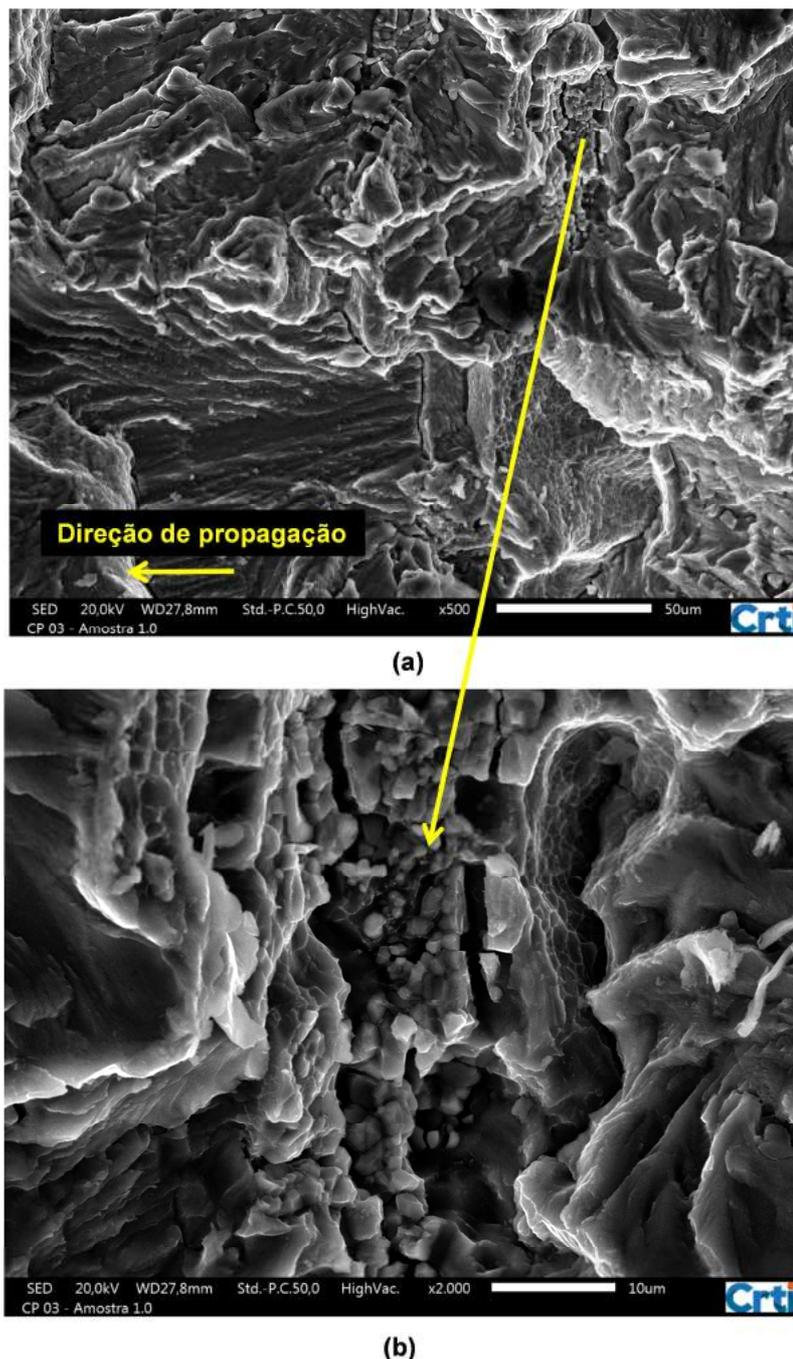
**Figura 4.50** - Ampliação das regiões descritas na imagem 4.49 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Avaliando uma área no centro da região 02 observa-se comportamento similar à região descrita acima (início da região 02), porém com as trincas secundárias propagando-se perpendiculares a trinca principal. Na imagem abaixo é possível observar a existência de trincas identificadas pelos números de 01 a 04, e também a existência de regiões similares as da imagem 4.49, identificando a propagação de trincas em região de microvazios (\*V) e o surgimento de *dimples* (\*D).



**Figura 4.51** - Análise central da região 02 da fratura. Incidência de trincas secundárias em uma região de microvazios (\*V) e surgimento de *dimples* (\*D) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

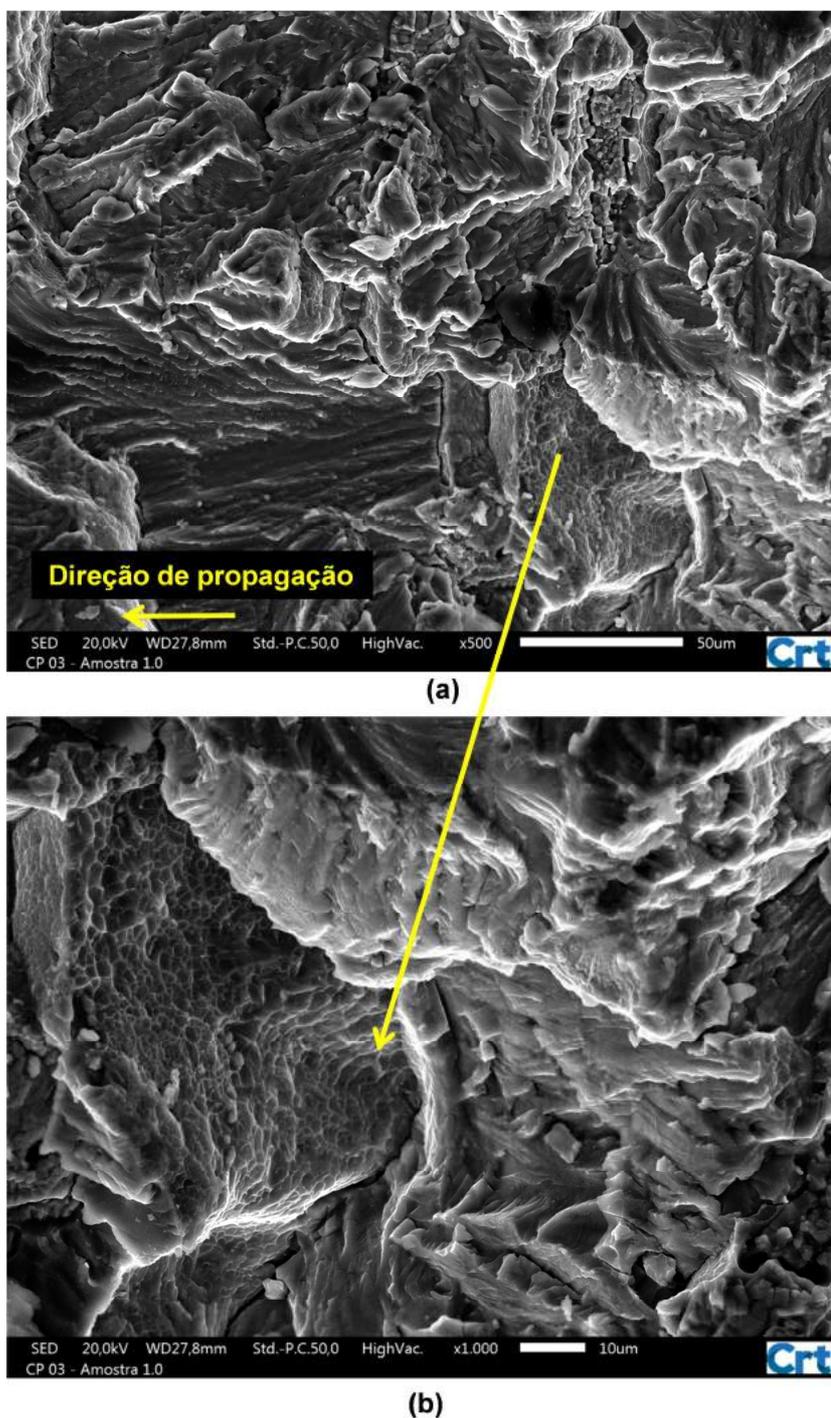
As regiões (\*V) e (\*D) na imagem acima são analisadas em maior ampliação nas imagens 4.52 (a) e (b) e 4.53 (a) e (b).



**Figura 4.52** - Propagação de trincas em regiões de microvazios (a) e (b)) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na imagem acima é possível observar a região identificada como \*V na imagem 4.51, e caracteriza a propagação de trincas em meio a uma região onde nota-se a existência de microvazios que são responsáveis pela propagação destas trincas, e ainda a propagação de uma trinca onde observa-se o surgimento de *dimples* em suas laterais.

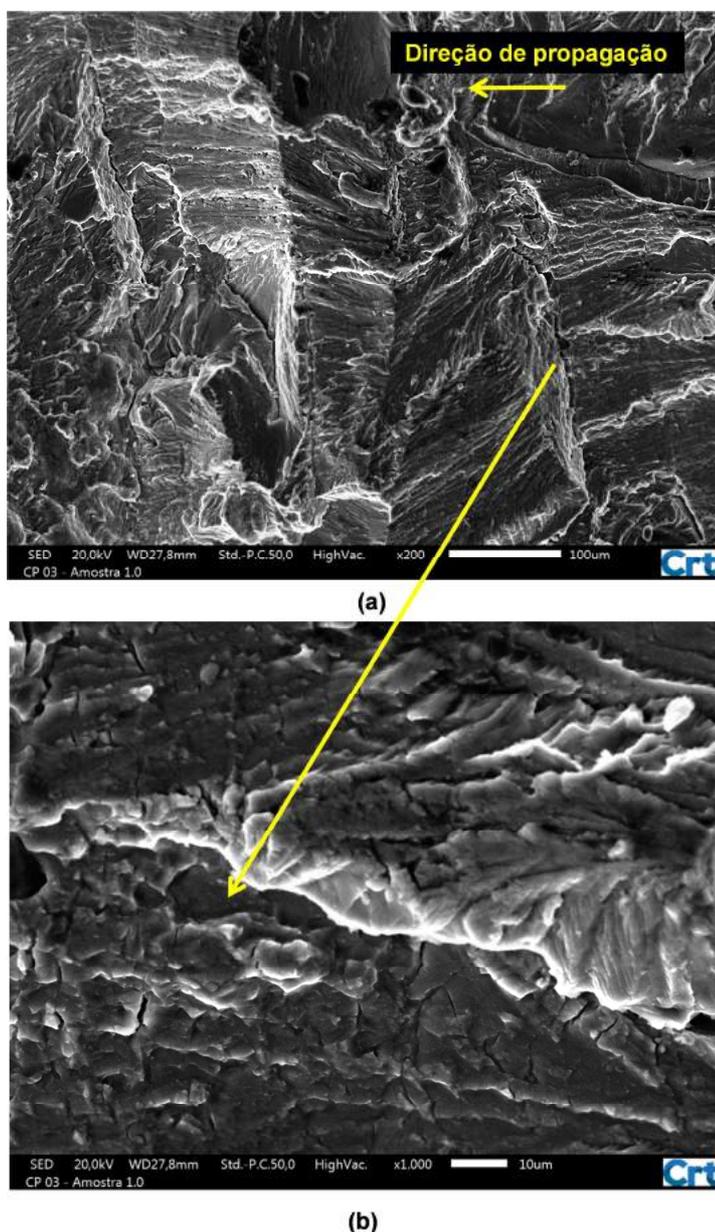
Na figura abaixo é caracterizado de forma bastante clara a existência de uma trinca perpendicular, seguida de uma região contendo vários *dimples*.



**Figura 4.53** - Propagação de trinca seguida de região de *dimples* - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

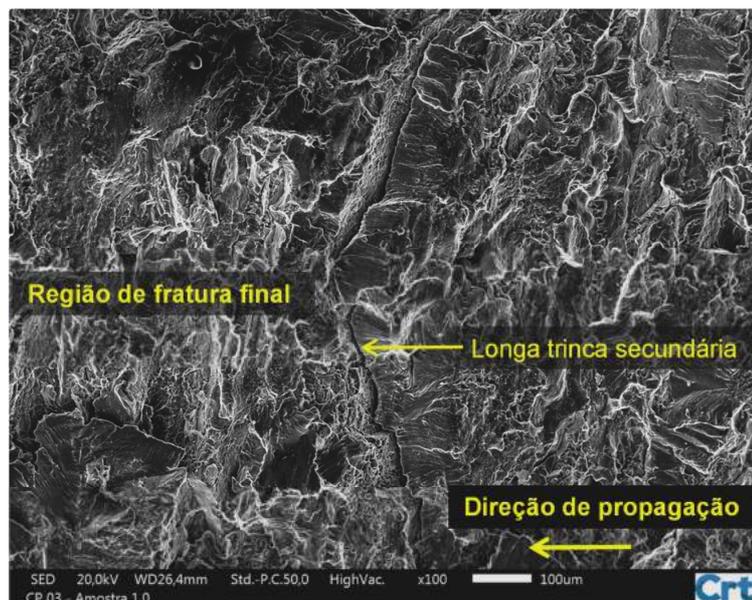
Em uma região próxima a zona de fratura final é observado uma superfície bastante relevante, pois caracteriza-se pelo surgimento de várias micro trincas em

sua superfície, tal comportamento pode ser observado nas imagens 4.54 (a) e (b). Na figura 4.54 (a) a morfologia desta superfície é característica de fratura intergranular, e acredita-se que o aspecto de escamas apresentado na figura 4.54 (b) representa a superfície de separação dos grãos.



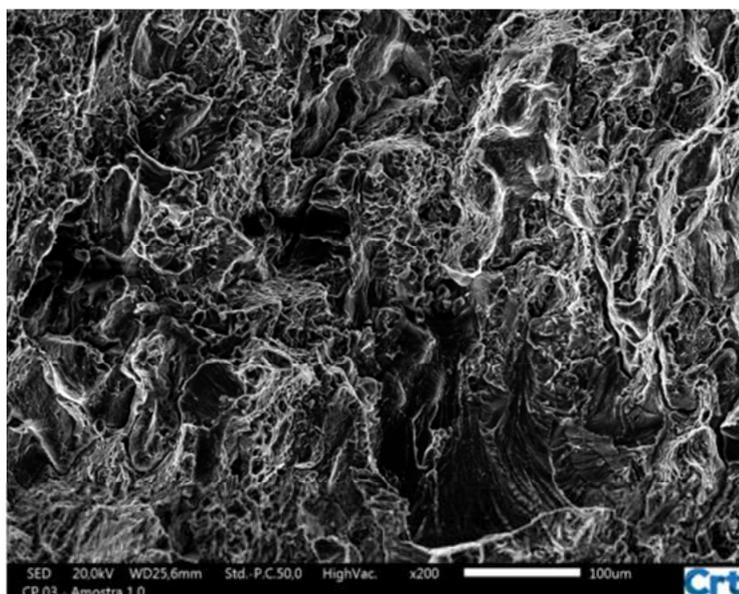
**Figura 4.54** - (a) Final da região 02 de propagação, (b) ampliação da região final de propagação, com o aparecimento de várias micro trincas na superfície da fratura (aspecto de escamas) - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Ainda nesta região, mas agora bem no limite de transição da zona de fratura final observou-se uma longa trinca perpendicular à região de propagação principal, como pode se observar na figura 4.55.



**Figura 4.55** - Surgimento de trinca perpendicular ao plano de propagação da trinca principal, no limite da região de propagação com a região de fratura final - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na imagem abaixo é ilustrado a região de fratura final, que apresenta aspecto de fratura dúctil, com região predominante de *dimples*. A região abaixo citada assemelha-se com a mesma região dos ensaios 01 e 02.



**Figura 4.56** - Região da fratura final do corpo de prova 03. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

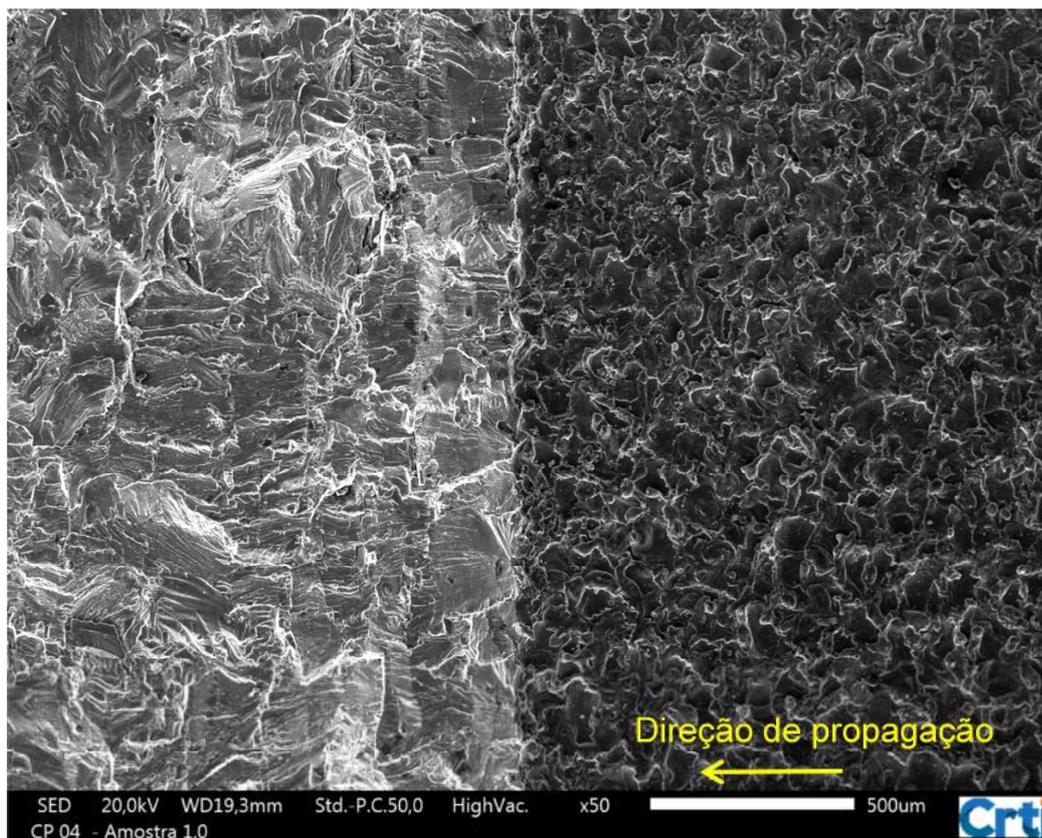
#### 4.6.4 Corpo de prova 04 (CP 04) - orientação T-S

No quarto ensaio a superfície da fratura foi dividida em três regiões conforme adotado nos corpos de prova anteriores. Neste caso a pré-trinca e parte da superfície de propagação principal ocorreu de forma plana, após 12,8 mm a trinca desviou-se do plano habitual com ângulo de  $43^\circ$ , neste plano a trinca propagou por mais 5,00 mm aproximadamente até a ocorrência da fratura final. As superfícies citadas acima estão identificadas na imagem 4.57.



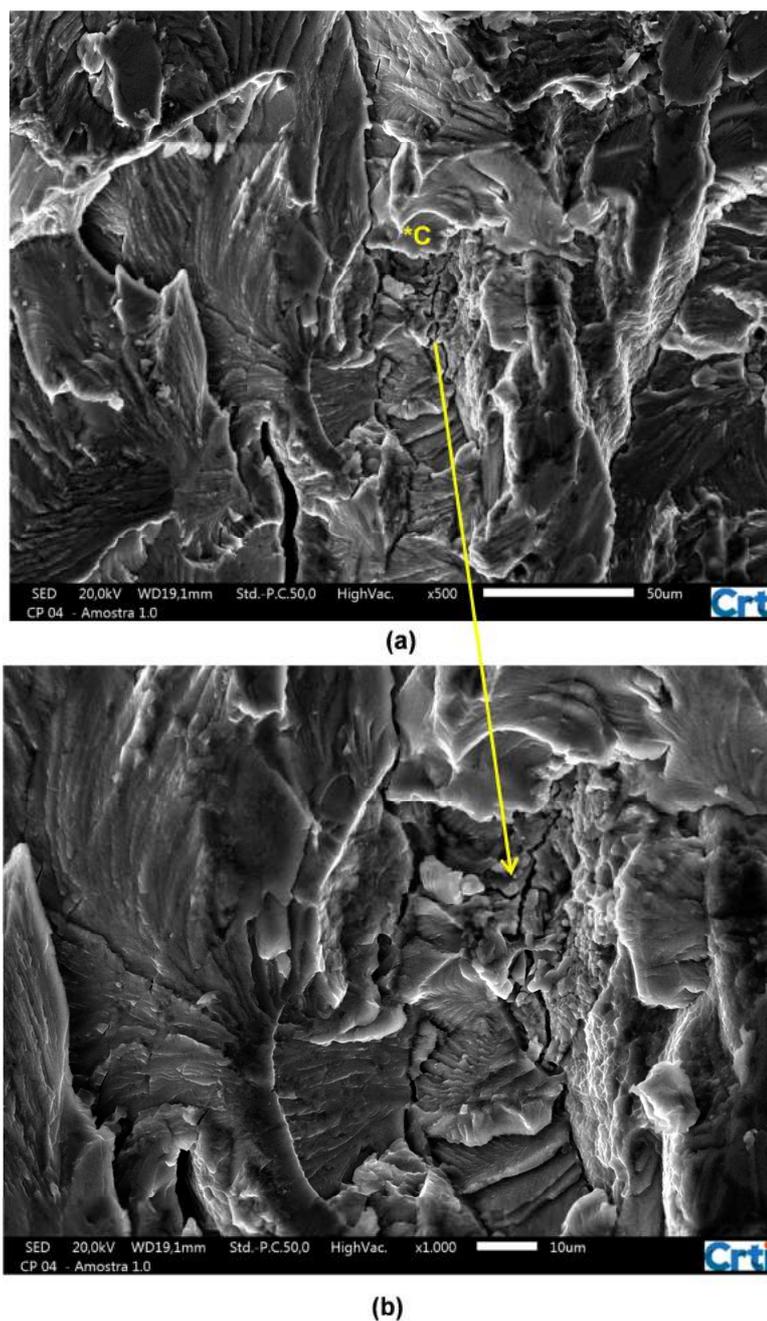
**Figura 4.57** - Superfície da fratura - Corpo de prova 04, (01) região da pré-trinca, (02) região de propagação plana até comprimento de 12,8 mm, e propagação em plano inclinado de  $43^\circ$  por mais 5,00 mm, (03) região de fratura final, direção T-S.

Na imagem abaixo observa-se a região inicial de propagação da trinca, onde nota-se uma certa similaridade quando comparada com a mesma região do ensaio 01, que apresentou comportamento ideal de ensaio. A comparação realizada com o ensaio 01 foi proposta devido o comportamento ideal deste ensaio no início de sua realização. A superfície abaixo apresenta característica de fratura por clivagem, onde é possível observar as “marcas de rio”, que são típicas para este tipo de fratura.



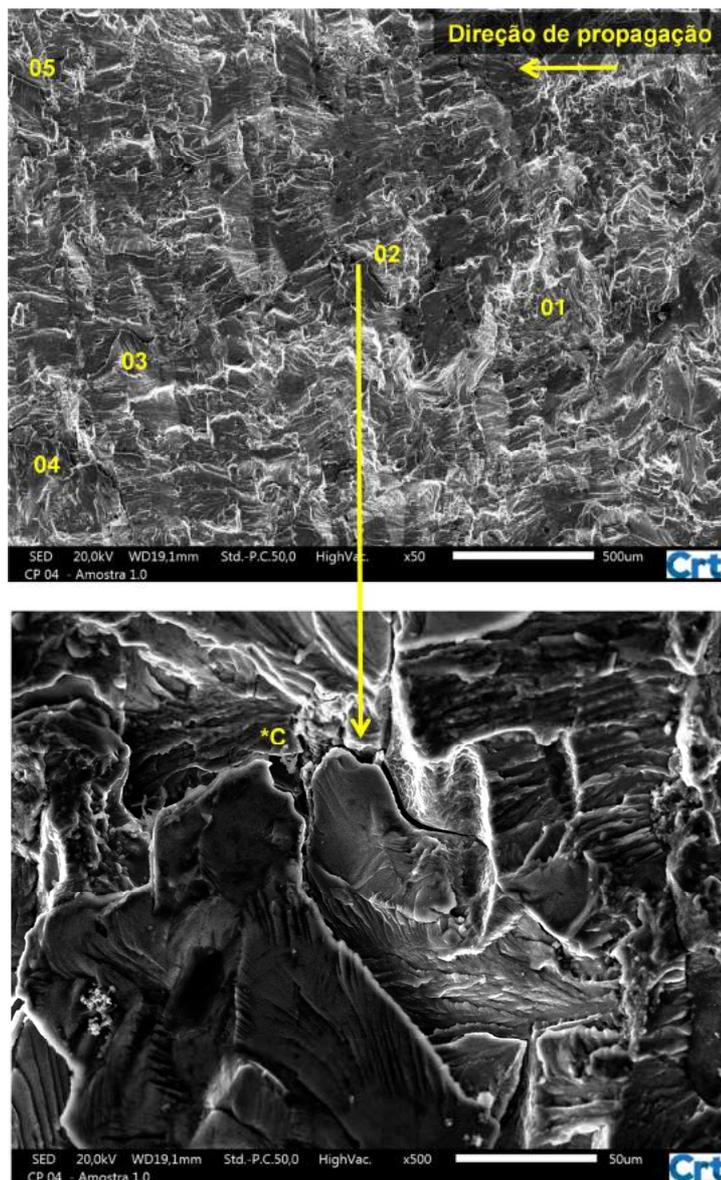
**Figura 4.58** - Região inicial de propagação da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Ainda analisando esta região em maiores ampliações é possível observar trincas perpendiculares ao sentido de propagação, propagando-se em uma região de descoesão dos constituintes da partícula. Estes comportamentos podem ser observados nas figuras 4.59 (a) e (b).



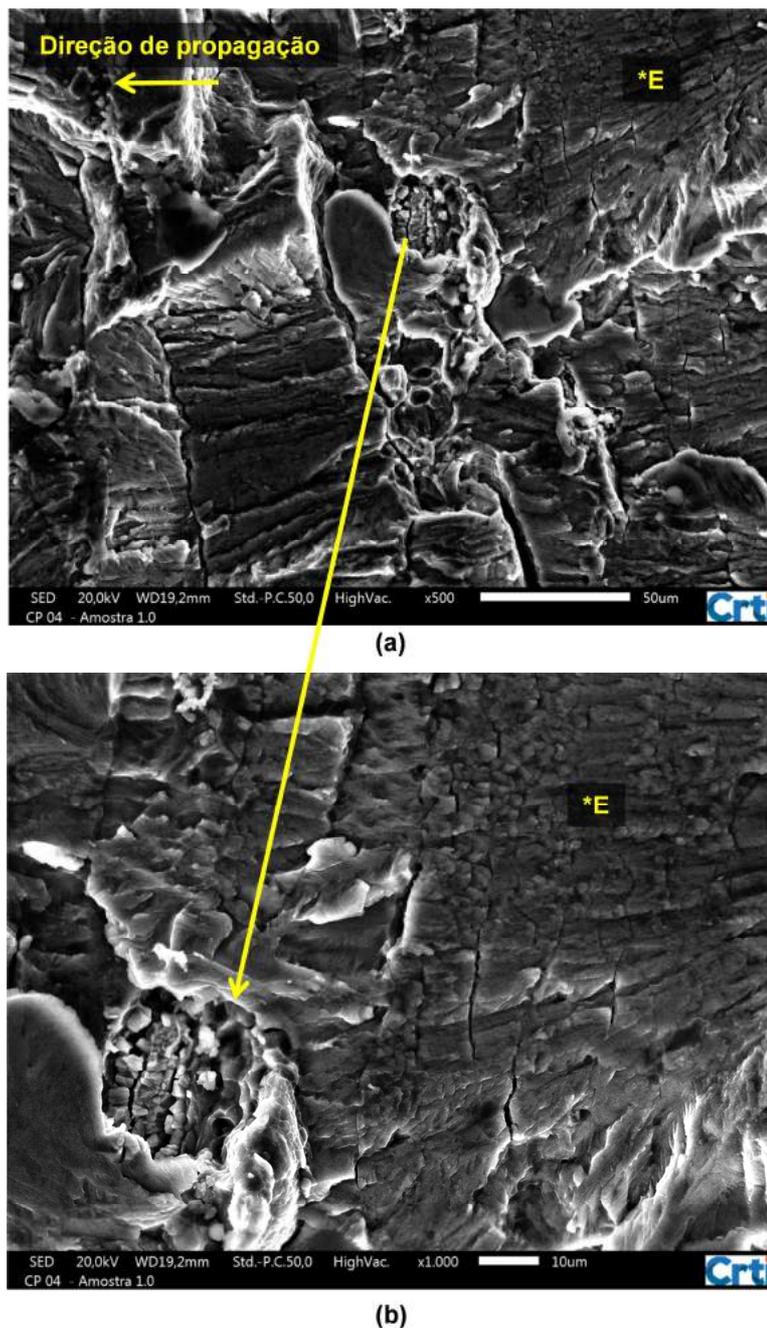
**Figura 4.59** - Análise de uma região no início da pré-trinca, onde observou-se a propagação de trincas em uma região de descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na região inicial de propagação após a pré-trinca é possível observar a existência de trincas na superfície da fratura, tanto em posições ortogonais ao sentido de propagação quanto paralelas. Estas trincas estão identificadas na figura 4.60 (a) pelos números de 01 a 05. Na figura 4.60 (b) observa-se o surgimento de uma trinca em meio a partículas grosseiras.



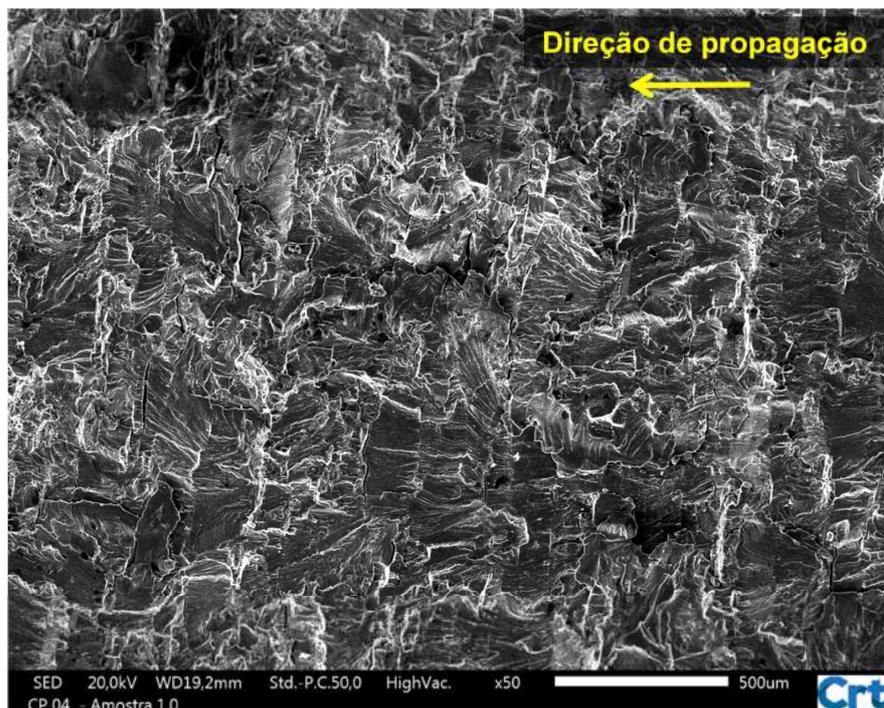
**Figura 4.60** - (a) Existência de várias trincas na superfície da fratura com diferentes orientações, (b) Propagação de uma trinca com comportamento de bifurcação em um ponto de descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Analisando a mesma região da fratura é possível observar além de várias frentes de propagação de trincas na figura 4.61 uma região bastante peculiar identificada como “\*E”, esta região apresentou superfície plana e um conjunto de micro trincas agrupadas ortogonais ao plano de propagação (aspecto de escamas). Além deste comportamento observa-se uma região central de propagação de trinca em meio à região de microvazios.



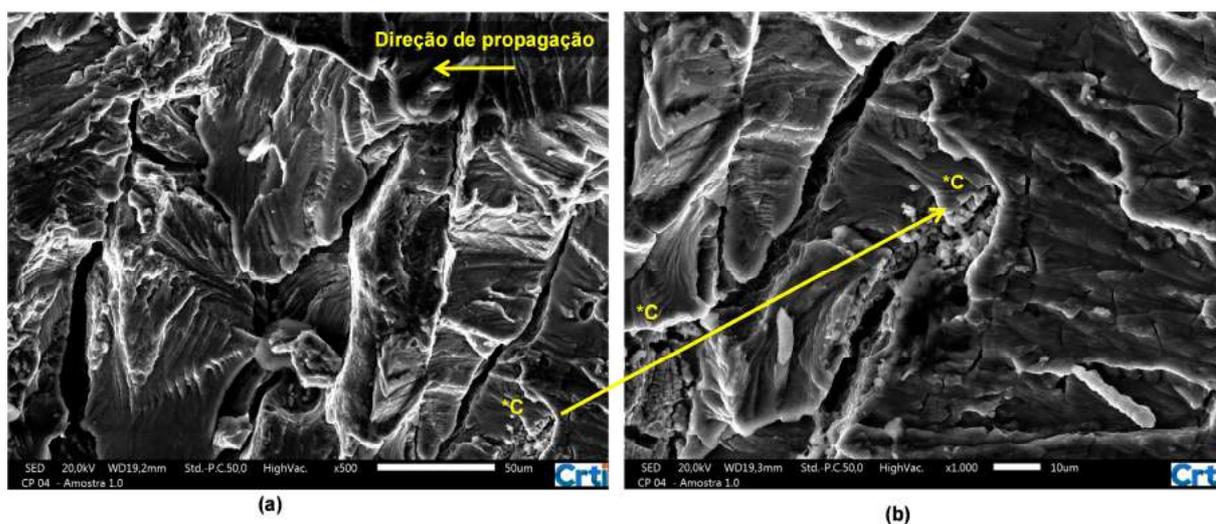
**Figura 4.61** - Região plana na superfície da fratura como a incidência de várias micro trincas (\*E), e propagação de trincas em uma região central, em meio à microvazios - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Analisando o centro da região 02 caracterizada pela figura 4.57 é possível notar em ampliação de 50x uma região bem diferente da observada no início do plano de propagação. Nesta região observa-se uma grande concentração de trincas de diferentes tamanhos e orientações, e aspecto de fratura por clivagem, como pode ser observado na figura 4.62.



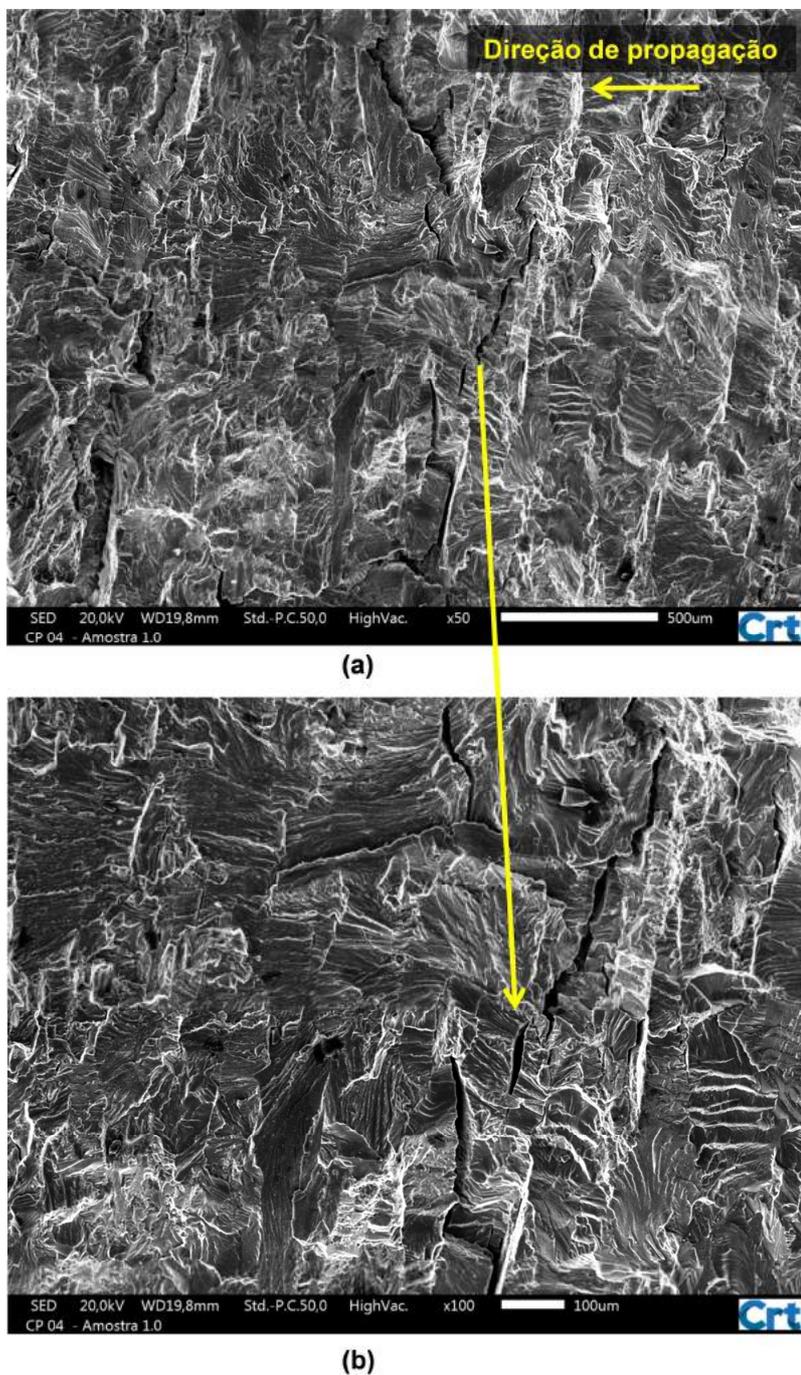
**Figura 4.62** - Imagem capturada no centro da região 02 de propagação, região com incidência de várias frentes de propagação de trincas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Observando esta região em maior magnificação é possível identificar comportamento de propagação de trincas em meio a partículas grosseiras, como pode ser observado nas figura 4.63 (a) e (b).



**Figura 4.63** - (\*C) Região de propagação de trincas em meio a partículas grosseiras, (\*D) Observação de *dimples* na parede da trinca, (\*E) Região plana com o surgimento de micro trincas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Como neste ensaio ocorreu desvio no plano de propagação observou-se essa região para poder avaliar o comportamento da superfície de fratura. Nas figuras 4.64 (a) e (b) ilustra-se esta região.

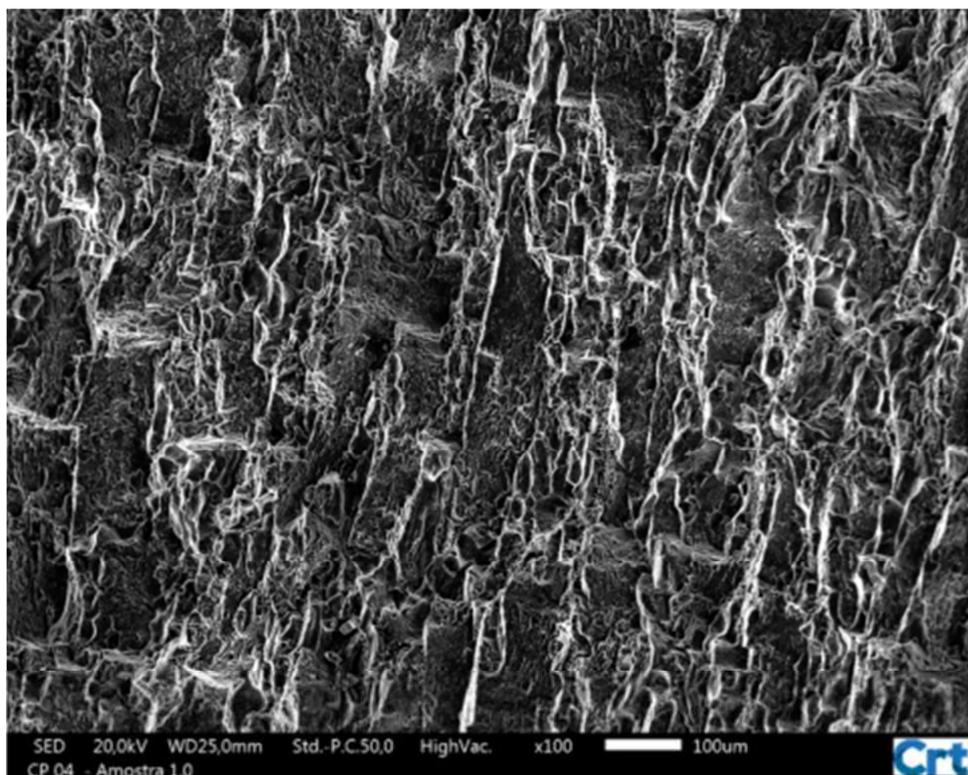


**Figura 4.64** - Região de desvio do plano de propagação da trinca principal. Incidência de trincas perpendiculares ao sentido de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na imagem acima o aspecto observado continua sendo de fratura por clivagem, na figura 4.64 (b) nota-se de maneira nítida o surgimento de “marcas de

rio”, e também o surgimento de quatro grandes frentes de propagação de trincas em sentido perpendicular a propagação principal.

Na figura 4.65 é possível observar a região de fratura final, que comparada com os demais corpos de prova apresenta características semelhantes, com aspecto de fratura dúctil.



**Figura 4.65** - Região da fratura final do corpo de prova 04. - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

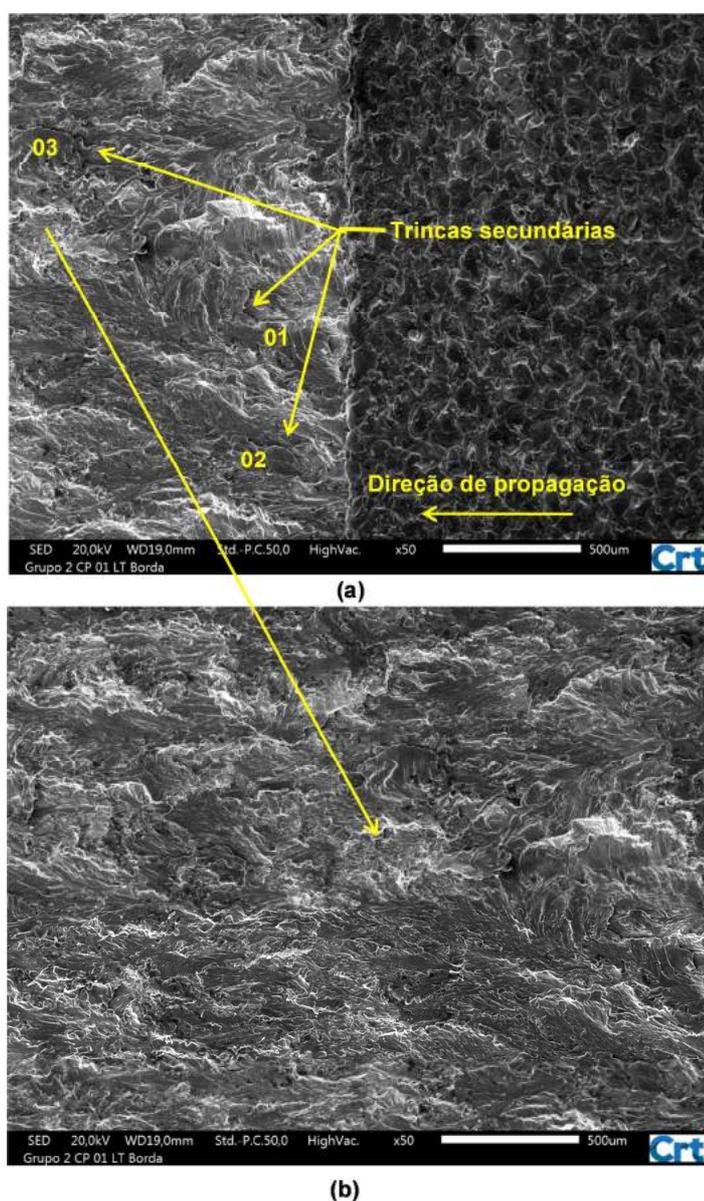
#### 4.6.5 Corpo de prova 01 (CP 01) - orientação L-T

Este espécime foi analisado principalmente por ter apresentado comportamento padrão durante o ensaio, esta orientação foi adotada por apresentar uma das maiores resistências dentre as demais.

O ensaio em análise evoluiu-se de forma padrão até 317.078 ciclos, antes da ocorrência da ruptura final. O comprimento final da trinca foi de 29,02 mm e o fator de intensidade de tensão máximo apresentou valor de  $11,96 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Este ensaio foi realizado pelo método de carga constante, com valor fixo de 2000 N e razão de carregamento  $R=0,1$ .

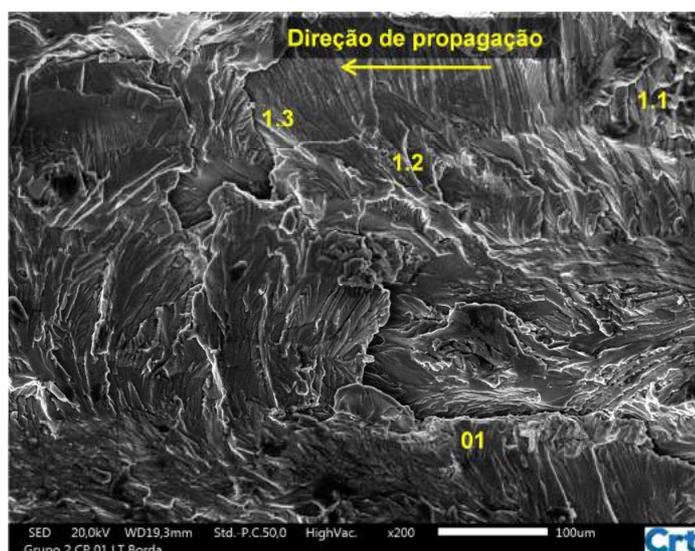
As fractografias que serão observadas nesta superfície servirão como comparativo para as análises realizadas anteriormente. Esta comparação visa analisar se a morfologia da superfície fraturada apresenta diferenças consideráveis em orientações diferentes.

Nas imagens abaixo observa-se a existência de trincas secundárias na região inicial de propagação da pré-trinca, as trincas identificadas como 02 e 03 apresentam sentido de crescimento em direção do plano de propagação da trinca principal, Já a trinca 01 apresentou comportamento inicial na mesma direção de propagação da trinca principal, mas desviou-se ao longo de sua propagação.



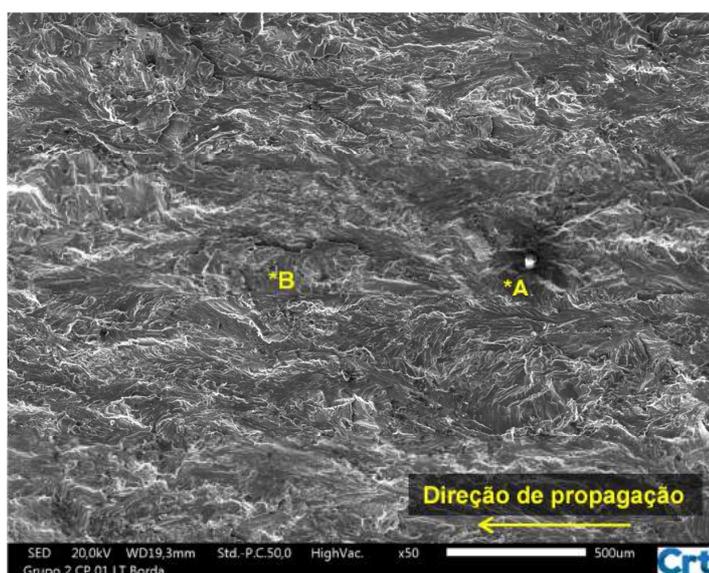
**Figura 4.66** - (a) e (b) Região inicial de propagação da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

A trinca 01 foi observada em maior ampliação na figura 4.67, possibilitando uma melhor análise de sua região. Nesta região além de observar a trinca 01, ainda é possível observar outras frentes de propagação de trincas identificadas a partir dos números 1.1, 1.2 e 1.3. Outra característica relevante desta região são as “marcas de rio” típicas de fratura por clivagem, com diversas orientações diferentes.



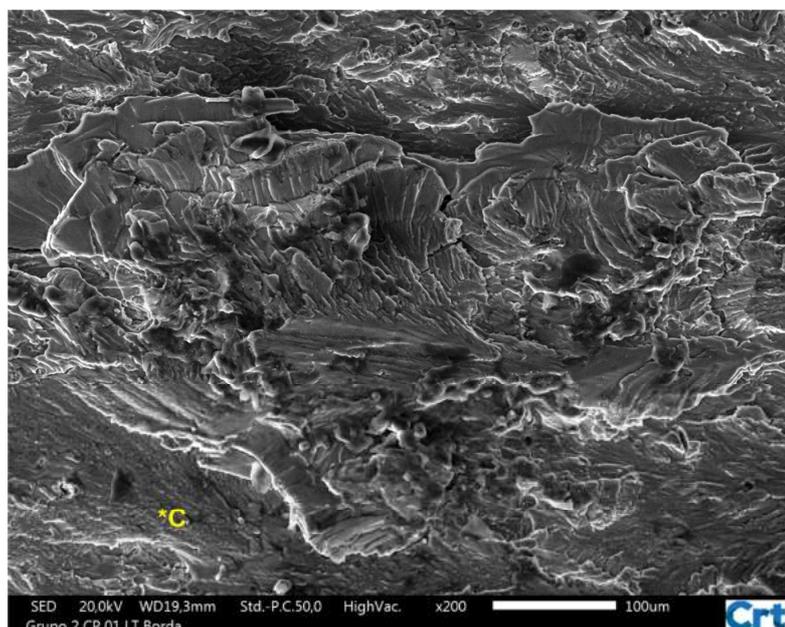
**Figura 4.67** - Ampliação da região da trinca 01 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

A imagem 4.68 ilustra a região inicial de propagação da trinca principal, nesta região observa-se duas principais áreas interessantes a serem analisadas identificadas pelas letras \*A e \*B.



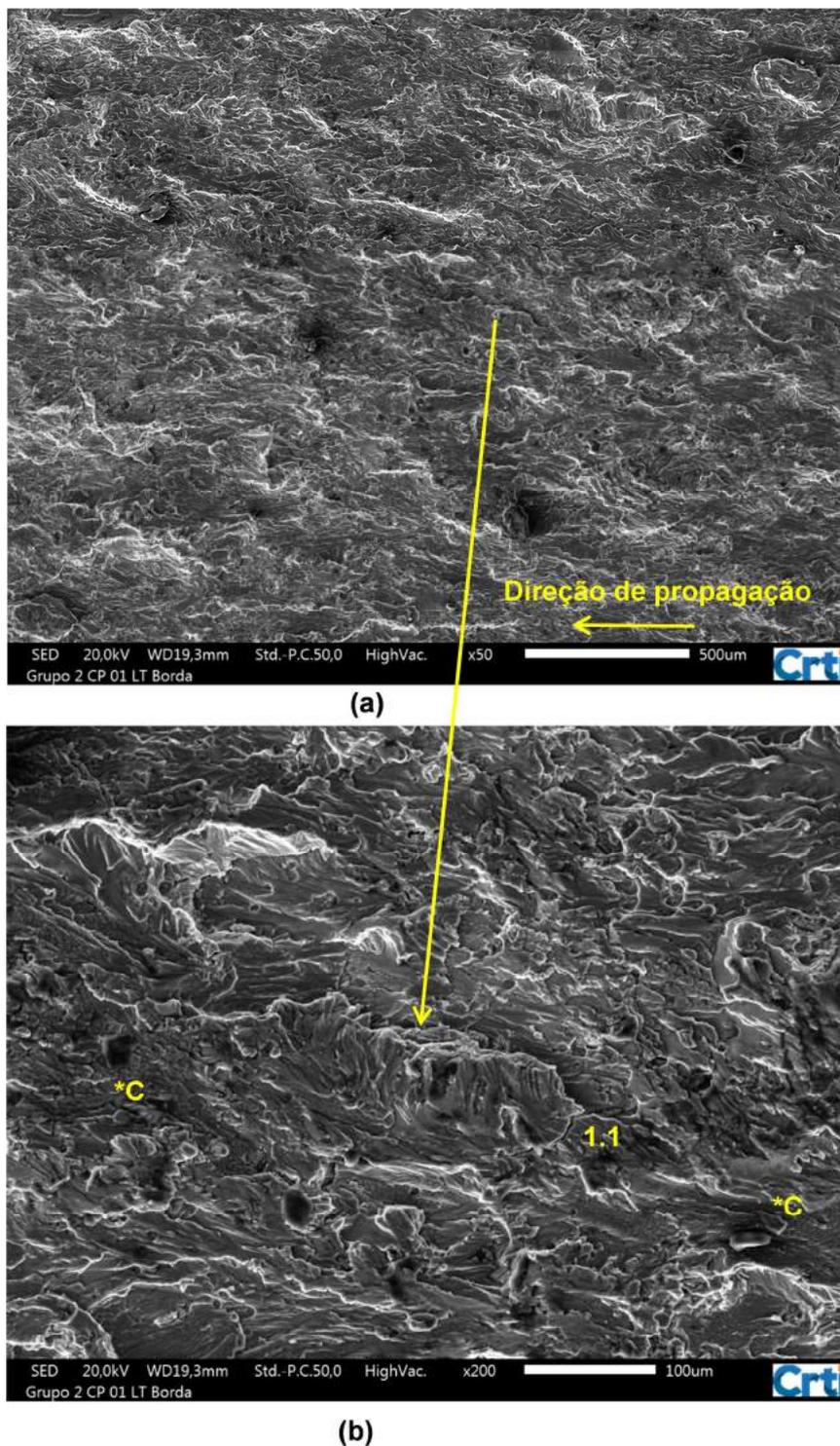
**Figura 4.68** - Região inicial de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na região identificada como \*A é possível observar uma área em tom de cinza mais escuro, com uma região central esférica em tom de cinza mais claro, a fim de tentar caracterizar esta área foi realizada uma análise de espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS), visando obter elementos que caracterizassem uma inclusão, mas observou-se apenas elevados teores de Alumínio. Já na região \*B, em maior ampliação (Figura 4.69) observou-se além de uma região com variações de níveis, o surgimento de trincas secundárias e na região identificada como \*C uma superfície plana com o aspecto de escamas.



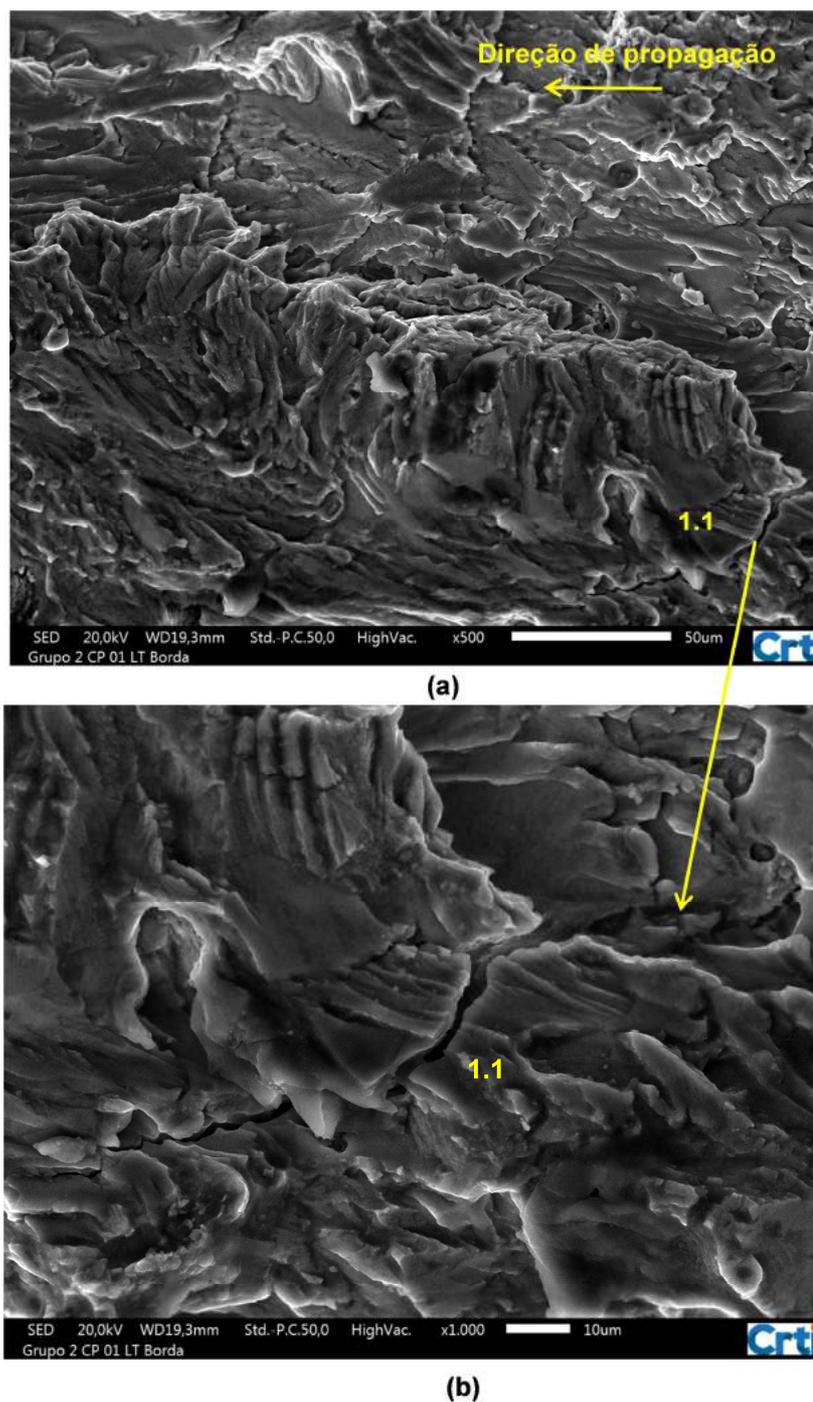
**Figura 4.69** - Ampliação da região \*B da figura 4.68. (\*C) Região plana com aspecto de escamas - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

A figura abaixo ilustra a região central de propagação da trinca principal, nesta região nota-se pouca incidência de trincas secundárias. Uma das mais visíveis identificada pelo numero 1.1 foi ampliada para uma melhor visualização, e pode ser observada nas imagens 4.70 (a) e (b). Nota-se também uma região semelhante à observada na figura 4.69 identificada pela letra \*C.



**Figura 4.70** - Região central de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

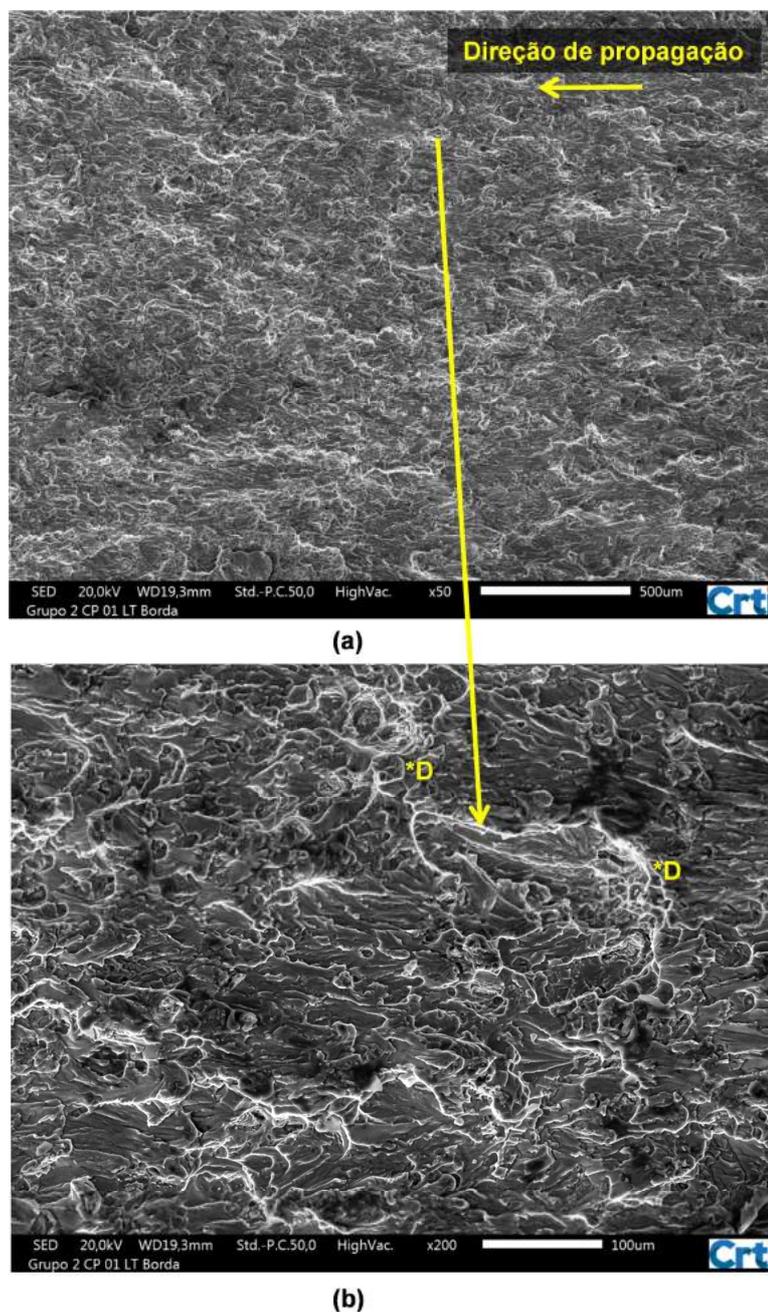
Na imagem abaixo observa-se a trinca 1.1 citada acima, analisando a figura 4.71 (b) é possível observar a trinca propagando a partir de regiões de microvazios.



**Figura 4.71** - Região central de propagação da trinca principal, ampliação da trinca 1.1 observada na figura 4.70 - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

As figuras abaixo ilustram uma região próxima à região de fratura final. É possível observar uma mudança de aspecto na superfície da fratura, que tende a parecer mais porosa (aspecto de fratura dúctil), quando comparada com as demais regiões. Analisando a figura 4.72 (b) observa-se uma fluidez na superfície no sentido

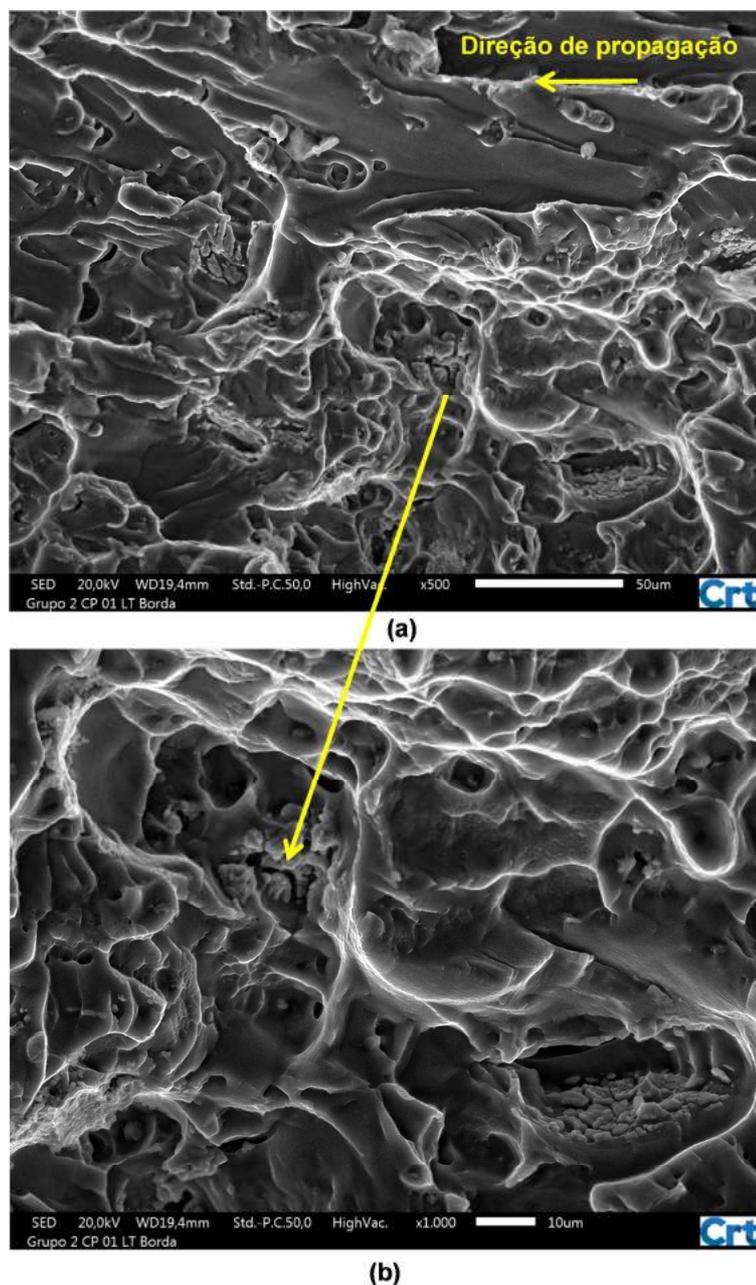
de propagação da trinca principal, além de regiões que assemelham-se a *dimples*, identificadas pela letra \*D.



**Figura 4.72** - (a) Região próxima a fratura final, onde é possível observar uma região mais porosa. (b) Observação de *dimples* na superfície próxima a fratura final (\*D).

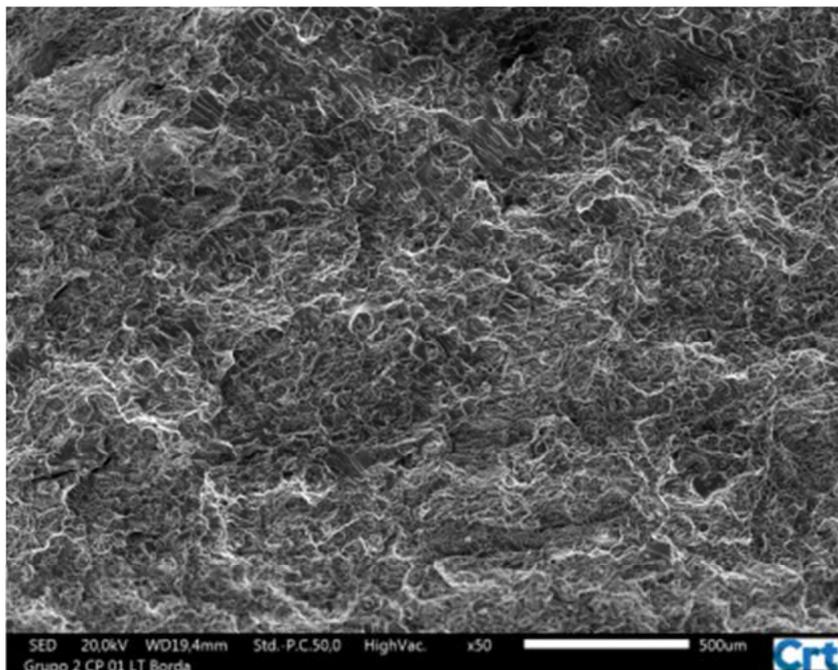
Analisando a imagem 4.72 (b) em maiores ampliações é possível observar comportamento bastante interessante, observa-se tanto uma região plana quanto poros profundos. Na maioria das paredes destes poros é possível observar

comportamento semelhante ao observado por Wei et al. (2013) e ilustrado na figura 2.18 (d), que consiste em descoesão dos constituintes da partícula.



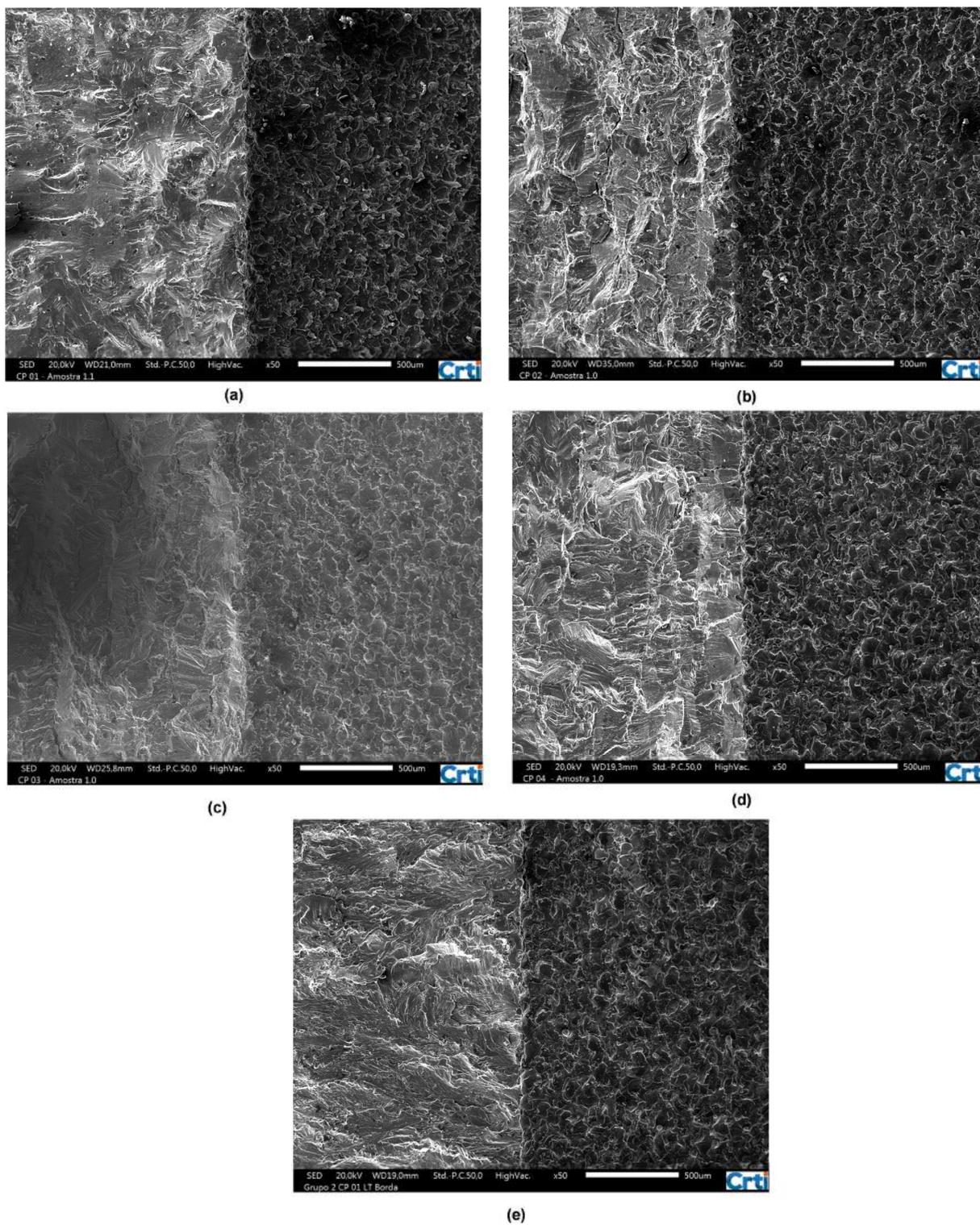
**Figura 4.73** - (a) e (b) Ampliação da região próxima a fratura final, observação de descoesão dos constituintes da partícula - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

Na imagem abaixo observa-se o aspecto da fratura final, típico de fratura dúctil e características semelhantes aos ensaios anteriores.

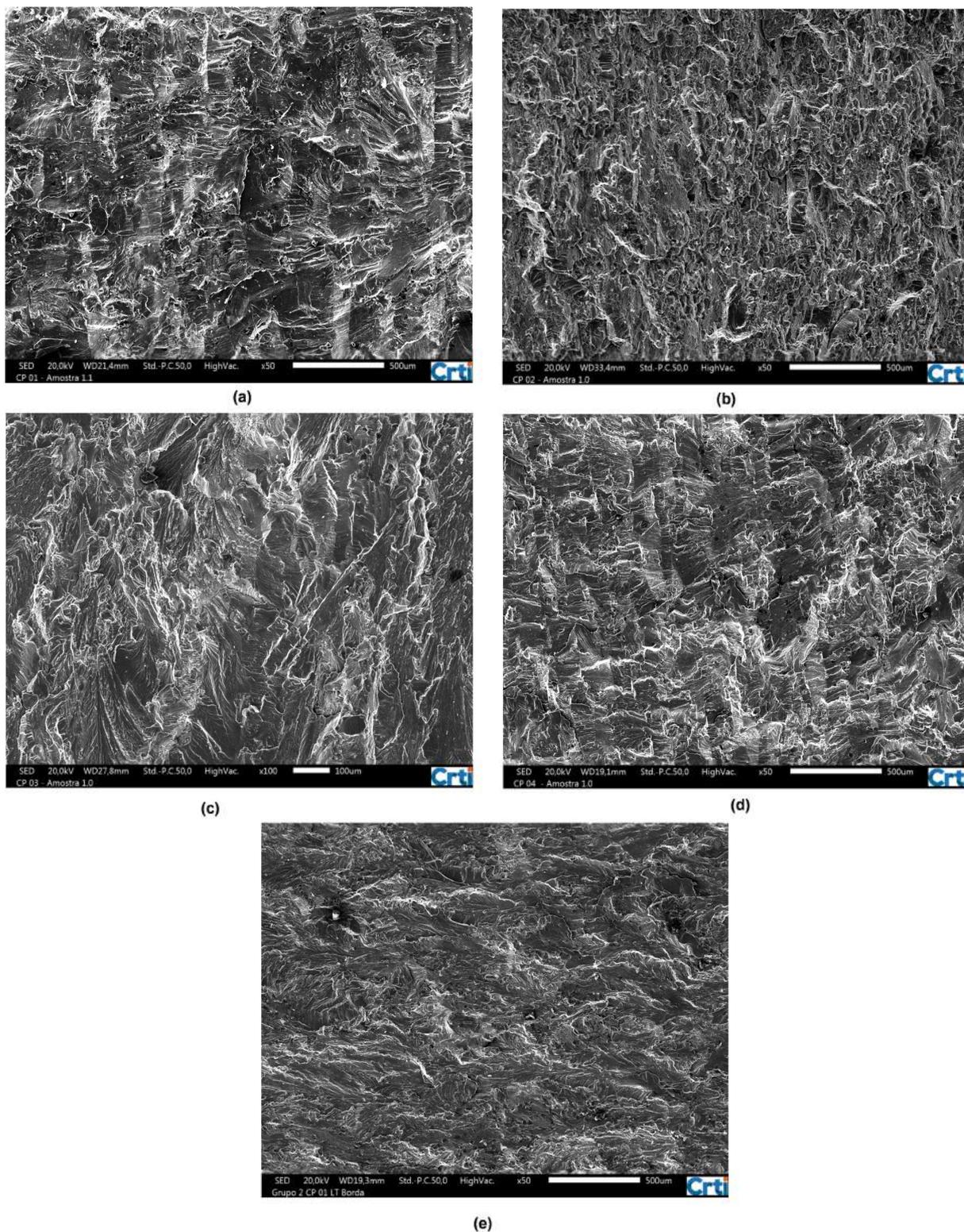


**Figura 4.74** - Região de fratura final do corpo de prova 01, orientação L-T borda - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

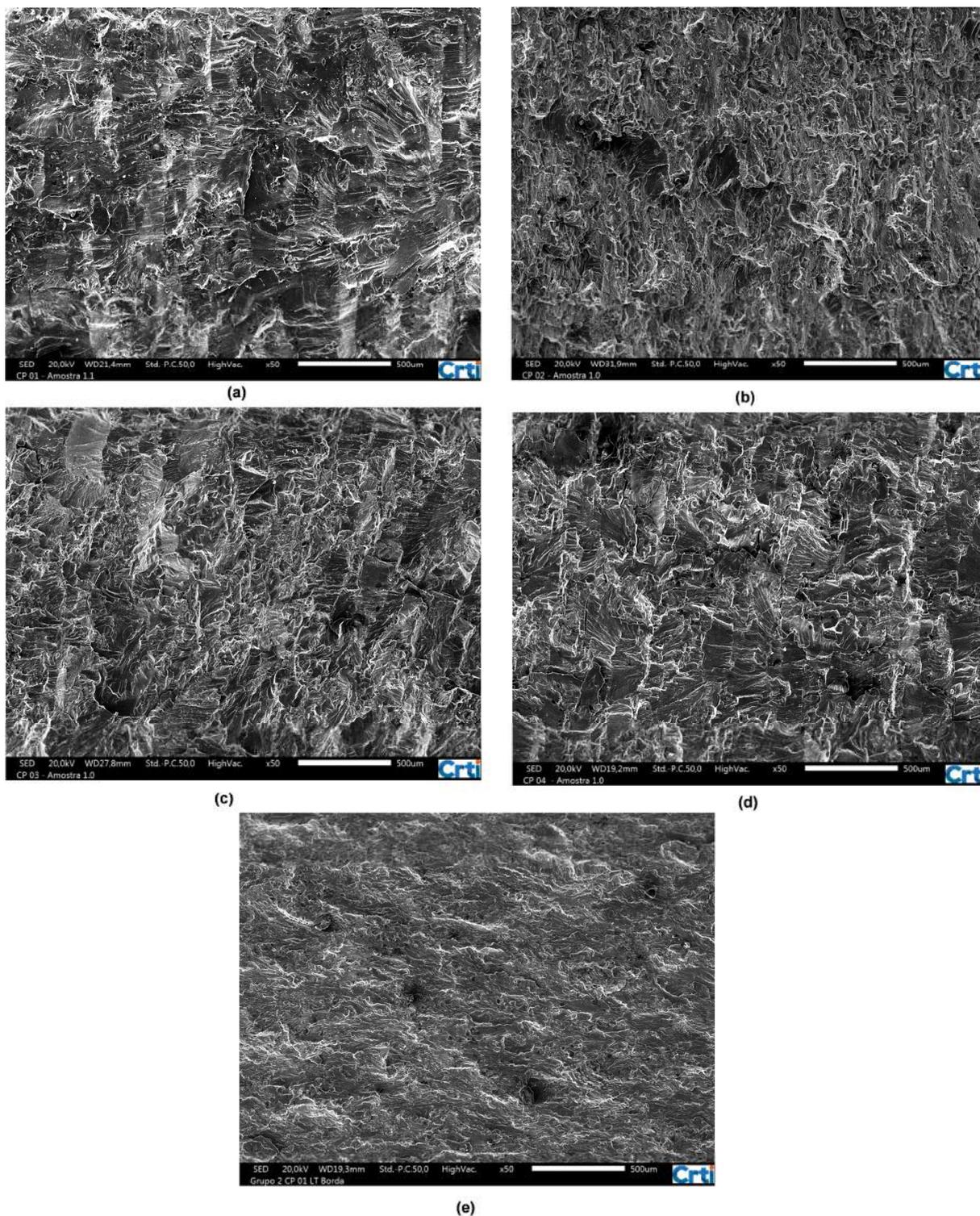
As imagens 4.75, 4.76, 4.77 e 4.78 (a) e (b), caracterizam as regiões de realização da pré-trinca, início da propagação da trinca principal, região central de propagação da trinca principal e região da fratura final, para os ensaios caracterizados acima. Nestas imagens é possível comparar as diferenças morfológicas dentre as amostras que foram realizadas análises fractográficas.



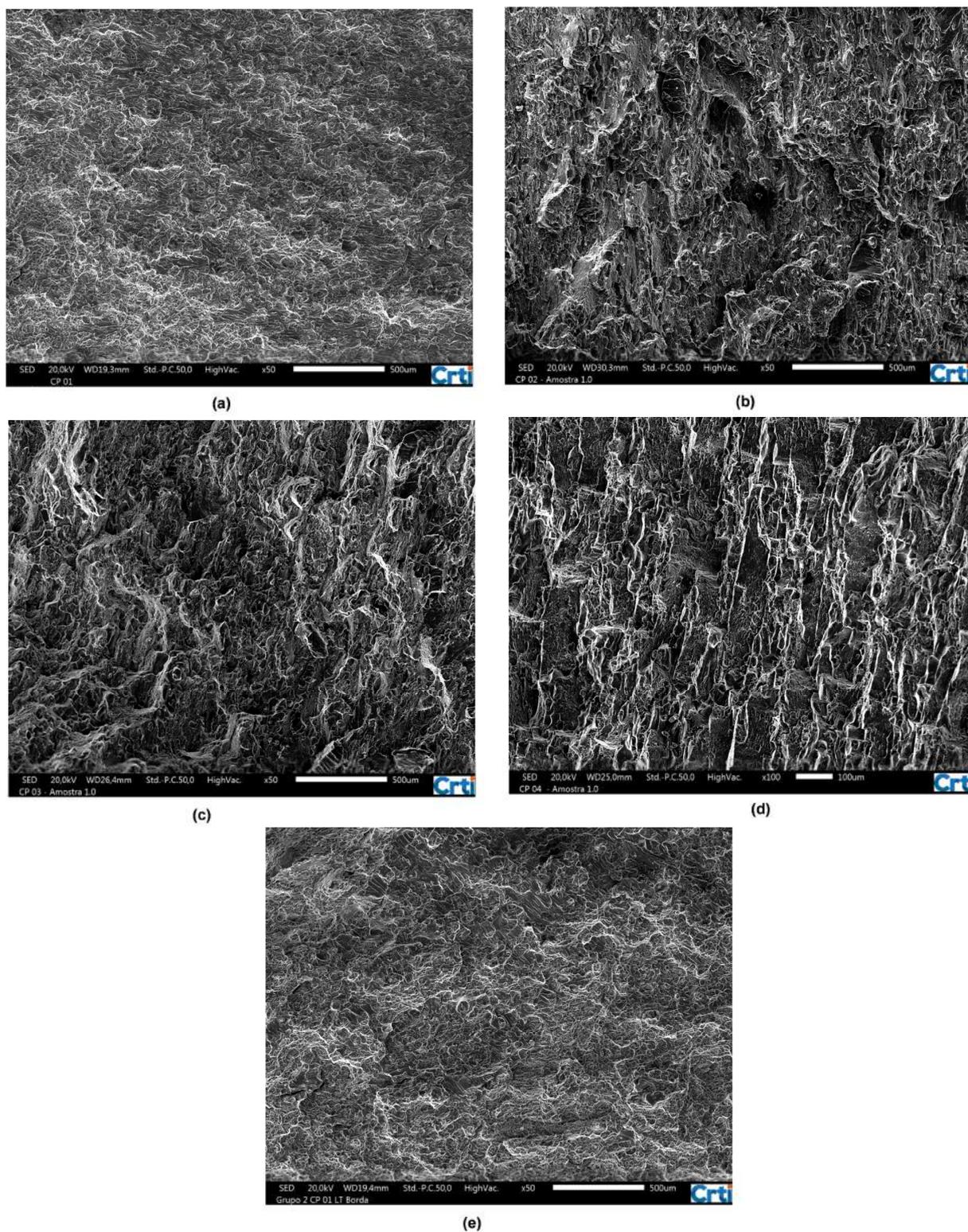
**Figura 4.75** - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região da pré-trinca - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).



**Figura 4.76** - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região inicial de propagação da trinca principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).



**Figura 4.77** - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográficas da região central da fratura principal - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).



**Figura 4.78** - (a), (b), (c), (d) - Direção T-S e (e) - Direção T-L - Característica fractográfica da região da fratura final - Imagem realizada no Centro Regional para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti-UFG).

## 5 CONCLUSÕES

Tendo em vista os dados apresentados neste trabalho, é possível concluir que a propagação de trincas em corpos de prova da liga 7050-T7451 orientados na direção T-S apresentam tendência evidente de desvio do plano de propagação e ocorrência de bifurcações durante o crescimento da trinca, e que estes comportamentos estão intrinsecamente relacionados aos efeitos do processo de laminação, que modifica as características morfológicas dos grãos.

Devido à análise do comportamento das curvas  $da/dN$  versus  $\Delta K$ , foi possível constatar que as curvas dos ensaios que apresentam desvio do plano de propagação coincidiram com a curva válida do ensaio 01. A variação observada no ensaio 02 é decorrente da forma em que o mesmo foi realizado, sendo que neste caso utilizou-se um valor inicial de  $\Delta K$  da ordem de  $18 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ . Já os ensaios 03 e 04 comportaram-se de maneira semelhante mesmo sendo realizados por métodos diferentes, onde o ensaio 03 foi realizado por controle de  $\Delta K$  com intensidade de  $8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$  e o ensaio 04 com amplitude carga constante com intensidade de 1500 N.

Foi constatado pela análise de micrografia que a trinca segue tanto caminhos intergranulares quanto transgranulares, e que é possível durante a propagação ocorrer vários pontos de bifurcação da trinca principal, sendo que estas bifurcações podem tanto apresentar evolução de seu crescimento quanto propagarem-se por um pequeno trajeto e logo estagnaram-se. Estes comportamentos preferenciais das trincas, tanto principais quanto secundárias (bifurcações) estão diretamente ligados à resistência encontrada nos contornos dos grãos, e até mesmo dentro de uma região recristalizada.

Mediante as análises fractográficas foi possível constatar que a propagação da trinca é predominantemente transgranular, tal análise pode ser verificada pela morfologia da superfície de fratura observada, onde verifica-se características que possibilitam definir tal comportamento. Também foi constatado em todas as superfícies de fratura a ocorrência de trincas secundárias, tanto no sentido perpendicular ao plano de propagação principal quanto no sentido paralelo. Estas trincas secundárias são consequência da coalescência de microvazios originados das inclusões, e podem criar tendências direcionais ao plano de propagação da trinca.

## 6 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se a continuação do estudo na direção T-S, visando ampliar o volume de resultados, devido o comportamento peculiar observado durante a realização dos ensaios.

Sugestões:

- Realizar ensaio com diferentes razões de carregamento, posteriormente submeter às regiões de fratura a microscopia eletrônica de varredura (MEV).
- Realizar polimento e ataque químico nos corpos de prova a fim de poder observar o caminho de propagação da trinca, e posteriormente realizar comparações com outras direções.
- Realizar ensaio de tenacidade à fratura nesta direção utilizando a norma ASTM E399.
- Realizar simulações computacionais para obter meio de comparação com a análise experimental (Sugestão de *software ANSYS*).

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

A. Heinz et al, A. H. (2000). Recent development in aluminium alloys for aerospace application. *Materials Science and Engineering A280 (2000) 102–107*, p. 6.

ABAL. (09 de Maio de 2016). ABAL. Fonte: Associação Brasileira do Alumínio: <http://www.abal.org.br/aluminio/historia-da-industria/>

Airlines, A. (15 de Maio de 2016). *Aloha Flight 243 - Air Disaster*. Fonte: Aloha Flight 243 - Air Disaster: <http://www.aloha.net/~icarus/>

ALCOA. (01/06/2016 de Junho de 2016). ALCOA. Fonte: ALCOA: [www.alcoa.com](http://www.alcoa.com)

Anderson, T. L. (13 de Julho de 2011). Fracture Mechanics Fundamentals and Applications - Third Edition. *Fracture Mechanics Fundamentals and Applications - Third Edition*. CRC Press - Taylor & Francis Group.

Association, T. A. (10 de Maio de 2016). *The Aluminum Association*. Fonte: The Aluminum Association: <http://www.aluminum.org/aluminum-advantage/history-aluminum>

ASTM E647, I. (2008). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. Pennsylvania, Estados Unidos.

Bath, C. (13 de Maio de 2016). *Cyril Bath An Aries Alliance Company*. Fonte: Cyril Bath An Aries Alliance Company: <http://www.cyrilbath.com/>

Calçada, F. T. (Janeiro de 2012). Análise do comportamento fractal da propagação de trincas por fadiga em aço 300M e liga de alumínio AA7475. Guaratinguetá, São Paulo, Brasil.

CAMARGO, J. A. (2007). A Influência do Shot Peening e das Anodizações Crômica, Sulfúrica e Dura sobre a resistência a Fadiga da liga Al 7050 - T7451 de uso Aeronáutico. *A Influência do Shot Peening e das Anodizações Crômica, Sulfúrica e Dura sobre a resistência a Fadiga da liga Al 7050 - T7451 de uso Aeronáutico*. Guaratinguetá, São Paulo, Brasil.

Chiaverini, V. (1996). *Tecnologia Mecânica (2º ed., Vol. II)*. São Paulo: MCGraw-Hill.

DNPM. (09 de Maio de 2016). *DNPM - Departamento Nacional de Produção Mineral*. Fonte: Departamento Nacional de Produção Mineral - Ministério de Minas e Energia: <http://www.dnpm.gov.br/>

Dowling, N. E. (2008). *MECHANICAL BEHAVIOR OF MATERIALS: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue* (3° ed.). PEARSON Prentice Hall.

E. A. Stake, J. J. (1995). APPLICATION OF MODERN ALUMINUM ALLOYS TO. *Pergamon*, p. 42.

Figueiredo, A. R. (08 de Julho de 2010). Análise do efeito da tensão média na resistência à fadiga por fretting da liga Al 7050-T7451. *Análise do efeito da tensão média na resistência à fadiga por fretting da liga Al 7050-T7451*. Brasília, Distrito Federal, Brasil.

George E. Totten, D. S. (1996). *Handbook of Aluminum*. New York: Marcel Dekker, Inc.

HYDRO. (10 de Maio de 2016). *HYDRO*. Fonte: HYDRO: <http://www.hydro.com/pt/A-Hydro-no-Brasil>

Joseph E. Shigley, C. R. (2004). *Mechanical Engineering Design, 7/e*. New York, NY, EUA: BOOKMAN.

Junior, P. R. (2007). Avaliação do estiramento de chapas da liga AA 2024 para três condições distintas de têmperas. *Avaliação do estiramento de chapas da liga AA 2024 para três condições distintas de têmperas*. São José dos Campos, São Paulo, Brasil.

Lili Wei, Q. P. (27 de Abril de 2013). Characterization of Fracture and Fatigue Behavior of 7050 Aluminum Alloy Ultra-thick Plate. *ASM International*, p. 08.

Lili Wei, Q. P. (5 de Outubro de 2013). Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue. *Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue*, p. 10.

MSC. (08 de Maio de 2016). *MSC Software*. Fonte: MSC Software Corporation: <http://www.mscsoftware.com>

nCode. (08 de Maio de 2016). *nCode Products*. Fonte: nCode: <http://www.ncode.com/>

Patton, G. (1998, Abril 29). Study of fatigue damage in 7010 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A254 (1998) 207–218*, p. 12.

Ribeiro, H. F. (Novembro de 2012). Avaliação do dano em fadiga de materiais a muito elevada frequência. *Avaliação do dano em fadiga de materiais a muito elevada frequência*. Lisboa, Portugal.

Rosa, E. d. (2002). *Análise de Resistência Mecânica - Mecânica da Fratura e Fadiga*. Santa Catarina.

Santos, D. P. (29 de Junho de 2015). Um Estudo de análise de fadiga no domínio da frequência. *Um Estudo de análise de fadiga no domínio da frequência*. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.

Semrád, K. (2013, Abril 25). Fatigue and Buckling Strength Analysis of the Wing Hinge in the Creo Simulation Environment. *Journal of Mechanics Engineering and Automation*, p. 4.

Sérgio Ricardo C. de Mello, C. O. (2009). Alumínio e Suas Ligas. *Alumínio e Suas Ligas*. Volta Redonda, Rio de Janeiro, Brasil.

Serrano, V. L. (06 de Março de 2015). Desenvolvimento de uma ferramenta numérica educacional para revisão de falha por fadiga. *Desenvolvimento de uma ferramenta numérica educacional para revisão de falha por fadiga*. Santo André, São Paulo, Brasil.

Strohaecker, T. R. (2013). Mecânica da Fratura. *Mecânica da Fratura*. Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil.

T. H. Lin, Y. M. (1969, Janeiro 23). Mechanics of a Fatigue Crack Nucleation Mechanism. *Mechanics of a Fatigue Crack Nucleation Mechanism*, p. 13.

T.F. Morgeneyer, J. B. (28 de Maio de 2009). Experimental and numerical analysis of toughness anisotropy in AA2139 Al-alloy sheet. *Science Direct*, p. 14.

Vipul K. Gupta, S. R. (18 de Fevereiro de 2011). Fatigue crack surface crystallography near crack initiating particle clusters in precipitation hardened legacy and modern Al-Zn-Mg-Cu Alloys. *International Journal of Fatigue*, p. 16.

Volker Esslinger, R. K. (27 de Outubro de 2003). The railway accident of Eschede – Technical background. *Engineering Failure Analysis*, p. 21.

Wei, L. (2014, Março 26). Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue crack propagation behavior of 7050 alloy thick plate. *International Journal of Fatigue*, p. 10.

William D. Callister, J. (2012). *Fundamentos da Ciência e Engenharia de materiais 2ª Edição*. Rio de Janeiro: LTC.

Willy Ank de Moraes, W. D. (Junho de 2014). A análise de falha: Parte 2 Morfologias básicas das superfícies de fratura. *A análise de falha: Parte 2 Morfologias básicas das superfícies de fratura*. Brasil.

Y. Q. Chen, S. P. (24 de Maio de 2013). Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 2524-T3 Alalloy. *Materials Science & Engineering A*, p. 9.

Z.Q.Zheng, B. C. (26 de Outubro de 2010). The behavior of fatigue crack initiation and propagation in AA2524-T34 alloy. *Material Science and Engineering A*, p. 6.

## 8 ANEXO “A”

Nas tabelas abaixo encontram-se apresentados os aspectos gerais para realização dos ensaios de propagação de trincas.

<b>Grupo T-S CP-01</b>		
<b>Parâmetros da pré-trinca</b>		
Frequência	7,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	239.135	-
K máx	6,12	
K Final	4,33	
Força máxima	3.199,10	N
<b>Parâmetros do teste</b>		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.000,00	N
Pmín	200,00	N
R	0,10	-
Frequência	7,00	Hz
Número total de ciclos	1.109.254	-
K máx	33,56	
K Final	33,34	
Comprimento final da trinca	38,00	mm
Angulação Máxima da trinca	3	°

<b>Grupo T-S CP-02</b>		
<b>Parâmetros da pré-trinca</b>		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	n.c.	-
K máx	6,13	
K Final	4,30	
Força máxima	3.151,90	N
<b>Parâmetros do teste</b>		
Método do teste	Controle de deltaK	
Pmáx	9.122,46	N
Pmín	n.c.	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	60.870	-
K máx	19,94	
K Final	n.c.	
Comprimento final da trinca	22,77	mm
Angulação Máxima da trinca	60	°

<b>Grupo T-S CP-03</b>		
<b>Parâmetros da pré-trinca</b>		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	-	-
K máx	6,13	
K Final	4,36	
Força máxima	2.982,10	N
<b>Parâmetros do teste</b>		
Método do teste	Controle de delta K	
Pmáx	3.871,87	N
Pmín	1.457,91	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	556.405	-
K máx	8,80	
K Final	-	
Comprimento final da trinca	18,62	mm
Angulação Máxima da trinca	40	°

<b>Grupo T-S CP-04</b>		
<b>Parâmetros da pré-trinca</b>		
Frequência	5,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	136.405	-
K máx	6,17	
K Final	4,35	
Força máxima	3.230,80	N
<b>Parâmetros do teste</b>		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.500,00	N
Pmín	250,00	N
R	0,10	-
Frequência	5,00	Hz
Número total de ciclos	1.379.544	-
K máx	7,14	
K Final	4,10	
Comprimento final da trinca	22,20	mm
Angulação Máxima da trinca	43	°

<b>Teste 05 - Grupo L-T CP-01</b>		
<b>Parâmetros da pré-trinca</b>		
Frequência	7,00	Hz
Comprimento final da trinca	11,60	mm
Número de ciclos	93.002	-
K máx	6,08	
K Final	4,30	
Força máxima	3.158,80	N
<b>Parâmetros do teste</b>		
Método do teste	Amplitude de carga constante	
Pmáx	2.000,00	N
Pmín	200,00	N
R	0,10	-
Frequência	7,00	Hz
Número total de ciclos	317.084	-
K máx	11,96	
K Final	n.c.	
Comprimento final da trinca	29,02	mm
Angulação Máxima da trinca	1	°



## 10 ANEXO “C”



Alameda Flamboyant, Quadra K, Edifício K1  
 Câmpus Samambaia UFG, Caixa Postal 24254  
 CEP 74690-900, Goiânia, Goiás, Brasil.  
 Fone: +55 (52) 3261-0319  
 www.crti.ufg.br | e-mail: crt@ufg.br

## ENCAMINHAMENTO DE DADOS ANALÍTICOS MICROSSONDA ELETRÔNICA

Goiânia, 01 de junho de 2016

### 1. Solicitante

Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira  
 E-mail: regis.eng@outlook.com

### 2. Amostras analisadas\*

#### 1. Liga de Alumínio 4050-T7451

\* *Nomenclatura adotada pelo solicitante.*

### 3. Método utilizado para as análises de microsonda eletrônica.

O fragmento da liga de alumínio com cerca de 5 cm de comprimento e 1 cm de espessura foi fixado com fita adesiva de carbono sobre o porta amostras. Antes das análises a superfície da amostra foi limpa com álcool isopropílico e nenhum outro processamento foi realizado. As análises foram realizadas em pontos diferentes da amostra de modo a obter um valor médio e desvio padrão ( $\sigma$ ) da composição. A espectroscopia por dispersão de comprimento de onda (WDS) foi realizada em uma microsonda eletrônica JEOL JXA-8230, operando a 20 kV e 20 nA. Os elementos analisados com suas respectivas linhas de energia encontram-se na Tabela 1:

**Tabela 1 – Elementos e linhas analisados.**

Elemento	Linha (keV)
Al	$K\alpha_1 - 1.486$
Bi	$M\alpha_1 - 2.419$
Cr	$K\alpha_1 - 5.411$
Cu	$K\alpha_1 - 8.041$
Fe	$K\alpha_1 - 6,3996$
Mg	$K\alpha_1 - 1.253$
Mn	$K\alpha_1 - 5.895$
Ni	$K\alpha_1 - 7.472$
Pb	$M\alpha - 2.342$
Si	$K\alpha_1 - 1.739$
Zn	$K\alpha_1 - 8.631$

As análises quantitativas apresentadas foram selecionadas com base em seu fechamento total. Devido à natureza do material, a amostra apresenta uma topografia irregular que impede uma análise quantitativa mais precisa. O resultado das análises encontra-se na Tabela 2 e na Tabela 3.

Durante a execução das análises, foram observadas incrustações na superfície enriquecidas em Cu e Fe (Figura 1 e Figura 2). As incrustações têm cerca de 10 $\mu$ m de diâmetro e estão espalhadas de forma homogênea pela liga de alumínio. Para confirmar a variação da composição química entre as inclusões e a liga, foram realizadas análises qualitativas WDS na liga de Al-Zn e nas incrustações de Fe-Cu (Figura 3 A e B). As análises confirmam a variação química entre as duas fases.



Ivan Mendes C. de P. Araújo, Msc

Ciente:



Prof. Dr. Jesiel F. Carvalho

## 4. Resultados

### 4.1 Resultados quantitativos

**Tabela 2 – Análises pontuais quantitativas da liga de alumínio.**

Análise	Elemento (Massa %)											
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	Total
1	2.09	0.03	89.39	2.11	>0.01	6.42	n.d.	n.d.	>0.01	0.01	0.01	<b>100.06</b>
2	2.09	0.03	89.10	2.11	n.d.	6.30	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	n.d.	<b>99.64</b>
3	2.10	0.01	88.97	2.13	>0.01	6.34	n.d.	n.d.	>0.01	n.d.	n.d.	<b>99.55</b>
4	2.09	0.03	89.10	2.13	>0.01	6.32	n.d.	n.d.	>0.01	0.01	n.d.	<b>99.68</b>
5	2.11	0.02	89.60	2.13	>0.01	6.53	n.d.	n.d.	0.01	n.d.	0.01	<b>100.41</b>
6	2.09	0.03	89.87	2.15	n.d.	6.61	n.d.	n.d.	>0.01	n.d.	n.d.	<b>100.75</b>

**Tabela 3 – Análises pontuais quantitativas das incrustações de Cu-Fe**

Análise	Elemento (Massa %)											
	Mg	Si	Al	Cu	Cr	Zn	Fe	Ni	Mn	Bi	Pb	Total
1	0.36	0.03	53.39	27.72	n.d.	1.51	12.46	0.48	0.02	n.d.	n.d.	<b>95.97</b>
2	0.04	0.03	48.19	30.58	n.d.	1.02	13.49	0.28	0.03	0.03	0.01	<b>93.68</b>
3	0.04	0.02	48.99	31.07	n.d.	1.03	13.88	0.57	0.02	n.d.	0.01	<b>95.63</b>

#### 4.1 Imagens obtidas

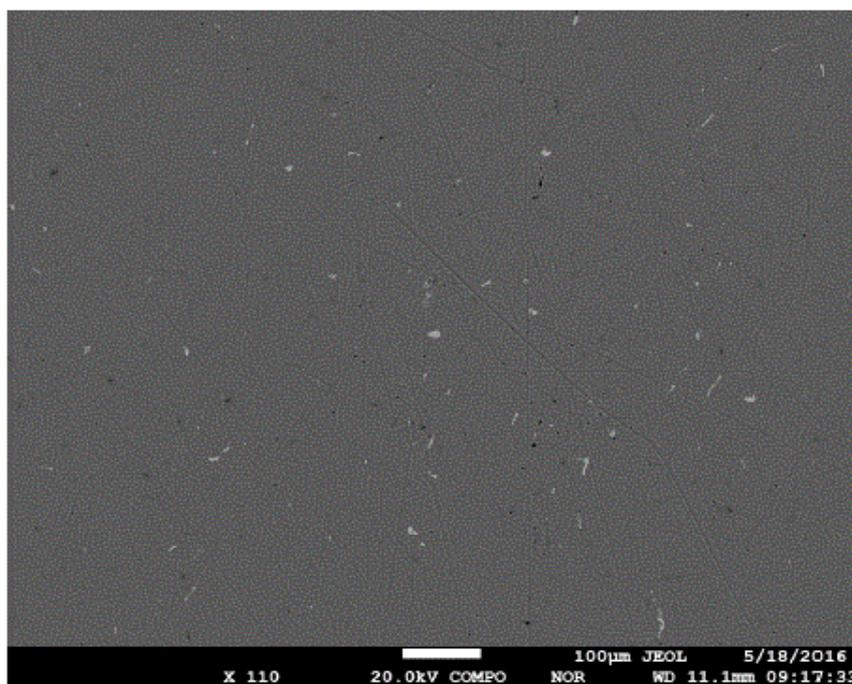


Figura 1 – Imagem de elétrons retroespalhados indicando as incrustações ricas em Cu-Fe (tom de cinza mais claro) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro).

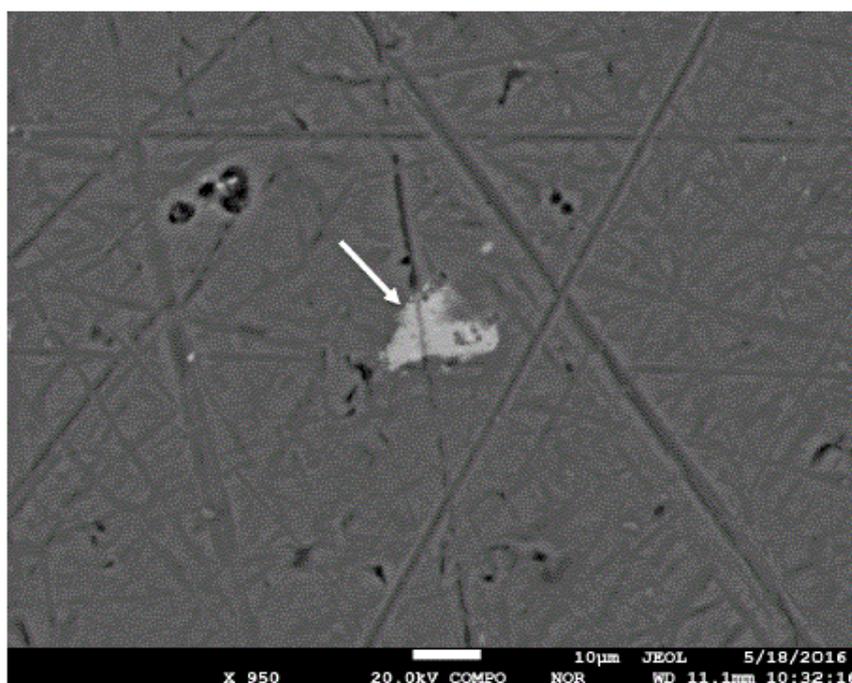
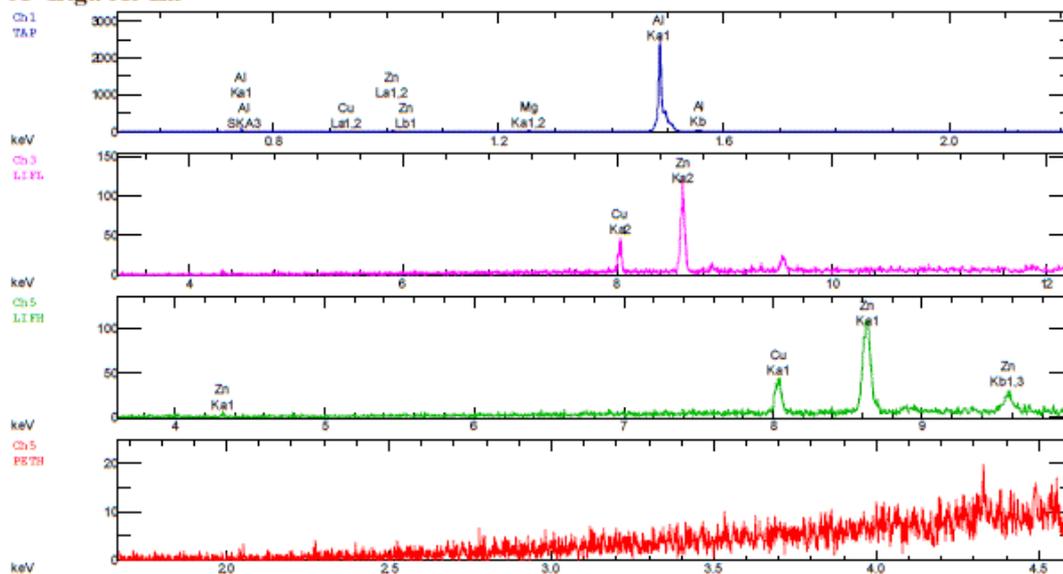


Figura 2 – Imagem de elétrons retroespalhados com detalhe de uma incrustação enriquecida em Cu-Fe (tom de cinza mais claro indicado) na liga de Al-Zn (tom de cinza mais escuro).

### A- Liga Al-Zn



### B – Incrustação Cu-Fe

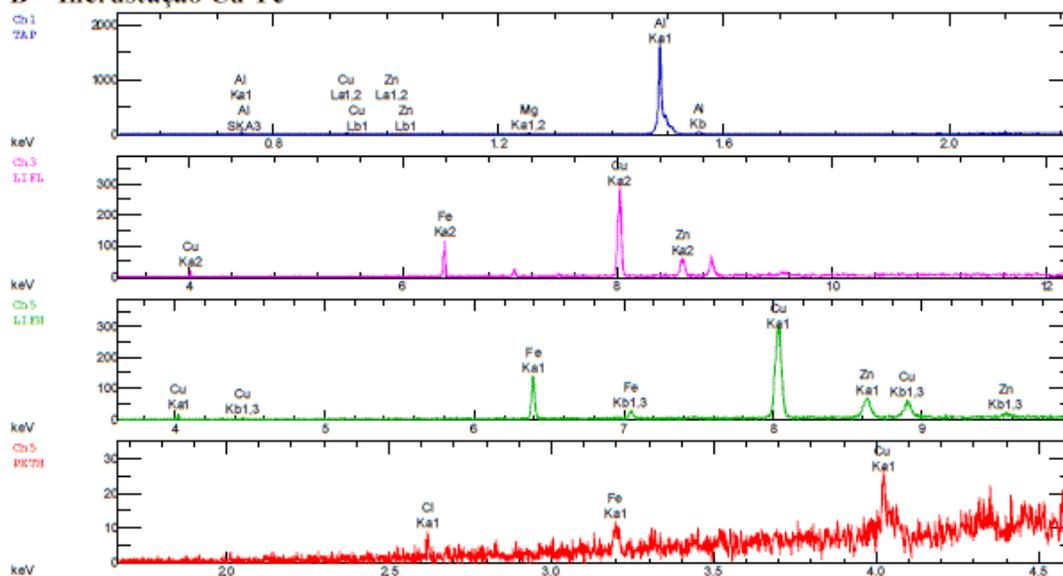


Figura 3 – Análise qualitativa WDS nos canais 1(TAP), 3 (LIFL) e 5 (LIFH e PETH) da liga de Al-Zn (A) e incrustação Cu-Fe (B).

## 11 ANEXO "D"



## RELATÓRIO DE ENSAIO Nº: 16061861AQSP

FL. 1/1



Empresa interessada : **JORGE LUIZ DE ALMEIDA FERREIRA**  
 Campus Univ. Darcy Ribeiro - Depto. de Eng. Mecânica / SG9 - UnB - Brasília / DF

Pedido de ensaio : 276193

Natureza do trabalho : **ANÁLISE QUÍMICA**

Indicações fornecidas pelo interessado sobre o material ensaiado:

QUANTIDADE.....: 01 amostra - Ø 15,0 mm

REF. DO CLIENTE.....: E-mail de 13/06/2016

## RESULTADOS OBTIDOS

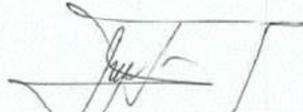
## COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)

Cobre	(Cu)	2,65
Silício	(Si)	0,02
Manganês	(Mn)	< 0,01
Cromo	(Cr)	< 0,01
Níquel	(Ni)	< 0,01
Zircônio	(Zr)	0,12
Ferro	(Fe)	0,05
Zinco	(Zn)	6,75
Magnésio	(Mg)	2,31
Titânio	(Ti)	0,03
Alumínio	(Al)	Restante

Procedimento Analítico Utilizado: Emissão Óptica

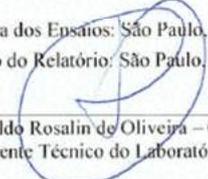
Norma de Referência: ASTM A 751, ed. 2011.

Procedimentos Tork: séries P-200 e P-300.

  
 José A. F. Lopez – CRQ 04402043  
 Chefe do Laboratório Químico

Local e Data dos Ensaios: São Paulo, 15 de Junho de 2016.

Emissão do Relatório: São Paulo, 15 de Junho de 2016.

  
 Eng. Leopoldo Rosalin de Oliveira – CREA 0600318910  
 Gerente Técnico do Laboratório Tork SP

Laboratório de Ensaio acreditado pela Cgcre de acordo com a ABNT NBR ISO/IEC 17025, sob o número CRL 0056.

Os resultados apresentados no presente documento têm significação restrita e se aplicam somente ao objeto ensaiado ou calibrado. A sua reprodução só poderá ser feita integralmente, sem nenhuma alteração. As opiniões e interpretações expressas neste relatório não fazem parte do escopo de acreditação deste laboratório.

RAQ - Rev4

AC

## TORK Controle Tecnológico de Materiais Ltda.

TORK SP: Rua Cruzeiro, 419 – CEP: 01137-000 – Tel./fax: (11) 3392-3902 – e-mail: tork@laboratorios-tork.com.br  
 TORK BARRA FUNDA: Rua Dr. Ribeiro de Almeida, 203 – CEP: 01137-020 – Tel./fax: (11) 3392-3902 – e-mail: tork@laboratorios-tork.com.br