



CURVAS DE RESISTÊNCIA E TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADO  
FIBRA METAL GLARE EM BAIXA TEMPERATURA

Otávio Henrique Paiva Martins Fontes

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários a obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador(es): Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

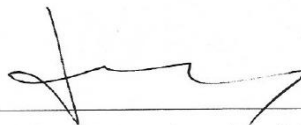
Março de 2014

CURVAS DE RESISTÊNCIA E TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADO  
FIBRA METAL GLARE EM BAIXA TEMPERATURA

Otávio Henrique Paiva Martins Fontes

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ  
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS  
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM  
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.


Examinada por:



Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.



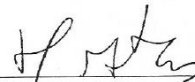
Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.



Prof. Célio Albano da Costa Neto, Ph.D.



Prof. Luis Volnei Sudati Sagrilo, D.Sc.



Prof. Heraldo Silva da Costa Mattos, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

MARÇO DE 2014

Fontes, Otavio Henrique Paiva Martins

Curvas de Resistência e Tenacidade à Fratura de Laminado  
Fibra Metal GLARE em Baixa Temperatura/Otavio Henrique Paiva  
Martins Fontes. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2014.

XVIII, 111p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia  
Metalúrgica e de Materiais, 2014.

Referências Bibliográficas: p. 82-88.

1. Laminados fibra-metal. 2. Integral  $J$  3. Curvas de  
resistência. I. Bastian, Fernando Luiz *et al.* II. Universidade Federal  
do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e  
de Materiais. III. Título

Dedico este trabalho as minhas eternas  
companheiras: Salete, Mariana e Amanda.

## Agradecimentos

Ao professor Fernando Luiz Bastian, meus profundos e sinceros agradecimentos por todo apoio e incentivo prestado para a realização deste trabalho e ao longo dos últimos 20 anos.

Ao professor Enrique Mariano Castrodeza, por todo apoio, atenção, paciência, dedicação e amizade.

Aos professores Célio Albano da Costa Neto e Marysilvia Ferreira da Costa pelo fundamental apoio prestado no auxílio para realização dos ensaios conduzidos a baixa temperatura no Laboratório de Polímeros.

Aos meus superiores hierárquicos na Marinha do Brasil Vice-Almirante (RM1-EN) César Pinto Corrêia, Contra-Almirante (EN) Sydney dos Santos Neves, Capitão-de-Mar-e-Guerra (EN) Guilherme Dionízio Alves, Capitão-de-Fragata (EN) Rogério Corrêa Borges e Capitão-de-Fragata (EN) Francisco Joailton Lima que contribuíram para a conclusão deste trabalho.

Aos alunos e amigos do Laboratório de Fratura e de Materiais Compósitos Luiz Antônio, Aldecir, Pablo, Rafael Cidade, Victor, Daniel, Rafael Levy, Mônica, entre outros, que direta ou indiretamente me auxiliaram na conclusão deste trabalho.

Aos meus pais por me ensinarem a ser perseverante.

A minha esposa e companheira Salete que de forma carinhosa, compreensiva e paciente, contribuiu em muito para a conclusão deste trabalho.

Aos meus amigos Arígio André de Souza Júnior e Jacqueline Guillonneau pelo apoio e incentivo permanente.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

## CURVAS DE RESISTÊNCIA E TENACIDADE À FRATURA DE LAMINADO FIBRA METAL GLARE EM BAIXA TEMPERATURA

Otávio Henrique Paiva Martins Fontes

Março/2014

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

No trabalho foram avaliadas experimentalmente as curvas de resistência ao crescimento de trincas do laminado fibra-metal GLARE 3 5/4 0.3 em baixa temperatura (-50 °C). Para essa avaliação foram utilizados corpos de prova em geometria compacta de tração C(T) com  $W = 50$  mm, segundo a norma ASTM E1820 levemente modificada. O comprimento da trinca durante os testes foi avaliado pela técnica das descargas parciais. Com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas do material a -50 °C foram realizados testes de tração, de acordo com a norma ASTM E8/E8M. Em função do comportamento apresentado pelo laminado GLARE nos testes de fratura, a determinação das curvas de resistência e da tenacidade à fratura foi baseada nas metodologias elasto plásticas da Integral  $J$  e o CTOD  $\delta_5$ . Os resultados obtidos em testes a -50 °C foram comparados com resultados de testes nas mesmas geometrias e dimensões em temperatura ambiente. Essa comparação indica que o laminado testado preserva suas propriedades mecânicas em tração e apresenta inclusive maiores valores de tenacidade à fratura em baixa temperatura. Finalmente, uma análise teórica da integridade estrutural de um painel trincado do laminado GLARE 3 5/4 0.3 em temperatura ambiente e a -50 °C indica que o início do crescimento estável da trinca acontecerá em ambas temperaturas sob esforços similares, mas a -50 °C o crescimento instável da trinca será atingido sob esforços mais baixos que os necessários para instabilizar a trinca à temperatura ambiente.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

## CRACK RESISTANCE CURVES OF GLARE FIBER METAL LAMINATES AT LOW TEMPERATURES

Otávio Henrique Paiva Martins Fontes

March/2014

Advisors: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Crack growth resistance curves of GLARE 3 5/4 0.3 were experimentally evaluated at low temperature (-50°C). For this evaluation compact-tension C(T) test specimens were used, according to ASTM E1820 standard with slight modifications. Crack length during the tests was evaluated through the unloading compliance technique. In order to obtain the mechanical properties of the material at -50°C, tensile tests were also performed following the ASTM E8/8M standard. According to the behavior of GLARE laminates observed in the fracture tests, the elastic-plastic methodologies J-Integral and CTOD  $\delta_5$  were used to obtain the resistance curves and fracture toughness. The results of the tests at -50°C were compared with results obtained for specimens of the same geometries and dimensions at room temperature. The comparison shows that the tested laminate keeps its tensile properties and presents even higher fracture toughness at low temperature. Finally, a theoretical analysis of the structural integrity of a cracked panel of GLARE at low and room temperature demonstrates that the beginning of stable crack growth will occur almost at the same load levels in both temperatures. However, unstable crack propagation will take place at low temperature (-50°C) with lower loads than those required to render the crack unstable at room temperature.

# SUMÁRIO

Lista de Figuras .....	xi
Lista de Tabelas .....	xv
Lista de Símbolos .....	xvi
Capítulo 1 – Introdução .....	1
Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica .....	3
2.1 – O desenvolvimento dos laminados fibra-metal .....	3
2.1.1 – Nomenclatura dos laminados fibra-metal .....	5
2.1.2 – Laminados fibra-metal .....	6
2.1.3 – Outros tipos de laminados fibra-metal .....	9
2.2 – Propriedades e aplicações dos laminados fibra-metal .....	11
2.2.1 – Propriedades dos laminados fibra-metal .....	11
2.2.2 - Aplicações dos laminados fibra-metal .....	16
2.3 – Propriedades em tração dos laminados fibra-metal .....	18
2.4 – Mecânica da Fratura Elastoplástica .....	19
2.4.1 – Introdução .....	19
2.4.2 - Integral $J$ .....	19
2.4.2.1 - A definição da Integral $J$ .....	20
2.4.2.2 - A Integral $J$ do ponto de vista energético .....	21
2.4.2.3 – O campo HRR .....	22
2.4.2.4 - Relação entre a Integral $J$ e outros parâmetros de fratura .....	23
2.4.2.5 - A Integral $J$ como um critério de fratura .....	23
2.4.2.6 – Curvas de resistência pelo método das descargas parciais .....	24
2.4.2.7 - Curvas de resistência $J$ - $R$ .....	26
2.4.2.8 - Determinação de $J_{IC}$ segundo a ASTM .....	28



2.4.2.9 – Soluções teóricas da Integral J para geometrias simples.....	30
2.4.3 – O <i>CTOD</i> .....	32
2.4.4 - <i>CTOD</i> $\delta_5$ .....	35
2.5 – Mecanismos de fratura dos laminados fibra-metal.....	37
2.5.1 – Fratura de laminados fibra-metal.....	37
2.5.2 – Mecanismos de fratura nos laminados fibra-metal.....	40
2.6 – Comportamento dos LFM sob efeito da variação de temperatura.....	41
2.6.1 - Efeito da variação de temperatura nos materiais compósitos .....	41
2.6.2 - Efeitos da variação de temperatura nos laminados GLARE .....	42
Capítulo 3 – Materiais e Métodos .....	44
3.1 – Materiais .....	44
3.2 - Metodologia experimental.....	44
3.2.1 - Testes de tração a baixa temperatura.....	44
3.2.2 – Testes de fratura.....	45
3.2.2.1 - Corpos de prova .....	47
3.2.2.2 - Dispositivos anti-flambagem .....	48
3.2.2.3 - Determinação do comprimento da trinca .....	50
3.2.2.4 - Determinação das curvas de resistência .....	51
Capítulo 4 – Resultados e Discussão.....	52
4.1 - Testes de tração .....	52
4.2 – Testes de fratura.....	54
4.3 – Determinação do comprimento de trinca.....	57
4.4 – Curvas carga versus <i>CTOD</i> $\delta_5$ .....	58
4.5 – Curvas de resistência <i>J</i> versus $\Delta a$ .....	60
4.6 – Curvas de resistência <i>CTOD</i> $\delta_5$ - $\Delta a$ .....	68
4.7 – Comentários sobre as curvas de resistência obtidas pelo método de <i>CTOD</i> $\delta_5$ .....	72

4.8 – Análise da integridade estrutural de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 trincado .	73
Capítulo 5 – Conclusões .....	79
Referências Bibliográficas.....	82
Apêndice 1 .....	89

## Lista de Figuras

Figura 1 - Configuração esquemática de um laminado fibra-metal (LFM) com fibras bidirecionais. ....	5
Figura 2 - União por sobreposição das chapas de alumínio. ....	8
Figura 3 - Seções transversais de um CENTRAL simples e um composto. ....	10
Figura 4 - Representação esquemática do LFM de Ni-Ti/fibra de vidro-resina epóxi/prepreg. ....	11
Figura 5 - Mecanismo de ponteamento de trinca e delaminação dos LFM. ....	13
Figura 6 - Danos por corrosão em um laminado ARALL (esquerda) e em uma liga 2024-T3. ....	16
Figura 7 - AIRBUS A380. ....	17
Figura 8 - Figura esquemática do AIRBUS A380, identificando as partes da aeronave fabricadas com laminados GLARE. ....	18
Figura 9 - Aplicação de laminados GLARE na fuselagem do AIRBUS A380. ....	18
Figura 10 – Entalhe agudo em chapa submetida a um estado bidimensional de tensões e o caminho de integração para o cálculo da Integral J. ....	21
Figura 11 – Registro carga versus deslocamento resultante de um teste de fratura pelo método das descargas parciais. ....	25
Figura 12 - Relação entre Integral $J$ e o crescimento estável da trinca ( $\Delta a$ ). ....	26
Figura 13 – Força motriz $J$ versus a curva de resistência ao crescimento de trincas do material $R$ . ....	28
Figura 14 – Determinação de $J_{IC}$ para materiais metálicos conforme a ASTM E1820. ....	30
Figura 15 - Representação esquemática da abertura na ponta da trinca. ....	32
Figura 16 – Esquema da medição indireta do CTOD por semelhança de triângulos. ....	33
Figura 17 - Esquema de medição do CTOD $\delta_5$ para o corpo de prova do tipo C(T). ....	36
Figura 18 - Curvas $\delta_5$ - $\Delta a$ , obtidas pelo método ótico em corpos de prova do C(T). ....	39

Figura 19 - Curvas $J$ - $\Delta a$ obtida pelo método das descargas parciais em corpos de prova do C(T). .....	39
Figura 20 - Sequência do crescimento de trinca de um LFM GLARE em um corpo de prova do tipo M(T). .....	41
Figura 21 - Corpo de prova de tração com dimensões reduzidas. Dimensões em milímetros. ....	44
Figura 22 - Corpo de prova de tração com extensômetro durante testes a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . .....	45
Figura 23 – Máquina universal Instron 5567 com câmara ambiental. ....	46
Figura 24 – Detalhe dos dispositivos para testes de fratura a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . ....	47
Figura 25 - Corpo de prova C(T) com $W = 50\text{ mm}$ . Dimensões em milímetros. ....	47
Figura 26 - Dispositivo anti-flambagem para corpos de prova C(T). Dimensões em milímetros. ....	48
Figura 27 - <i>Clip-gauge</i> Instron modelo A384-3A, para a medição do deslocamento na linha de carga. ....	49
Figura 28 – Marcas na superfície lateral dos CPs para a medição do $CTOD\ \delta_s$ . ....	50
Figura 29 - Extensômetro para a medição do $CTOD\ \delta_s$ montado no CP. ....	50
Figura 30 - Testes de tração a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . ....	52
Figura 31 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 C(T) 0.3 a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Corpo de Prova 01. ....	54
Figura 32 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 C(T) 0.3 a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Corpo de Prova 01. Detalhe da região inicial do registro. ....	55
Figura 33 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Corpo de prova 02. ....	55
Figura 34 – Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Corpo de prova 03. ....	56
Figura 35 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Corpo de prova 04. ....	56

Figura 36 – Registro carga versus $CTOD$ $\delta_s$ para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 01.....	58
Figura 37 - Registro carga versus $CTOD$ $\delta_s$ para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 02.....	59
Figura 38 - Registro carga versus $CTOD$ $\delta_s$ para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 03.....	59
Figura 39 - Registro carga versus $CTOD$ $\delta_s$ para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 04.....	60
Figura 40 - Pares $J$ - $\Delta a$ para os quatro corpos de prova testados a -50 °C.....	61
Figura 41 - (a) Pontos de fixação do <i>clip</i> de CMOD. Em (b), detalhe do ponto de apoio do <i>clip</i> . ....	63
Figura 42 - Curvas de resistência $J$ - $\Delta a$ corrigidas para os corpos de prova ensaiados a -50°C.....	64
Figura 43 - Curvas de resistência $J$ - $\Delta a$ para os corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente. ....	64
Figura 44 – Ajuste da curva de resistência de qualificação dos dados para baixa .....	65
Figura 45 – Ajuste não linear da curva de resistência. Qualificação dos dados $J$ - $\Delta a$ . Símbolos fechados indicam os dados qualificados.....	66
Figura 46 - Curvas de resistência Integral $J$ versus $\Delta a$ ajustadas dos corpos de prova testados a -50°C.....	66
Figura 47 - Curvas de resistência Integral $J$ versus $\Delta a$ ajustadas dos corpos de prova testados a temperatura ambiente.....	67
Figura 48 - Curvas $\delta_s$ versus $\Delta a$ dos corpos de prova ensaiados a -50°C. ....	68
Figura 49 - Curvas $\delta_s$ versus $\Delta a$ corrigidas dos corpos de prova ensaiados a -50°C. ....	69
Figura 50 - Curvas $\delta_s$ versus $\Delta a$ ajustadas dos corpos de prova ensaiados a -50°C.....	70
Figura 51 - Curvas $\delta_s$ versus $\Delta a$ dos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente. ....	70

Figura 52 - Curvas $\delta_s$ versus $\Delta a$ ajustada dos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente. ....	71
Figura 53 – Curva $J$ versus $\sigma_Y \cdot \delta_s$ de CPs ensaiados a baixa temperatura. ....	72
Figura 54 - Curva $J$ versus $\sigma_Y \cdot \delta_s$ de CPs ensaiados a temperatura ambiente [7]. Comprimentos de trinca medidos oticamente e por descargas parciais. ....	73
Figura 55 – $J_{aplicado}$ versus comprimento de trinca para um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca vazante centralizada de 125 mm de comprimento inicial.....	75
Figura 56 – Ponto de instabilidade de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca inicial de 125 mm em baixa temperatura. ....	76
Figura 57 – Ponto de instabilidade de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca inicial de 125 mm em temperatura ambiente.....	76

## Lista de Tabelas

Tabela 1 – Características dos laminados ARALL e GLARE comerciais.....	6
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do prepreg. ....	7
Tabela 3 - Tensões residuais típicas na camada de alumínio e do compósito para os LFM ARALL3 e GLARE 1. ....	9
Tabela 4 - Propriedades mecânicas em tração do laminado GLARE 3 5/4 a -50 °C.....	53
Tabela 5 - Propriedades mecânicas de tração do laminado GLARE 3 5/4 à temperatura ambiente. ....	53
Tabela 6 - Comprimentos de trinca inicial e estimado pelo método das descargas parciais. Testes em baixa temperatura. ....	57
Tabela 7 – Valores de $J_Q$ determinados para os corpos de prova ensaiados a -50°C e a temperatura ambiente. ....	68
Tabela 8 - Valores de $\delta_{5C}$ determinados para os corpos de prova ensaiados a -50°C e a temperatura ambiente. ....	71
Tabela 9 – Dimensões da placa M(T) utilizada para cálculo da Integral $J$ pela metodologia EPRI e constantes adimensionais. ....	74
Tabela 10 – Comprimento de trinca no ponto de instabilidade em baixa temperatura. .	77
Tabela 11 – Comprimento de trinca no ponto de instabilidade em temperatura ambiente. ....	77

## Lista de Símbolos

$a$	comprimento de trinca
$a_0$	comprimento inicial de trinca
$a_{0C}$	comprimento inicial da trinca estimado pelo método da flexibilidade
$a_c$	comprimento crítico de trinca
$a_i$	comprimento instantâneo de trinca
$a_{ij}$	coeficientes da matriz de rigidez do laminado
$b_0$	ligamento remanescente inicial
$h_1$	constante adimensional para o método do EPRI
$m$	parâmetro relativo ao estado de tensão do material
$n$	constante adimensional do modelo de Ramberg-Osgood
$r_y$	correção da zona plástica em tensão plana
$t$	tempo
$t_{Al\ total}$	espessura total das camadas de alumínio
$t_{f,0\ total}$	espessura total das camadas de prepreg a $0^\circ$
$t_{f,90\ total}$	espessura total das camadas de prepreg a $90^\circ$
$u$	vetor deslocamento na direção $x$
$u_y$	deslocamento na ponta da trinca
$xy$	sistema de coordenadas ortogonais, no qual o eixo $x$ é paralelo à trinca ou entalhe
$A$	área sob o registro carga versus deslocamento
$A_{el}$	componente elástica da área sob o registro carga versus deslocamento
$A_{pl}$	componente plástica da área sob o registro carga versus deslocamento
$B$	espessura do corpo de prova
$B_N$	espessura mínima do corpo de prova com entalhes laterais
$C_i$	flexibilidade elástica ( <i>compliance</i> )
$CTOD$	abertura da ponta da trinca
$E$	módulo de elasticidade
$E^*$	módulo de elasticidade aparente
$E_{Al}$	módulo de elasticidade do alumínio
$E_{f,0}$	módulo de elasticidade do prepreg a $0^\circ$
$E_{f,90}$	módulo de elasticidade do prepreg a $90^\circ$



$E_{\text{laminado}}$	módulo de elasticidade do laminado
$K$	fator de intensidade de tensões
$K_{\text{efetivo}}$	fator de intensidade de tensão efetivo
$K_{(i)}$	fator de intensidade de tensão instantâneo
$K_G$	fator de intensidade de tensões como força motriz
$K_R$	fator de intensidade de tensões como resistência do material
$K_{JC}$	fator de intensidade de tensões calculado a partir de $J_{IC}$
$G$	módulo de Griffith
$J$	valor da Integral $J$
$J_{(i)}$	valor instantâneo da Integral $J$
$J_{IC}$	valor crítico da Integral $J$ em estado plano de deformações
$J_C$	valor crítico da Integral $J$
$J_Q$	valor da Integral $J$ de iniciação
$J_{\text{elástico}(i)}$	componente elástica da Integral $J$
$J_{\text{plástico}(i)}$	Componente plástica da Integral $J$
$J-R$	curva de resistência baseada na Integral $J$
$P$	carga
$P_0$	carga de referência para o modelo EPRI
$R$	resistência do material a propagação de trincas
$U$	energia elástica
$T$	vetor normal $\vec{T}_i = \vec{\sigma}_{ij} \cdot \vec{n}_j$
$W$	densidade de energia de deformação
$\alpha$	constante adimensional no modelo de Ramberg-Osgood
$\alpha_{Al}$	coeficiente de expansão térmica do alumínio
$\alpha_{f,0}$	coeficiente de expansão térmica do prepreg a $0^\circ$
$\alpha_{f,90}$	coeficiente de expansão térmica do prepreg a $90^\circ$
$\delta, \delta_t$	$CTOD$
$\delta_5$	$CTOD \delta_5$
$\delta_{5Q}$	$CTOD \delta_5$ de iniciação
$\varepsilon$	deformação
$\varepsilon_{\text{escoamento}}$	deformação no limite de escoamento
$\lambda$	flexibilidade elástica ( <i>compliance</i> )

$\eta$	fator de forma
$\Gamma$	caminho da integração
$\phi$	abertura na ponta da trinca adimensional (CTOD)
$\Delta a$	crescimento de trinca
$\Delta a_{m\acute{a}ximo}$	crescimento máximo da trinca
$\nu$	coeficiente de Poisson
$\sigma$	tensão
$\sigma_c$	tensão crítica
$\sigma_{\square/l\square cura}$	tensão nas camadas de alumínio resultante da cura do laminado
$\sigma_{LE}$	tensão de escoamento
$\sigma_{LR}$	tensão de ruptura
$\bar{\sigma}_{ponteamento}$	tensão resultante do mecanismo de ponteamento
$\sigma_{m\acute{a}x}$	tensão máxima
$\sigma_Y$	tensão média entre o limite de escoamento e o limite de resistência
$\sigma_{\square}$	tensão de referência utilizada no método EPRI

## Capítulo 1 – Introdução

No início dos anos 1970 um grupo de pesquisadores da Universidade de Delft na Holanda, iniciou o desenvolvimento de materiais que tinham por objetivo substituir as ligas de alumínio até então utilizadas na indústria aeronáutica. Estes materiais tinham fundamentalmente que permitir uma redução de peso das aeronaves, através de seu menor peso específico, além de melhorar o desempenho em fadiga quando comparado aos alumínios utilizados. Como resultado do contínuo desenvolvimento e aperfeiçoamento desses compósitos, surgiu à família dos Laminados Fibra-Metal (LFM), internacionalmente conhecidos como *Fibre-Metal Laminates* (FML). A ressalva no desenvolvimento desses materiais residia no fato que os elevados e rígidos níveis de segurança com os quais se trabalha na indústria aeronáutica não deveriam ser comprometidos, uma vez que com isto poderia ocorrer um incremento indesejável nos custos de manutenção [1].

Os LFM são compósitos estruturais híbridos constituídos por camadas alternadas de chapas ultrafinas de ligas de alumínio de alta resistência mecânica coladas por camadas de pré-impregnado (*prepreg*) de resina epóxi reforçadas por fibras. Os LFM desenvolvidos que atingiram o estágio comercial foram os laminados ARALL, reforçados por fibras de aramida e desenvolvidos para aplicações em asas, e os laminados GLARE, reforçados por fibras de vidro e desenvolvidos para aplicações em fuselagens [2]. A escolha de laminados GLARE em meados dos anos 1980 pela AIRBUS para componentes estruturais alavancou a utilização desses compósitos [3]. As características mais relevantes dos LFM são alta resistência mecânica específica, alta resistência à fadiga, elevada resistência à corrosão e alta tenacidade à fratura, além de uma elevada tolerância a danos com conseqüente redução no peso das aeronaves. Outra propriedade importante dos LFM é a resistência residual, que pode ser definida como a capacidade de um material suportar um determinado nível de tensões na presença de trincas. No caso do LFM, os defeitos mais perigosos dizem respeito aos entalhes agudos, nos quais as fibras de reforço presentes nas camadas poliméricas são cortadas. Naturalmente, a determinação da tenacidade à fratura desses laminados é fundamental para sua utilização.

Em meados dos anos 1990, sob a orientação do Prof. Fernando Luiz Bastian, um grupo de pesquisadores iniciou estudos, no Laboratório de Materiais Compósitos da

COPPE/UFRJ, com o objetivo de avaliar a tenacidade à fratura dos LFM adaptando as metodologias normalizadas pela *British Standards Institution (BSI)* e pela *American Society for Testing and Materials (ASTM)* para utilização em LFM. CASTRODEZA et al [4, 5] propuseram uma nova metodologia para as medições de CTOD e Integral  $J$  em LFM a partir de corpos-de-prova de pequenas dimensões, tendo como base as normas acima citadas. Outra metodologia aplicada foi o CTOD  $\delta_5$ , que se mostrou mais adequado que o método de CTOD tradicional para os LFM. ABDALA [6] e ALMEIDA [7] desenvolveram trabalhos importantes neste sentido, avaliando a aplicabilidade do método de descargas parciais na avaliação de curvas de resistência ao crescimento de trincas em LFM.

O presente trabalho teve como objetivo avaliar o comportamento em fratura do laminado com reforços bidirecionais GLARE 3 5/4 0.3 a uma temperatura de  $-50^{\circ}\text{C}$  e à temperatura ambiente, comparando os resultados com aqueles obtidos de testes à temperatura ambiente em corpos de prova das mesmas geometrias e dimensões. A escolha da temperatura de ensaio de  $-50^{\circ}\text{C}$  ocorreu em função da utilização de LFM em essa temperatura em aeronaves. Segundo BEUMLER [8], 25% do tempo das missões das aeronaves ocorre em um ambiente ártico, 50% do tempo em ambiente padrão e os demais 25% em ambiente característico dos trópicos. Poucos dados e informações estão atualmente disponíveis na literatura quanto ao comportamento mecânico dos LFM nesta temperatura.

Os resultados obtidos mostraram que o laminado GLARE 3 5/4 0.3 possui uma tenacidade a fratura a baixa temperatura maior que a temperatura ambiente. Porém, a análise da integridade estrutural de um painel trincado desse material mostra que o crescimento instável da trinca ocorrerá, na condição de baixa temperatura, para valores de crescimento de trinca menores e cargas críticas menores se comparado à mesma situação em temperatura ambiente.

Finalmente, no Anexo 1 é apresentado o artigo baseado no presente trabalho recentemente aceito para publicação no periódico *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, de circulação internacional.

## Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica

### 2.1 – O desenvolvimento dos laminados fibra-metal

A origem das juntas coladas remonta ao final da 2ª Guerra Mundial, quando engenheiros da fabricante inglesa de aeronaves *De Havilland* introduziram a técnica de “colar” estruturas metálicas [1]. O engenheiro *Rob Schliekelmann* foi o responsável por levar esta técnica para a indústria aeronáutica *Fokker*, a qual sofreu grande desenvolvimento nos anos seguintes.

Inicialmente os laminados para uso aeronáutico eram formados por chapas finas de ligas de alumínio tratadas superficialmente e unidas por um adesivo. Em função das características visco-elásticas dos adesivos (resinas epóxi) e a mudança do estado de tensões de deformação plana para tensão plana (pequena espessura das chapas de alumínio), estes novos materiais apresentavam uma resistência à fadiga superior às ligas de alumínio constituintes. No início dos anos 1970, a *Fokker* ampliou o desenvolvimento desses novos materiais através da introdução de fibras de reforço nas camadas de adesivo. Verificou-se inicialmente que ocorria uma queda ainda maior da velocidade de propagação de trincas de fadiga nos mesmos sob carregamento com amplitude constante.

Ainda na década de 1970, pesquisadores da Universidade de Delft, na Holanda, buscavam um material que pudesse vir a substituir as ligas de alumínio até então utilizadas em estruturas aeronáuticas [9, 10]. Estes materiais deveriam obrigatoriamente possuir forma de chapas finas, com uma elevada resistência mecânica. Além disso, deveriam também possuir uma baixa densidade e alta tolerância aos danos. Dessa forma, a Universidade de Delft iniciou o desenvolvimento dos LFM através da otimização dos parâmetros envolvidos na fabricação: espessura da camada de alumínio, tipo de fibra utilizada, tipo de adesivo (resina) e a fração volumétrica dos materiais constituintes. Obteve-se assim um laminado de ligas de alumínio reforçado por fibras com excelente resistência à propagação de trincas de fadiga [11, 12].

O estudo dos LFM no Brasil teve início no ano de 1995, no Laboratório de Materiais Compósitos da COPPE/UFRJ. Em 1997 FONTES [13] defendeu sua dissertação sobre a fabricação, em escala laboratorial, de compósitos laminados de alumínio e fibras de vidro com resina epóxi a partir de folhas de alumínio comercial, resina epóxi de cura a frio e tecidos de fibra de vidro com diferentes gramaturas, com o

objetivo de avaliar o comportamento mecânico em tração destes materiais. No ano de 1998, MONTES [14] defendeu sua dissertação sobre fabricação e caracterização de compósitos laminados da liga de alumínio ALCLAD 2024-T3 com epóxi reforçado por fibras de vidro e aramida. Ainda naquele ano, CASTRODEZA [15] defendeu sua dissertação na qual avaliava a resistência de três diferentes materiais compósitos laminados metálicos de ligas de alumínio e epóxi reforçado por fibras. O objetivo do trabalho foi determinar o comportamento em fratura em função da variação da acuidade do entalhe nestes materiais.

No ano de 2002 CASTRODEZA [4] apresentou, em sua tese de Doutorado, técnicas experimentais para a determinação da tenacidade à fratura de LFM unidirecionais. Foram desenvolvidos procedimentos experimentais específicos para contornar a maioria dos problemas que surgiam quando da aplicação da metodologia normalizada, desenvolvida para materiais metálicos. Os resultados experimentais demonstraram também que o *CTOD* tradicional possui limitações quando aplicado nestes laminados, que os valores de tenacidade por Integral *J* medidos prediziam adequadamente a resistência residual de chapas de largura finita e que os valores de tenacidade dependem das fibras de reforço e das ligas de alumínio utilizadas.

No ano de 2003, CHAVES [16] estudou a influência da umidade sobre a tenacidade à fratura de laminados fibra-metal unidirecionais. O autor testou laminados ARALL 2, ARALL 3 e GLARE 1 com entalhes agudos perpendiculares à direção das fibras. A determinação experimental da tenacidade à fratura foi realizada através de metodologia proposta por CASTRODEZA et al [5], baseada em corpos de prova normalizados de pequeno tamanho e nas metodologias elasto plásticas da Integral *J* e o *CTOD*  $\delta_5$ .

No ano de 2004 ABDALA [6] estudou em sua dissertação de mestrado aplicabilidade do método das descargas parciais, descrita na ASTM E1820 [17], para a determinação de Curvas de Resistência ao crescimento de trincas de laminados fibra-metal unidirecionais, a partir de corpos de prova pequenos. A autora concluiu que a técnica das descargas parciais é aplicável aos LFM, já que permitiu estimar satisfatoriamente o comprimento de trinca durante os testes.

Em 2007, ALMEIDA [7] apresentou em sua dissertação de mestrado trabalho no qual avaliou as curvas de resistência ao crescimento de trinca em laminados GLARE

bidirecionais, a partir de testes de fratura pelo método das descargas parciais em geometrias do tipo compactos de tração C(T) e painel com trinca centralizada M(T). A autora concluiu que as curvas de resistência obtidas apresentaram boa correspondência entre si, mostrando assim que as curvas de resistências obtidas a partir de corpos de prova de pequenas dimensões podem ser utilizadas para estimar valores de tenacidade à fratura dos LFM.

### 2.1.1 – Nomenclatura dos laminados fibra-metal

A nomenclatura dos LFM depende do tipo de empilhamento, da espessura das camadas metálicas e da orientação das fibras. Em primeiro lugar, coloca-se o nome (GLARE, por exemplo), seguido pelo tipo (1, 2, *etc.*) e, por último, a sequência de empilhamento. Nesses laminados, a sequência de empilhamento tem uma nomenclatura do tipo  $n/m$ , no qual  $m$  indica o número de camadas de pré-impregnado e  $n$ , o número de camadas de alumínio intercaladas com os *prepregs*. Em todos os casos  $n = m + 1$ , ou seja, as camadas de alumínio estão sempre em maior número protegendo as camadas de pré-impregnado contra a ação da atmosfera, já que a matriz epóxi é sensível ao ambiente. A Figura 1 mostra uma representação esquemática de um laminado no empilhamento 3/2, com fibras distribuídas bidireccionalmente.

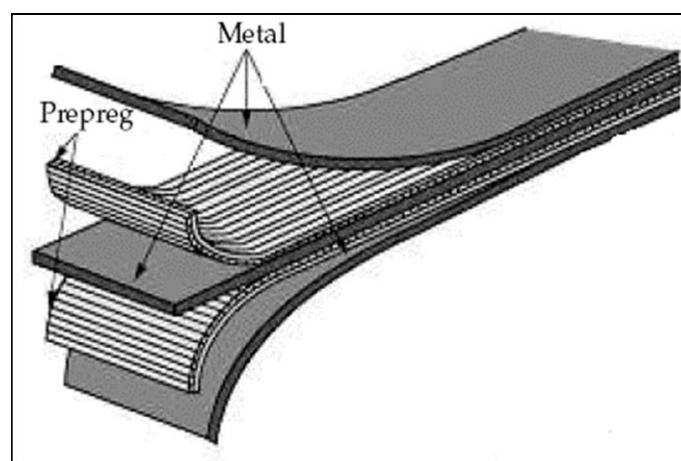


Figura 1 - Configuração esquemática de um laminado fibra-metal (LFM) com fibras bidirecionais

## 2.1.2 – Laminados fibra-metal

A primeira geração de LFM deu origem ao laminado conhecido como ARALL (*Aramid Reinforced Aluminium Laminated*). Este laminado possuía fibras unidirecionais e foi inicialmente desenvolvido para aplicações em asas [3, 18]. Porém, em função da ocorrência de falhas nas fibras de aramida sob carregamento compressivo e na presença de umidade [19], o ARALL mostrou-se pouco apropriado para aplicações aeronáuticas. Esta limitação fez com que, a partir do ano de 1987, fosse iniciado o desenvolvimento da 2ª geração de LFM, utilizando-se fibras de vidro como reforço, uni ou bidirecionais. Este novo laminado chamado de GLARE (*Glass Laminated Aluminium REinforced*) mostrou-se muito mais adequado para aplicações aeronáuticas, especificamente em fuselagens [10, 18]. Atualmente existem seis tipos diferentes de LFM GLARE com diversas configurações. A Tabela 1 mostra as principais características dos laminados ARALL e GLARE [19, 20].

Os LFM são fabricados em autoclave, sob temperaturas e pressões elevadas. As chapas de alumínio sofrem uma anodização prévia com o intuito de melhorar a adesão da resina epóxi utilizada. Posteriormente, aplica-se uma camada de *primer*. A anodização pode ser fosfórica ou crômica, dependendo da legislação ambiental do país produtor. As ligas de alumínio utilizadas nos LFM são a 2024-T3 e a 7475-T76, ambas comerciais. A camada adesiva reforçada por fibras, originalmente na forma de pré-impregnado, é disposta de forma intercalada entre as chapas de alumínio. Nos LFM unidirecionais as fibras são orientadas na direção de laminação das chapas [19, 20]. Esta disposição das fibras possibilita obter uma direção de máxima resistência. A Tabela 2 mostra as propriedades das ligas de alumínio utilizadas e do prepreg.

Tabela 1 – Características dos laminados ARALL e GLARE comerciais

	Liga	Espessura do metal	Pré-impregnado	Orientação do pré-impregnado	Espessura do pré-impregnado
ARALL-2	2024-T3	0,2 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Aramida	0°/0° ou 90°/90°	0,21 mm



ARALL-3	7475-T76	0,3 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Aramida	0°/0° ou 90°/90°	0,21 mm
GLARE-1	7475-T76	0,3 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	0°/0° ou 90°/90°	0,25 mm
GLARE-2	2024-T3	0,2 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	0°/0° ou 90°/90°	0,25 mm
GLARE-3	2024-T3	0,2 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	0°/90°	0,25 mm
GLARE-4	2024-T3	0,2 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	0°/90°/0° ou 90°/0°/90°	0,375 mm
GLARE-5	2024-T3	0,51 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	0°/90°/0°/90°	0,51 mm
GLARE-6	2024-T3	0,3 – 0,4 mm	Epóxi – Fibra de Vidro	+45°/-45° ou -45°/+45°	0,51 mm

Inicialmente, os LFM eram fornecidos em forma de chapas, porém com o intuito de reduzir os elevados custos, desenvolveu-se o conceito de união por sobreposição (“*splice*”) para a confecção de grandes estruturas. As dimensões das chapas de alumínio comercialmente disponíveis limitavam a construção de grandes estruturas, com poucas áreas de união. Este conceito baseia-se na aplicação de adesivo em regiões de união de chapas de alumínio, onde o adesivo possui uma maior resistência ao cisalhamento do que o utilizado nos pré-impregnados [19]. Além de permitir a fabricação de grandes estruturas, obtêm-se estruturas com dupla curvatura sem a necessidade de grandes gastos com equipamentos. A Figura 2 mostra um esquema deste tipo de união [1].

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do prepreg

Propriedade	Unidades	S2-Glass, FM-73/BR127	
		Longitudinal (L)	Transversal (LT)
Espessura da camada	mm	0,133	
Módulo de elasticidade	GPa	48,9	55,00
Módulo de cisalhamento	GPa	55,0	
Razão de poisson ( $\nu_{xy}$ )	-	0,33	

Razão de poisson ( $\nu_{yx}$ )	-	0,037	
Coefficiente de expansão térmica	1/°C	$6,1 \times 10^{-6}$	$26,2 \times 10^{-6}$
Temperatura de cura	°C	120	

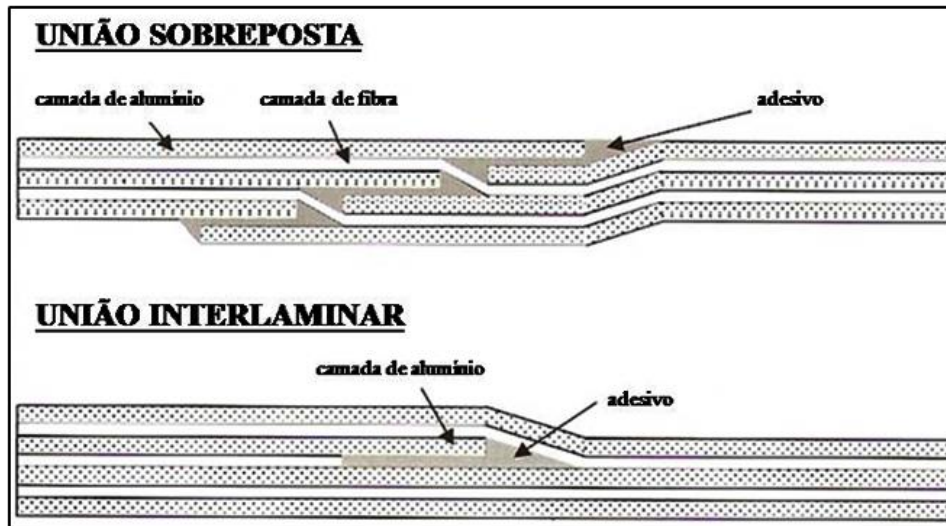


Figura 2 - União por sobreposição das chapas de alumínio

Após a cura em autoclave os LFM apresentam tensões residuais em função dos diferentes coeficientes de dilatação térmica de seus materiais constituintes e contração durante o processo de cura. Dependendo do tipo de liga de alumínio, da direção das fibras e da aplicação, aplica-se um tratamento de pós-deformação nesses laminados. Os LFM que possuem ligas de alta resistência mecânica, tal como a liga de Al 7475-T76, possuem uma menor resistência à propagação de trincas de fadiga, necessitando obrigatoriamente sofrer um tratamento de pós-deformação, caso esta fadiga seja um mecanismo de dano importante para este componente ou estrutura. Para o ARALL, onde as fibras de aramida possuem um coeficiente de expansão térmico negativo [18], as camadas de alumínio possuem tensões trativas elevadas, enquanto as camadas de compósitos possuem tensões compressivas. Como este estado de tensões não é interessante do ponto de vista do comportamento em fadiga, realiza-se um tratamento mecânico de pós-deformação do material na região elástica das fibras, porém acima da tensão de escoamento do alumínio. Após a retirada da tensão aplicada, as camadas reforçadas por fibras retornam ao seu estado de deformação zero, introduzindo um estado de tensões compressivas na camada de alumínio. Dessa forma, tem-se um material em um estado de tensões favorável a

resistência à fadiga

Quando um LFM possui reforços bidirecionais ou está na forma de grandes chapas, este tratamento torna-se inviável. Os LFM GLARE são menos dependentes deste tratamento para melhorar sua resistência à fadiga, em função das menores tensões residuais geradas pelo coeficiente de expansão térmica positivo das fibras de vidro, sendo esta uma de suas principais vantagens sobre o ARALL. De uma forma geral, os laminados GLARE, por não necessitarem obrigatoriamente sofrer pós-deformação após a sua cura e por possuírem uma melhor adesão das fibras à matriz polimérica, podem possuir reforços biaxiais com excelente resistência à fadiga. A Tabela 3 mostra valores de tensão residual para os laminados ARALL 3 e GLARE 1, ambos com empilhamento 2/1, após a cura e depois do tratamento de pós-deformação de 0,4% [20].

Tabela 3 - Tensões residuais típicas na camada de alumínio e do compósito para os LFM ARALL3 e GLARE 1

Material	Estado	$\sigma_{\text{Alumínio}}$ [MPa]	$\sigma_{\text{Epóxi/fibras}}$ [MPa]
ARALL 3 0,3	Curado	34 (+)	90 (-)
	Pós-deformado	53 (-)	140 (+)
GLARE 1 0,3	Curado	19 (+)	50 (-)
	Pós-deformado	72 (-)	180 (+)

### 2.1.3 – Outros tipos de laminados fibra-metal

Os LFM ARALL e GLARE fazem parte da 1<sup>a</sup> e 2<sup>a</sup> gerações desta família de compósitos laminados híbridos. Em meados dos anos 1990, uma 3<sup>a</sup> geração desses laminados começou a ser desenvolvida com base no titânio e carbono, visando fundamentalmente sua utilização em temperaturas acima de 300°C [11, 21, 22].

Em 2007, ROEBROEKS et al. [23] apresentaram uma evolução de um LFM que designaram por CENTRAL. Este novo material foi desenvolvido para aplicações na parte inferior das estruturas das asas. Trata-se de uma combinação de uma chapa fina de 1 a 4

mm de alumínio e camadas de GLARE, unidas com um novo prepreg de elevada resistência. A Figura 3 mostra uma representação esquemática desse novo material.

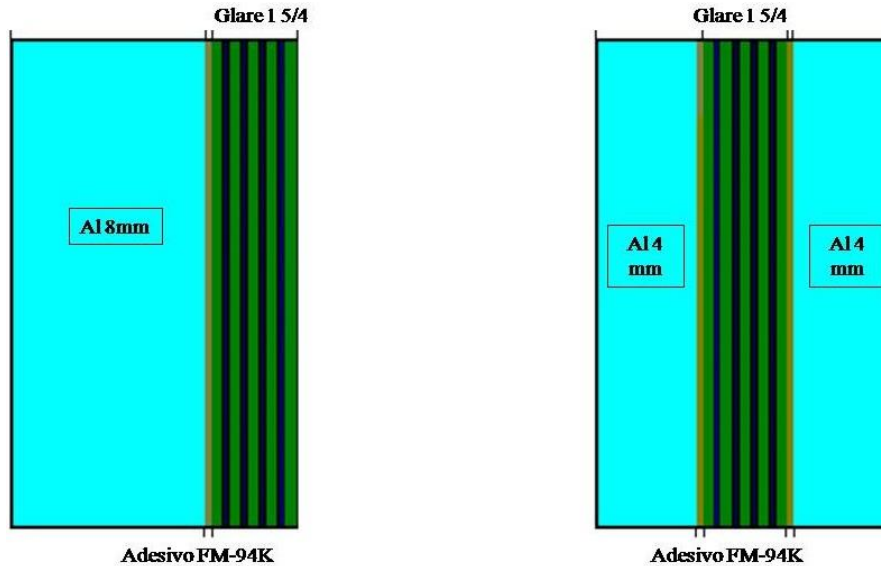


Figura 3 - Seções transversais de um CENTRAL simples e um composto

CORTES et al [24] desenvolveram uma LFM com matriz metálica a base de uma liga de Ni-Ti com memória de forma e 1 mm de espessura, reforçada por fibras de vidro e resina epóxi, com uma fração volumétrica de 0,50 de fibra de vidro, e espessura de 0,22 mm O principal objetivo no desenvolvimento deste LFM foi o de combinar as propriedades dos compósitos com as dos materiais com memória de forma, que possuam características térmicas próprias e, também, de superplasticidade. Este novo LFM poderia vir a ser empregado em situações onde se exige alta capacidade de amortecimento e melhora do desempenho aerodinâmico de estruturas aeronáuticas.

CORTES et al [25] deram continuidade ao desenvolvimento deste novo LFM para aplicações térmicas, podendo ser utilizado em aplicações elétricas, com elementos condutores implantados. A Figura 4 mostra uma representação esquemática do novo LFM proposto.

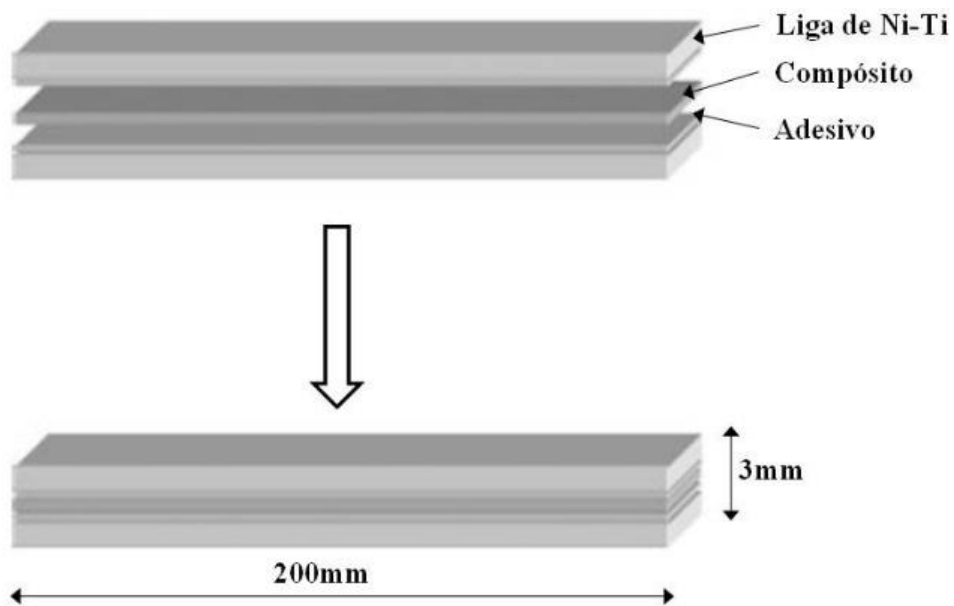


Figura 4 - Representação esquemática do LFM de Ni-Ti/fibra de vidro-resina epóxi/prepreg

## 2.2 – Propriedades e aplicações dos laminados fibra-metal

### 2.2.1 – Propriedades dos laminados fibra-metal

Os LFM são materiais compósitos e como tal as suas propriedades dependem de seus materiais constituintes. Além disso, o processo de fabricação influencia diretamente estas propriedades. Percebe-se assim uma grande flexibilidade na aplicação desses materiais uma vez que se torna possível alterar suas características, tais como: fração volumétrica dos constituintes, espessura da camada metálica, sequência de empilhamento, tratamento termomecânico da camada de alumínio, etc. Obviamente, o processo de desenvolvimento até a obtenção de um produto final com propriedades satisfatórias demanda um tempo prolongado.

Os LFM são materiais anisotrópicos, possuindo diferentes propriedades nas três direções principais, a saber: direção das fibras, direção transversal às fibras no plano da chapa e direção normal ao plano da chapa. No caso de laminados unidirecionais pode-se, em função de sua pequena espessura e da sua utilização (os maiores esforços são aplicados no plano da chapa), considerá-los ortotrópicos, pois assim torna-se possível

aplicar-se diversas ferramentas teóricas desenvolvidas para estes materiais.

Os LFM possuem diversas outras propriedades e características consideravelmente superiores aos seus materiais constituintes, apesar deles terem sido inicialmente desenvolvidos com o intuito de obter-se um compósito com elevada tolerância ao dano [9, 19]. Abaixo, serão apresentadas as propriedades mais importantes destes laminados:

**Resistência à fadiga:** é a principal propriedade dos LFM, podendo proporcionar em uma estrutura com um carregamento real, taxas de crescimento de trinca de 10 a 100 vezes menores que as taxas correspondentes a uma estrutura de uma liga de alumínio monolítico. Esta elevada resistência à propagação de trincas deve-se a ocorrência do mecanismo de ponteamto da trinca (*fiber bridging*). Ocorre uma transferência das tensões das camadas metálicas, na região trincada, para as fibras, através da resina [26]. O descarregamento das camadas metálicas promove uma diminuição da taxa de crescimento da trinca pela redução do fator de intensidade de tensões efetivo ( $K_{efetivo}$ ) nas camadas metálicas. As fibras permanecem intactas durante a abertura da trinca devido ao processo de delaminação local, ocasionada pelas tensões cisalhantes na camada de adesivo. O processo de ponteamto da trinca é de fundamental importância para o alto desempenho em fadiga e para a resistência residual em fratura monotônica dos LFM. O mecanismo de propagação de trincas nas camadas metálicas e o mecanismo de crescimento de delaminação nas interfaces são mecanismos “competidores” entre si, estando de, certa forma, inter-relacionados. A Figura 5 mostra de forma esquemática, o mecanismo de ponteamto e delaminação em um LFM.

O mecanismo de delaminação presente na interface cisalhante dos LFM ocorre como resultado de uma transferência de carga das camadas de alumínio para as camadas de fibra. Estas tensões causam deformações nas camadas de fibras induzindo, conseqüentemente, um aumento da delaminação na interface fibra-alumínio. A amplitude de delaminação está relacionada à amplitude das tensões cisalhantes presentes na interface e a resistência da interface a esta delaminação. Embora a presença de delaminação em um compósito seja de uma forma geral uma importante desvantagem, o mecanismo de delaminação é extremamente importante nos LFM no que diz respeito à prevenção da ruptura das fibras. O mecanismo de delaminação nesse caso possibilita um

alongamento das fibras, reduzindo assim as tensões de ponteamento. Quando não se tem delaminação, as tensões de ponteamento podem se tornar extremamente elevadas, podendo vir a causar uma ruptura das fibras. Por outro lado, quando se tem uma pequena delaminação, as tensões de ponteamento tornam-se mínimas, resultando em um ineficiente bloqueio das fibras [26].

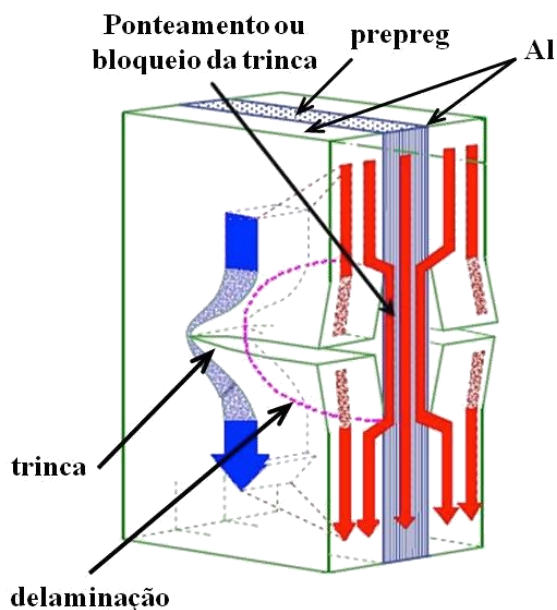


Figura 5 - Mecanismo de ponteamento de trinca e delaminação dos LFM

Diversos trabalhos têm sido propostos quanto ao estudo das tensões de ponteamento dos LFM. GUPTA et al. [27] estudaram a partir de resultados experimentais obtidos em testes de fadiga, o comportamento e a direção da propagação das trincas em LFM. Os autores observaram que somente através de um modelo misto de propagação de trinca é possível descrever o comportamento dos LFM. Para os LFM, nas camadas metálicas a trinca não se propaga perpendicularmente ao carregamento e sim com um ângulo ortogonal a esta direção.

WILSON et al. [28] propuseram recentemente um modelo analítico que propõem uma aproximação para o problema das tensões de ponteamento nos LFM. Para tal, os autores consideraram simultaneamente as tensões de ponteamento e a delaminação, considerando a distribuição de carga no laminado como função do seu *lay-up*, do dano existente (comprimento de trinca e comprimento e forma de delaminação) e diferentes carregamentos. Através de uma análise por elementos finitos, os autores obtiveram

resultados satisfatórios para diferentes configurações de laminados e danos, porém existiram consideráveis discrepâncias na presença de cargas de flexão.

BHAT e NARAYANAN [29], propuseram um modelo teórico com o objetivo de determinar as tensões de ponteamto de um GLARE em modo I de fratura. O modelo analítico dos autores foi validado através de uma análise por elementos finitos em uma série de laminados com diferentes comprimentos de trinca e sem delaminação. Os autores concluíram que as tensões de ponteamto do GLARE estudado tendem a ser maiores para maiores de comprimento de trinca.

**Resistência mecânica:** os LFM unidirecionais comerciais podem ter uma resistência mecânica melhorada em até 60% quando comparados às ligas de alumínio constituintes, dependendo do tipo de fibra utilizada e da direção do esforço aplicado. Os valores de limite de escoamento podem ser um pouco menores que os correspondentes às ligas constituintes, sendo, porém o limite de escoamento específico sempre superior [19].

**Densidade:** é uma das características mais atraentes nos LFM. Dependendo do tipo e da espessura do laminado, a densidade pode ser até 25% menor que a densidade do alumínio monolítico [10]. A densidade dos pré-impregnados de aramida e fibra de vidro são respectivamente  $1,30 \text{ kg/m}^3$  e  $2,05 \text{ kg/m}^3$ , e a densidade do alumínio é de aproximadamente  $2,79 \text{ kg/m}^3$ . Conforme o número de camadas aumenta, a densidade do GLARE se aproxima de 86% do valor do alumínio monolítico, enquanto que a densidade do ARALL se aproxima de 75% do valor do alumínio monolítico.

**Resistência ao impacto:** a resistência ao impacto de alguns tipos de GLARE com as fibras dispostas biaxialmente é superior ao das ligas de alumínio monolítico. A resistência ao impacto aumenta com a velocidade de carregamento, dentro das faixas de velocidade de interesse na aviação comercial [30]. Outra vantagem dos LFM em relação aos compósitos de matriz polimérica está relacionada à deformação plástica presente na região de impacto, o que permite uma rápida visualização da região ou área danificada mediante uma inspeção visual [31]. Diversos são os trabalhos encontrados na literatura a respeito do comportamento dos LFM quanto a sua resistência ao impacto. TSAMOSPHYROS e BIKAKIS [32] propuseram um modelo analítico capaz de



descrever o comportamento do GLARE quando submetido a cargas de impacto. YAGHOUBI e LIAW [33] estudaram o comportamento do GLARE 5, para diferentes *lay-ups*, quando submetido a cargas de impacto balístico. Em todos estes trabalhos os autores comprovam o excelente desempenho dos LFM quando submetidos a cargas de impacto. Estes estudos são importantes no que diz respeito ao desenvolvimento de estruturas absorvedoras de energia baseadas nos conceitos e propriedades dos LFM.

**Resistência ao fogo:** os LFM possuem uma resistência ao fogo consideravelmente superior às ligas de alumínio monolíticas. Enquanto uma chapa de alumínio com 5 mm de espessura pode ser completamente penetrada por uma chama de querosene em menos de 60 segundos uma chapa de GLARE da mesma espessura pode suportar mais de 15 minutos a mesma intensidade de chama sem que haja penetração [34]. A camada externa de alumínio funde rapidamente, provocando a carbonização da camada interna de epóxi; enquanto isso, as fibras nada sofrem, pois possuem uma Tg mais alta que a temperatura da chama de querosene. A delaminação entre as camadas também acaba por atuar como uma barreira térmica, fazendo com que a temperatura do lado oposto às chamas seja menor, retardando o avanço das mesmas.

**Resistência à corrosão:** os LFM possuem uma resistência à corrosão muito superior às ligas de alumínio monolíticas. O aumento da resistência à corrosão em relação às ligas de alumínio monolítico decorre do fato das camadas de epóxi reforçado por fibras protegerem as camadas metálicas internas da corrosão ao longo da espessura. Outro fato que contribui para esse aumento de resistência à corrosão está relacionado à questão de chapas grossas e finas. Durante o processo de laminação das chapas de alumínio, a resistência à corrosão das chapas finas será maior que a das chapas grossas, em virtude da maior velocidade de resfriamento destas após a laminação, uma vez que não haverá tempo suficiente durante o resfriamento para a precipitação de elementos de liga nos contornos de grão [35]. Além disso, as ligas de alumínio são anodizadas e recobertas com primer antes da adesão. As camadas externas são protegidas por primer. Elas protegem as camadas internas dos pré-impregnados e alumínio. Enquanto o metal monolítico é completamente penetrado pela corrosão, os laminados apresentam apenas corrosão localizada (pites) na primeira interface fibra-resina, como pode ser observado na Figura

6.

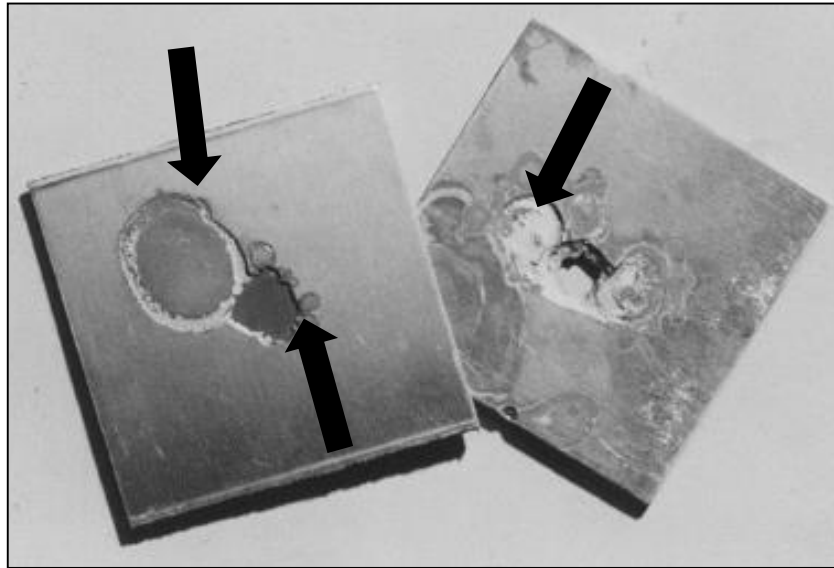


Figura 6 - Danos por corrosão em um laminado ARALL (esquerda) e em uma liga 2024-T3

**Usinagem, processos de fabricação e reparo:** ferramentas e processos utilizados nas ligas de alumínio podem ser aplicados aos LFM, devendo apenas ser observados cuidados que evitem a delaminação [19]. Os reparos podem ser realizados utilizando-se as mesmas configurações atualmente disponíveis para as ligas de alumínio [36, 37, 38]. Ainda em relação aos processos de fabricação dos LFM pode-se destacar a pequena conformabilidade das chapas [37] e o seu custo ainda consideravelmente elevado em relação às ligas de alumínio. Os LFM também são susceptíveis à presença de umidade, o que acarreta em uma redução das propriedades mecânicas [19, 39].

### 2.2.2 - Aplicações dos laminados fibra-metal

A AIRBUS utiliza o laminado GLARE em partes da fuselagem superior, nos bordos de ataque dos estabilizadores vertical e horizontal, em sua aeronave A380, perfazendo um total aproximado de 380 m<sup>2</sup> de GLARE. O AIRBUS A380 possui dois andares, podendo transportar entre 525 e 853 passageiros [40]. As Figuras 7, 8 e 9

mostram, respectivamente, uma foto da aeronave AIRBUS A380 e duas figuras ilustrativas de partes da aeronave construídas com GLARE.



Figura 7 - AIRBUS A380

A aplicação do GLARE nas seções de número 13, 15 e 18, possibilitou uma redução de peso de aproximadamente 800 kg [41]. Até o anúncio da utilização em maior escala do GLARE pela AIRBUS, esses LFM vinham sendo utilizados em superfícies de controle, portas não pressurizadas, pisos e guias do compartimento de carga, portas e guias resistentes ao fogo, cavernas de pressão e contêineres. Algumas das aplicações acima citadas fazem uso da combinação entre alta resistência e fadiga; outras da resistência ao impacto e ao fogo.

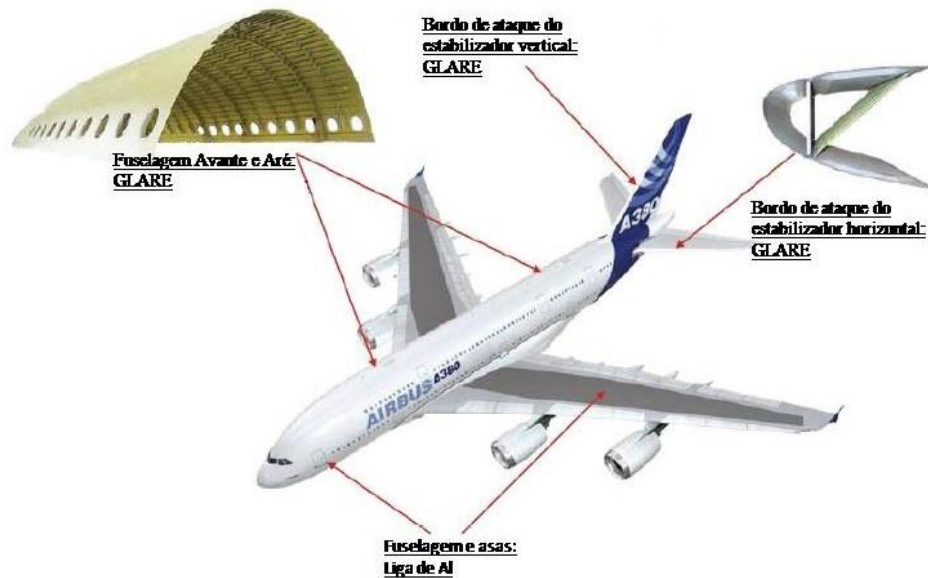


Figura 8 - Figura esquemática do AIRBUS A380, identificando as partes da aeronave fabricadas com laminados GLARE

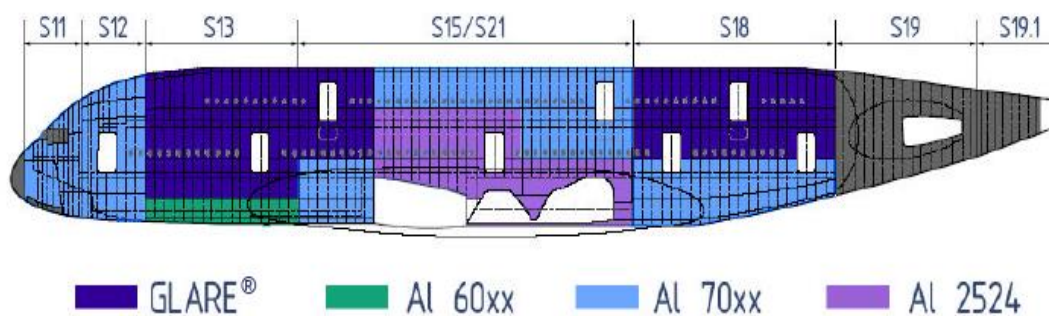


Figura 9 - Aplicação de laminados GLARE na fuselagem do AIRBUS A380

### 2.3 – Propriedades em tração dos laminados fibra-metal

No processo de caracterização mecânica de qualquer material, a curva tensão versus deformação possibilita uma análise preliminar das propriedades e do desempenho do material. Seja do ponto de vista das propriedades elásticas, como o módulo de elasticidade ( $E$ ) e a tensão limite de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ), propriedades estas responsáveis pela rigidez e a capacidade de carga ou do ponto de vista das propriedades plásticas, deformação em fratura e tensão de ruptura, responsáveis pela primeira indicação de fragilidade e sensibilidade ao entalhe.

No caso específico do GLARE, o formato da curva tensão versus deformação depende da orientação das fibras e da direção da carga aplicada. Além disso, a elevada plasticidade do alumínio combinado com as tensões residuais após a cura resulta em um comportamento muito particular. Ocorre um comportamento inelástico em tração em decorrência do comportamento elasto plástico das camadas de alumínio. O processo de fratura do GLARE é complexo em virtude da combinação de diversos mecanismos de deformação existentes: trincas na matriz epóxi, delaminação fibra-matriz, fratura das fibras, tensões de cisalhamento de correntes da interface fibra-matriz, delaminação do prepreg-alumínio. Durante o carregamento em tração uniaxial do GLARE na direção longitudinal das fibras, observa-se os mecanismos de arrancamento das fibras da matriz polimérica (*pull-out*) e cisalhamento na interface prepreg-alumínio. Para um carregamento em tração na direção transversal, os principais modos de falha estão associados à fratura da matriz e delaminação na interface fibra-matriz [42].

## **2.4 – Mecânica da Fratura Elastoplástica**

### **2.4.1 – Introdução**

A MFLE (Mecânica da Fratura Linear Elástica) é aplicável a materiais que apresentam fratura predominantemente no regime elástico. Isso acontece nos materiais estruturais que apresentam elevada resistência mecânica porém baixa tenacidade. Em materiais que possuem uma elevada tenacidade e resistência mecânica moderada, a estrutura apresenta plasticidade considerável durante o processo de fratura, as soluções elásticas não são mais aplicáveis e a Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP) deve ser aplicada. Dois são os parâmetros amplamente utilizados para descrever o comportamento em fratura de materiais no regime elastoplástico: a Integral  $J$  e o  $CTOD$  (*Crack Tip Opening Displacement*). Esses parâmetros serão descritos a seguir.

### **2.4.2 - Integral $J$**

A Integral  $J$  foi proposta inicialmente por RICE [43] com o objetivo de realizar uma análise das concentrações de deformação presentes em entalhes e trincas. Esta definição de RICE foi feita com base em materiais elásticos não-lineares, mas é aplicável em materiais com comportamento elastoplástico se o carregamento é monotônico crescente. A utilização da Integral  $J$  como critério de fratura permite avaliar a integridade de estruturas trincadas com comportamento elastoplástico.

#### 2.4.2.1 - A definição da Integral $J$

A Integral  $J$  é definida pela Equação (1):

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (1)$$

onde  $\Gamma$  é o caminho da integração percorrido no sentido anti-horário entre a borda superior e inferior da trinca,  $T$  é o vetor tração dado pela relação  $T_i = \sigma_{ij} n_j$ ,  $n_j$  é o versor normal à curva  $\Gamma$ ,  $u$  é o vetor deslocamento e  $ds$  é um elemento infinitesimal do arco ao longo de  $\Gamma$  (vide Figura 10).  $W$  é a densidade de energia de deformação, calculada como:

$$W_{(x,y)} = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2)$$

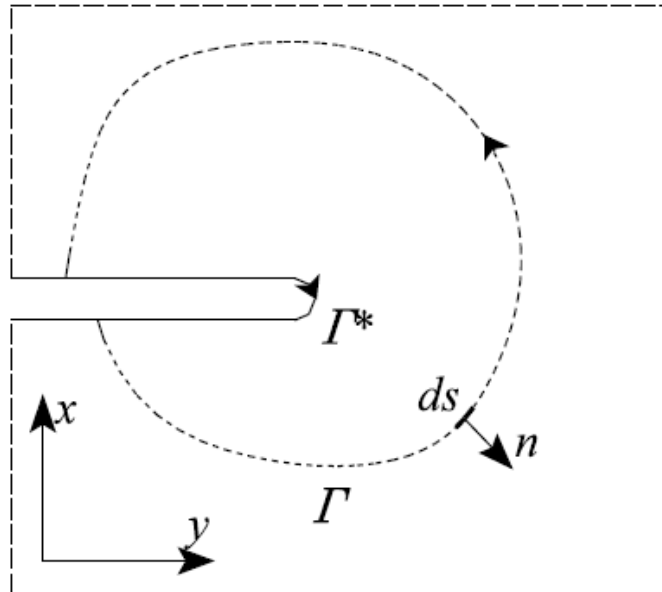


Figura 10 – Entalhe agudo em chapa submetida a um estado bidimensional de tensões e o caminho de integração para o cálculo da Integral  $J$

De acordo com RICE, a Integral  $J$  independe do caminho da integração. Uma vez que existe uma independência do caminho de integração, as alternativas para a avaliação da Integral  $J$  são variadas, podendo a mesma ser calculada em diferentes geometrias e estado de tensões.

#### 2.4.2.2 - A Integral $J$ do ponto de vista energético

RICE mostrou que, para materiais elásticos (lineares ou não-lineares) o valor da Integral  $J$  é a taxa de liberação de energia potencial com o crescimento da trinca por unidade de espessura. Isto é:

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \quad (3)$$

Na Equação (3)  $U$  representa a energia do sistema e  $a$  o comprimento de trinca. Para os materiais que possuem um comportamento elástico  $U$  é a energia de deformação elástica

(potencial). Em materiais com comportamento elastoplástico  $U$  não pode ser visto como energia potencial, pois existe irreversibilidade pela deformação plástica. Nesse caso o valor de  $J$  pode ser visto como a diferença de energia absorvida por dois corpos de prova idênticos com trincas levemente diferentes, carregados até o mesmo nível de deslocamento.

### 2.4.2.3 – O campo HRR

HUTCHINSON [44] e RICE e ROSENGREN [45] mostraram em diferentes trabalhos que a Integral  $J$  tem relação com o campo de tensões na região vizinha à ponta de uma trinca. Esse campo de tensões é conhecido na literatura como campo HRR. Ambos os trabalhos utilizaram a Equação de Ramberg-Osgood [46] para descrever o comportamento do material. O modelo de Ramberg-Osgood é definido como:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (4)$$

onde  $\alpha$  e  $n$  são constantes obtidas mediante ajuste dos dados experimentais.  $\sigma$  e  $\varepsilon$  representam respectivamente as tensões e deformações verdadeiras e o índice 0 valores de referência (em geral associados ao limite de escoamento). Os autores mostraram que na região vizinha à ponta da trinca os valores de tensões e deformações podem ser calculados como:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left( \frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 l r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \sigma_{ij}(\theta, n) \quad (5)$$

$$\varepsilon_{ij} = \alpha \varepsilon_0 \left( \frac{J}{\alpha \sigma_0 \varepsilon_0 l r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \varepsilon_{ij}(\theta, n) \quad (6)$$



onde  $I_n$  é uma constante de integração que depende de  $n$  e do estado de tensões, enquanto  $\theta$  e  $r$  são coordenadas polares com origem na ponta da trinca. Como pode ser visto, a intensidade dos campos de tensões e deformações depende diretamente do valor da Integral  $J$ . As equações (5) e (6) são análogas às que definem o campo de tensões e deformações na região vizinha à ponta da trinca em materiais com comportamento elástico linear, onde a intensidade das tensões é de  $K$  [46]

#### 2.4.2.4 - Relação entre a Integral $J$ e outros parâmetros de fratura

Com base na Equação (3) que descreve a Integral  $J$  como sendo a variação de energia em função do comprimento de trinca, pode ser demonstrado que, para materiais com comportamento elástico linear, a relação entre os parâmetros  $J$ ,  $G$  e  $K$  é:

$$J_{el} = G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (7)$$

com  $E' = E$  em estado plano de tensões ou  $E' = E/(1-\nu^2)$  em estado plano de deformações. Já para materiais com comportamento elastoplástico, podemos ainda relacionar a Integral  $J$  com o  $CTOD$ , mediante a relação:

$$J = m\sigma_Y\delta \quad (8)$$

onde  $m$  é um parâmetro que depende do estado de tensões do material (função da espessura) e  $\sigma_Y$  é tensão média entre o limite de escoamento e o limite de resistência

#### 2.4.2.5 - A Integral $J$ como um critério de fratura

A partir das definições apresentadas podemos ver que:

- Para materiais com o comportamento elástico linear  $J = G$ ;

- A intensidade do campo de tensões e deformações na região da ponta de uma trinca em um material com comportamento elastoplástico é governado pela Integral  $J$ ;
- Existe uma relação unívoca entre  $J$  e CTOD;
- A Integral  $J$  é independente do caminho de integração escolhido e pode ser calculada para qualquer geometria e estado de carregamento.

Assim, pelas suas características,  $J$  foi vista desde o início como um parâmetro potencialmente adequado para definir a tenacidade à fratura de um material no regime elastoplástico. As ressalvas que devem ser impostas dizem respeito ao modelo de Ramberg-Osgood, aplicável a materiais elasto plásticos somente sob carregamento monotônico. Uma outra limitação é a aplicação da teoria das pequenas deformações na definição do campo HRR e das relações existentes entre  $J$  e os demais parâmetros de fratura. Se  $J$  pode ser utilizado como critério de fratura, da mesma forma que  $K$ , ocorrerá crescimento de trinca quando o valor de  $J$  aplicado na estrutura alcance um valor crítico,  $J_{IC}$ , definido como sendo a tenacidade à fratura do material. Podemos assim propor que ocorrerá crescimento de trinca quando:

$$J_I \geq J_{IC} \quad (9)$$

BEGLEY e LANDES [47] foram os primeiros pesquisadores a propor uma metodologia experimental para a avaliação de  $J_{IC}$ , utilizando diversos corpos de prova com idêntica geometria mas com comprimentos de trinca levemente diferentes. Essa metodologia será apresentada na continuação.

#### 2.4.2.6 – Curvas de resistência pelo método das descargas parciais

Corpos de prova trincados com dimensões externas idênticas tornam-se mais flexíveis com o aumento do comprimento da trinca. Baseado nesse comportamento, o método das descargas parciais (*unloading compliance*) permite determinar o comprimento da trinca ao longo dos testes mediante a realização de descargas parciais em intervalos regulares para medição da flexibilidade elástica do CP. Um registro carga

versus deslocamento típico de um registro de descargas parciais pode ser visto na Figura 11. Em cada uma das descargas o valor da flexibilidade do material é determinado pela inclinação do registro nas descargas, sendo essa flexibilidade associada ao comprimento de trinca instantâneo.

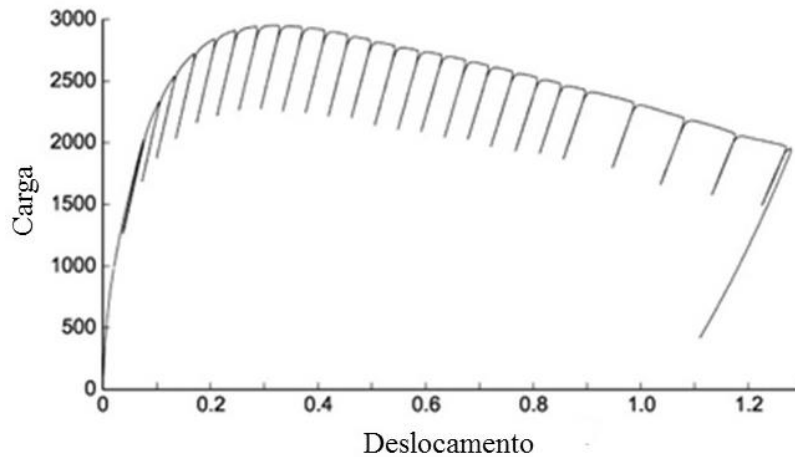


Figura 11 – Registro carga versus deslocamento resultante de um teste de fratura pelo método das descargas parciais.

Para que os ciclos de carregamento e descarregamento ocorram sempre de forma elástica a máxima variação recomendada pela norma em cada sequência não pode ultrapassar 50% da carga máxima de pré-trincamento ( $P_f$ ) ou da carga instantânea no início da descarga (o que for menor). A norma fornece expressões polinomiais que relacionam a razão  $a/W$  à flexibilidade  $C_i$  em cada descarga.

De acordo com a norma ASTM E813 [48] a expressão para o cálculo do comprimento da trinca, que relaciona a razão  $a/W$  à flexibilidade dos corpos de prova, para corpos de prova do tipo C(T) é dada pela Equação (10).

$$\frac{a(i)}{W} = [1,002 - 4,06319u + 11,242u^2 - 106,43u^3 + 464,335u^4 - 650,677u^5] \quad (10)$$

com

$$u = \frac{1}{1 + \sqrt{BEC_i}} \quad (11)$$

Assim, o procedimento para o cálculo dos valores do comprimento de trinca em cada descarga pode ser resumido como:

- a) A inclinação de cada descarga é determinada como;

$$C_{(i)} = \frac{\Delta v}{\Delta P} \quad (12)$$

- b) O comprimento de trinca em cada descarga é determinado a partir das equações (10) e (11);

Uma vez determinado o valor do comprimento da trinca em cada descarga, a sequência de procedimentos deve ser executada para a determinação do valor da Integral  $J$  correspondente a cada descarga pode ser resumida como:

- c) Deve-se determinar a área plástica associada a cada descarga; e  
 d) Calcula-se por último cada parcela da Integral  $J$ .

De posse dos pares de pontos  $J-a$  no início de cada descarga parcial, a curva  $J-R$  do material pode ser determinada.

#### 2.4.2.7 - Curvas de resistência $J-R$

BEGLEY e LANDES [49] associaram o valor da Integral  $J$  aplicado na estrutura com os mecanismos de crescimento dúctil da trinca ( $\Delta a$ ) como apresentado na Figura 12.

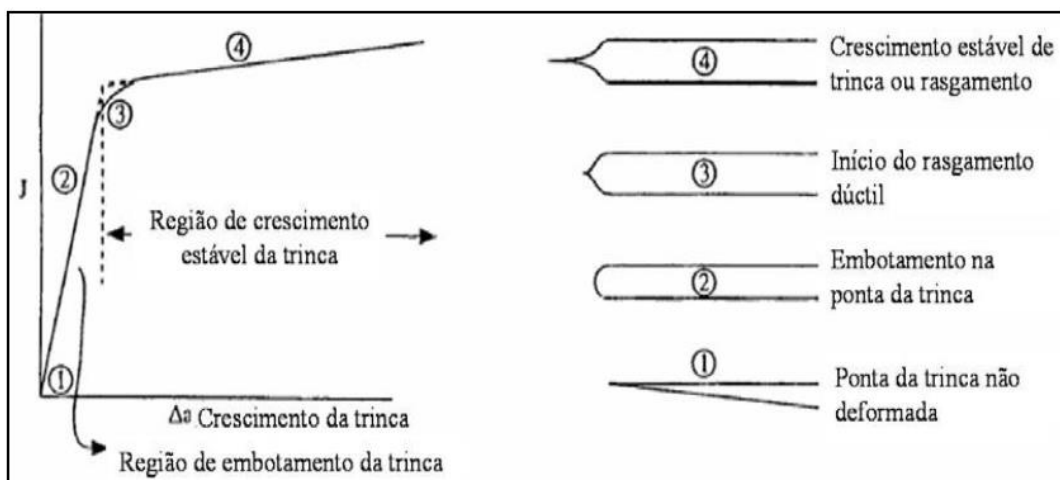


Figura 12 - Relação entre Integral  $J$  e o crescimento estável da trinca ( $\Delta a$ )

Quando o carregamento é aplicado em uma estrutura trincada, ocorre inicialmente embotamento na ponta da trinca, responsável pela inclinação inicial da curva, que apresenta um crescimento aparente de trinca de acordo com a linha de embotamento (*blunting line*). Ao aumentar o carregamento, ocorre maior embotamento, até que em certo ponto a trinca cresce a partir do embotamento. À medida que a trinca avança, a ponta da mesma desloca-se e existe uma região que sofre descarregamento. Essa condição não é permitida de acordo com a definição da Integral  $J$ . Com o intuito de contornar essa limitação, BEGLEY e LANDES [47] propuseram utilizar a Integral  $J$  como um critério de fratura somente até o início do crescimento estável da trinca, no ponto 3 da Figura 12, e definiram esse ponto como sendo  $J_{IC}$ .

Considerando uma estrutura trincada sob carregamento monotônico e caracterizando a força motriz da trinca através da Integral  $J$ , a curva de resistência representa a resistência do material ao crescimento da trinca. Essa curva é considerada uma propriedade do material e deve ser avaliada experimentalmente. Mediante uma análise do equilíbrio entre a força motriz aplicada para o crescimento da trinca ( $J_{aplicado}$ ) e a resistência do material ao crescimento de trincas ( $J_{material}$  ou  $J_R$ ) pode ser demonstrado que ocorrerá crescimento da trinca quando a força motriz for maior que a resistência ao crescimento da trinca. O crescimento instável da trinca ocorrerá quando a variação da força motriz como aumento da trinca for maior à variação da resistência ao crescimento da trinca com o aumento da mesma. A Figura 13 representa uma curva de resistência indicando o ponto de instabilidade, no qual o crescimento de trinca deixa de ser estável.

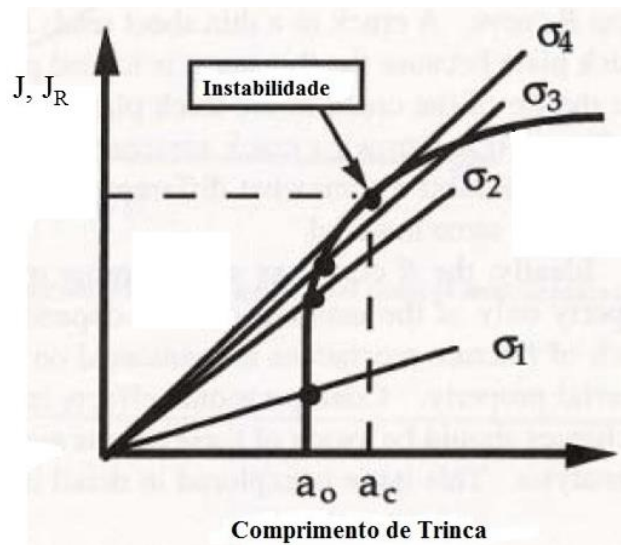


Figura 13 – Força motriz  $J$  versus a curva de resistência ao crescimento de trincas do material  $R$ .

#### 2.4.2.8 - Determinação de $J_{IC}$ segundo a ASTM

O procedimento para a obtenção de  $J_{IC}$  para materiais metálicos está normatizado pela ASTM E1820 [17]. A norma prevê a determinação da tenacidade a fratura, ou seja,  $J_{IC}$ , através do método dos múltiplos corpos de prova e do método do corpo de prova único. É prevista ainda a utilização de diferentes geometrias de corpos de prova, quais sejam: geometria compacta de tração (C(T)), flexão em três pontos (SE(B)) e compacto em forma de disco (DC(T)). As normas calculam os valores de  $J$  separando as componentes elástica e plástica, conforme as equações (13) e (14).

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (13)$$

$$J = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{A_{pl}(2+0,522(b/W))}{bB} \quad (14)$$

Utilizando, por exemplo, a técnica de descargas parciais, o resultado do teste é um conjunto de pares de pontos  $J-\Delta a$ . A partir desses dados primários é ajustada uma curva

potencial que será a curva de resistência ao crescimento de trincas do material. Para esse ajuste, são utilizados somente pares de pontos  $J$ - $\Delta a$  qualificados. As equações (15) e (16) representam os intervalos máximos que delimitam a região de qualificação dos pares  $J$ - $\Delta a$  obtidos.

$$J_{max} = \frac{b_0\sigma_Y}{20} \text{ ou } J_{max} = \frac{B\sigma_Y}{20} \quad (15)$$

$$\Delta a_{max} = 0,25b_0 \quad (16)$$

A seguir, os pares  $J$ - $\Delta a$  qualificados servem de base para o ajuste da Equação (17), na qual  $C_1$  e  $C_2$  são constantes de ajuste.

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln \left( \frac{\Delta a}{k} \right) \quad (17)$$

De posse da curva  $J$ - $\Delta a$  teórica, a determinação de  $J_{IC}$  (tenacidade à fratura do material) deve ser feita como:

- a) Definição da linha auxiliar de embotamento (*blunting line*), definida matematicamente como:

$$J = 2\sigma_Y\Delta a \quad (18)$$

- b) Traçado de linhas de exclusão de 0,15 mm, 0,50 mm e 1,50 mm, paralelas à linha de embotamento;
- c) No caso dos pontos utilizados na primeira regressão serem diferentes dos pontos qualificados, deve-se realizar um novo ajuste; e
- d) O valor inicial de tenacidade a fratura, ou seja,  $J_Q$ , será obtido a partir da intersecção da curva potencial com uma linha paralela à linha de embotamento que passa por 0,20 mm. Dessa forma a tenacidade a fratura será definida como o valor da Integral  $J$  quando o crescimento real da trinca atingir 0,20 mm a partir da linha de embotamento.

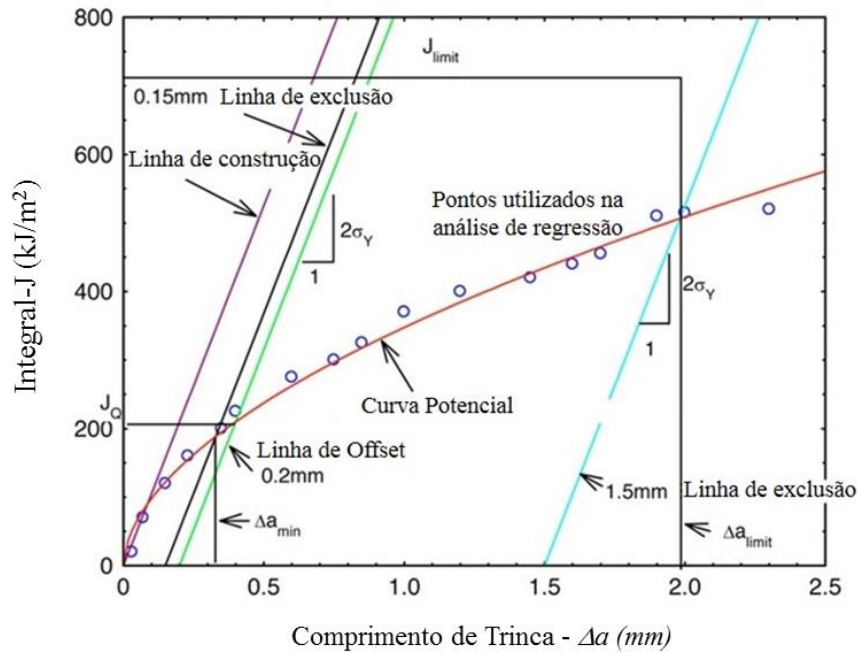


Figura 14 – Determinação de  $J_{IC}$  para materiais metálicos conforme a ASTM E1820

Após determinação do  $J_Q$ , esse valor passa por checagem de validade em função da espessura, comprimento da trinca e do ligamento remanescente, sendo qualificado ou não como  $J_{IC}$  (tenacidade à fratura) do material [17].

#### 2.4.2.9 – Soluções teóricas da Integral $J$ para geometrias simples

No início dos anos 1970 o *Electric Power Research Institute (EPRI)* desenvolveu de uma série de soluções para estimar valores da Integral  $J$  em geometrias simples. O primeiro manual com soluções foi publicado no ano de 1981 [50]. Nos anos seguintes foram lançadas novas séries com soluções para diferentes geometrias. Para a utilização do método do EPRI é condição conhecer a curva de Ramberg-Osgood do material (Equação (4)). Os valores da Integral  $J$  aplicada na estrutura, função da geometria e do carregamento, são calculados mediante o somatório das suas componentes elástica e plástica. Resumidamente, esse cálculo é feito como:

$$J_{aplicado} = J_{elástico} + J_{plástico} \quad (19)$$



com as componentes elástica e plástica calculadas a partir das equações:

$$J_{elástico} = \frac{P_0 \cdot f^2(a/W)}{b^2 \cdot W \cdot E} \quad (20)$$

$$J_{plástico} = \alpha \cdot \varepsilon_0 \cdot \sigma_0 \cdot \frac{a}{W} \cdot h_1 \cdot \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \quad (21)$$

O método utiliza uma carga de referência  $P_0$ , que pode ser a tensão, pressão interna, força ou alguma outra solicitação que faz o ligamento atingir o escoamento. Essa carga de referência é definida como:

$$P_0 = 2 \cdot b \cdot B \cdot \sigma_0 \quad (22)$$

onde

$P$  – carga aplicada;

$P_0$  – carga de referência para o método EPRI;

$b$  – ligamento remanescente;

$W$  – largura do painel;

$E$  – módulo de elasticidade;

$\alpha$  – constante adimensional para o modelo de Ramberg-Osgood;

$\varepsilon_0$  – deformação;

$\sigma_0$  – tensão de referência para o método EPRI;

$a$  – comprimento de trinca;

$h_1$  – constante adimensional para o método EPRI;

$n$  – constante adimensional do modelo de Ramberg-Osgood; e

$B$  – espessura do painel.

### 2.4.3 – O *CTOD*

O conceito de *CTOD* (*Crack Tip Opening Displacement*) foi introduzido por WELLS [51], que observou em corpos de prova de fratura com uma deformação plástica além do previsto pela MFLE, ocorria um certo embotamento da ponta da trinca antes do início do crescimento da mesma. Segundo WELLS o deslocamento das faces da trinca no ponto onde originalmente estava situada a ponta da mesma poderia representar uma medida da tenacidade do material. A Figura 15 ilustra o embotamento e a conseqüente separação das superfícies.

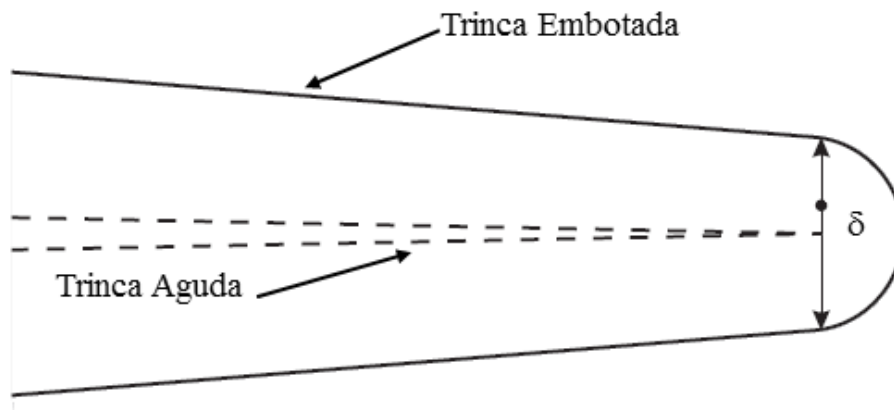


Figura 15 - Representação esquemática da abertura na ponta da trinca

A premissa fundamental do *CTOD* é que, em materiais com comportamento elastoplástico, o processo de fratura será controlado pela deformação na região da ponta da trinca. A separação das superfícies da trinca é uma medida desta deformação. A partir da definição acima, podemos inferir que cada material possui o seu próprio valor crítico de abertura da ponta da trinca ( $\delta_c$ ), a partir do qual ocorre crescimento de trinca. Qualquer carregamento que provoque uma abertura da trinca superior ao crítico, promoverá o início do processo de fratura.

A primeira norma publicada para a medição de *CTOD* data de 1971 pela *British Standards Institution* [56]. Em 1989, a ASTM publicou a primeira versão americana para o teste: ASTM E1280 [17]. Em ambos os métodos, a medição de *CTOD* é realizada de forma indireta, considerando separadamente a componente elástica e plástica. A

componente plástica do *CTOD* tradicional é obtida através da aplicação do modelo da rótula plástica (*plastic hinge*) e por este motivo somente podem ser utilizados os corpos de prova sob esforços de flexão. Isso acontece tanto na geometrias C(T) quanto na SE(B). O modelo sugere que na medida em que o carregamento é aplicado, as duas metades de um corpo rotacionam em torno de um ponto fixo chamado de centro aparente de rotação (CR). A componente plástica da abertura da boca do entalhe (*CMOD - Crack Mouth Opening Displacement*) tem relação direta com a componente plástica do *CTOD*. Assim sendo, a componente plástica do *CTOD* pode ser calculada por meio de semelhança de triângulos [53]. A Figura 16a mostra a montagem e o posicionamento do *clip-gauge* no entalhe do corpo de prova enquanto que a Figura 16b o cálculo por semelhança de triângulos do  $\delta_t$ , expresso pela Equação (23).

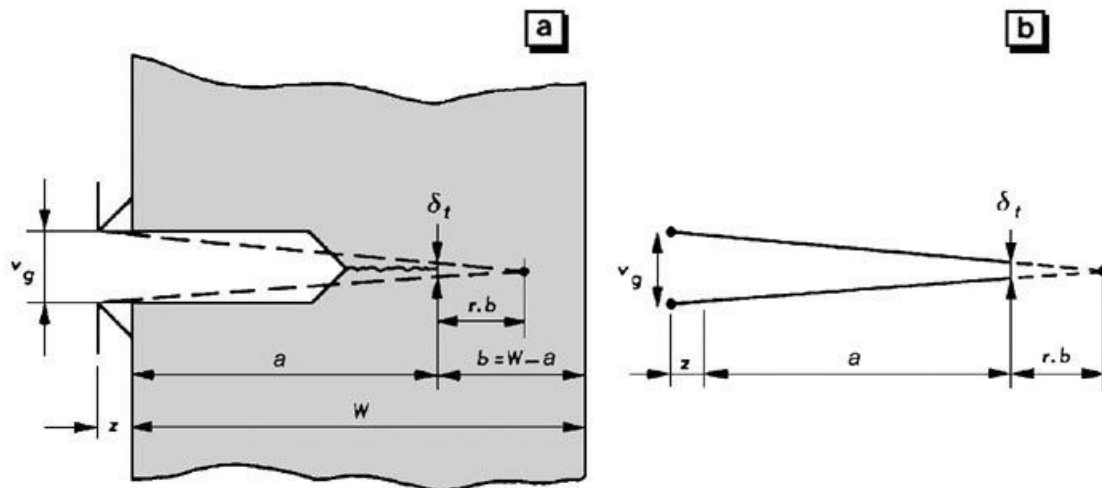


Figura 16 – Esquema da medição indireta do CTOD por semelhança de triângulos.

$$\delta_t = \frac{r.b}{r.b+a+z} v_g \quad (23)$$

Onde  $z$  é a distância da extremidade do corpo de prova a posição do *clip-gauge*,  $a + z$  é a distância entre a posição do *clip-gauge* e a ponta da trinca,  $r$  tem os valores de 0,45 para corpos de prova do tipo C(T),  $v_g$  é a componente plástica do CMOD (deslocamento do *clip-gauge*) e  $\delta_t$  é a componente plástica do CTOD.

A definição matemática do CTOD para qualquer geometria e estado de tensões não é simples, mas para casos em que a tensão aplicada é muito menor que a tensão limite de escoamento do material e em geometria de chapa infinita com trinca vazante centralizada, o CTOD pode ser definido de uma forma relativamente simples. Utilizando a correção da zona plástica proposta por IRWIN [54] e as soluções elásticas para o deslocamento das faces da trinca, para uma geometria de chapa infinita com trinca vazante centralizada temos:

$$\delta_t = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 + 2ar_y - a^2} \cong \frac{4\sigma}{E} \sqrt{2ar_y} \quad (24)$$

Onde  $r_y$  é o tamanho da região deformada plasticamente em estado plano de tensões, definida como:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (25)$$

Substituindo o valor de  $r_y$  na Equação (25).

$$\delta_t = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E \sigma_{LE}} \quad (26)$$

Com base no modelo de DUGDALE, BURDEKIN e STONE [55] aperfeiçoaram a expressão para cálculo de *CTOD*. A Equação (27) representa a solução mais aceita para o cálculo de *CTOD*, considerando-se uma trinca passante em uma placa infinita submetida a uma dada tensão:

$$\delta_t = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \operatorname{Insec} \frac{\pi\sigma}{2\sigma_{LE}} \quad (27)$$

Quando a tensão aplicada é muito menor que a tensão de escoamento (comportamento eminentemente elástico)  $\sigma/\sigma_{LE} \ll 1$  e o último termo da Equação (27) pode ser rescrito como:

$$\ln(\sec x) \cong \ln\left(1 + \frac{x^2}{2}\right) \cong \frac{x^2}{2} \quad (28)$$

Dessa forma:

$$\delta_t = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{LE}}\right)^2 \approx \frac{\pi \sigma^2}{E \sigma_{LE}} = \frac{K_I^2}{E \sigma_{LE}} \quad (29)$$

Cabe aqui ressaltar que este valor calculado para *CTOD* é menor que o valor obtido pela análise de IRWIN [53], Equação (27).

#### 2.4.4 - *CTOD* $\delta_s$

O *CTOD*  $\delta_s$  é uma definição particular da abertura da ponta da trinca que foi desenvolvida como uma técnica experimental a fim de medir este parâmetro [56, 57, 58]. Permite medir diretamente o deslocamento da ponta da trinca através do deslocamento relativo de dois pontos a 5,0 mm de distância entre si, situados sobre uma reta perpendicular ao plano da trinca. A Figura 17 mostra um esquema de medição para um corpo de prova do tipo C(T).

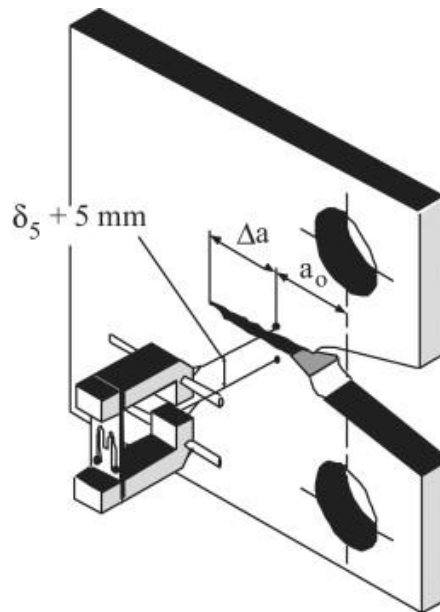


Figura 17 - Esquema de medição do *CTOD*  $\delta_5$  para o corpo de prova do tipo C(T)

O método de SCHWALBE vem sendo utilizado para a determinação das curvas de resistência, determinação de valores de tenacidade críticos [59, 60], na avaliação do crescimento de trincas de fadiga [61] e para determinação do *CTOA* (*Crack Tip Opening Angle*) [61]. Pode ser utilizado para a medição do *CTOD*, apresentando as seguintes vantagens sobre o método de *CTOD* tradicional:

- A sua definição por si só possibilita a sua determinação em corpos de prova e/ou componentes estruturais de qualquer geometria;
- O *CTOD*  $\delta_5$  é medido como um deslocamento, de forma direta. A determinação experimental da ponta da trinca, que pode ser interpretada como sendo a “força impulsora” (*crack-driving force*) sem a necessidade da utilização de curvas de calibração ou qualquer outra avaliação preliminar de componentes estruturais. Constitui uma vantagem única e particular deste método;
- A medição de *CTOD* mediante este método torna-se mais abrangente do que os métodos normalizados, BSI e ASTM [56, 57, 61], uma vez que estes utilizam o modelo da rótula plástica e só podem ser aplicados em corpos de prova dos tipos C(T) e SE(B).

Alguns outros trabalhos demonstram que o  $\delta_5$  pode ser relacionado com o *CTOD* tradicional, assim como com a Integral *J* [56, 63]. Como o  $\delta_5$  é medido na superfície,

enquanto os métodos de *CTOD* tradicional e Integral *J* representam um valor médio dos valores ao longo da espessura do material, a relação entre  $\delta_5$  e os parâmetros mencionados depende da curvatura da ponta da trinca ao longo da espessura. No caso dos LFM, por serem estes materiais de pequena espessura, supõem-se a princípio que a sua relação com o método de *CTOD* tradicional e com a Integral *J* seja independente deste fator.

A Equação (30) mostra a relação matemática entre Integral *J* e  $\delta_5$ , onde  $\sigma_Y$  é o limite de escoamento efetivo do material e  $\underline{m}$  é o parâmetro relacionado ao estado de tensões, função da espessura do corpo de prova. Portanto, existe uma relação linear entre Integral *J* e  $\delta_5$ , sendo esta relação independente do tamanho e da geometria, quando realizada em um estado plano de tensões em corpos de prova com uma pequena espessura [59].

$$J = m \cdot \sigma_Y \cdot \delta_5 \quad (30)$$

## 2.5 – Mecanismos de fratura dos laminados fibra-metal

### 2.5.1 – Fratura de laminados fibra-metal

CAPRICE et al. [63] avaliaram a resistência residual de laminados GLARE através da medição da Integral *J*. Foram utilizados corpo-de-prova do tipo M(T), com trinca central, largura entre 200 mm e 400 mm e uma relação  $2a/W$  entre 0,12 e 0,25. O comprimento da trinca foi medido sobre as camadas externas de alumínio, porém, em função do pré-trincamento, ocorreu fechamento (ponteamto) de trinca devido às fibras intactas. Os autores concluíram que a MFLE não fornece resultados confiáveis em LFM pré-trincados, isto porque o mecanismo de ponteamto de trincas dificulta a aplicação das equações para o cálculo do fator de intensidade de tensões (K). Os valores de  $J_c$  obtidos pelos autores alcançaram valores extremamente altos quando comparados às ligas metálicas.

Os métodos de *CTOD* tradicional e *CTOD*  $\delta_5$  foram comparados com parâmetros de medida de tenacidade a fratura, porém a efetividade do método *CTOD* tradicional para

os LFM não foi comprovada, em virtude da limitação da aplicação do modelo da rótula plástica para estes laminados. Dessa forma, o *CTOD*  $\delta_5$  mostrou-se o mais indicado como parâmetro de fratura para os LFM.

Conforme já foi comentado na seção 2.3.2, ABDALLA [6] em sua dissertação de mestrado aplicou o método das descargas parciais em LFM. Um dos problemas observados por ABDALLA [6] diz respeito à determinação do tamanho inicial da trinca. Segundo a autora, a aplicação da metodologia das descargas parciais conforme a ASTM E1820 [17], gerou um tamanho inicial de trinca inferior ao tamanho de trinca medido fisicamente, de tal sorte que os limites constantes na norma não puderam ser atendidos.

ALMEIDA [7] determinou as curvas de resistências para LFM GLARE 3 e 4, utilizando o método das descargas parciais. A partir de corpos de prova do tipo M(T) e C(T), foram obtidas curvas *J-R* e  $\delta_5$ -*R* (Integral *J* e *CTOD*  $\delta_5$ , respectivamente). Para o LFM GLARE 3 5/4 0,3, as curvas de resistência *J- $\Delta a$*  e  $\delta_5$ - *$\Delta a$* , obtidas tanto pelo método das descargas parciais como pelo método ótico, apresentaram comportamentos similares, com propagação lenta e estável da trinca nas descargas iniciais e crescimento estável com o aumento do carregamento. Em ambas às geometrias testadas observou-se o mesmo comportamento. A comparação entre as curvas de resistência obtidas, tanto em termos de *J* quanto  $\delta_5$ , das geometrias C(T) e M(T) do GLARE 3 5/4 0,3 mostram uma boa correspondência de comportamento, principalmente na região inicial das curvas, que é a região onde ocorre o início do crescimento estável da trinca. Por esse motivo, essas curvas foram utilizadas para uma comparação dos valores de tenacidade à fratura desse material, estimados a partir de ambas as geometrias. As Figuras 18 e 19 mostram duas curvas-*R* do GLARE 3 obtidas pelos dois métodos estudados.



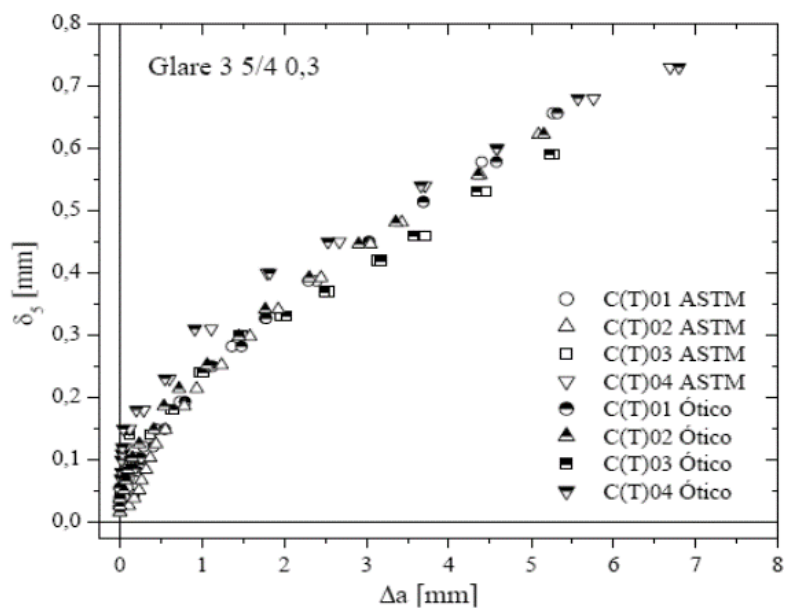


Figura 18 - Curvas  $\delta_5$ - $\Delta a$ , obtidas pelo método ótico em corpos de prova do C(T)

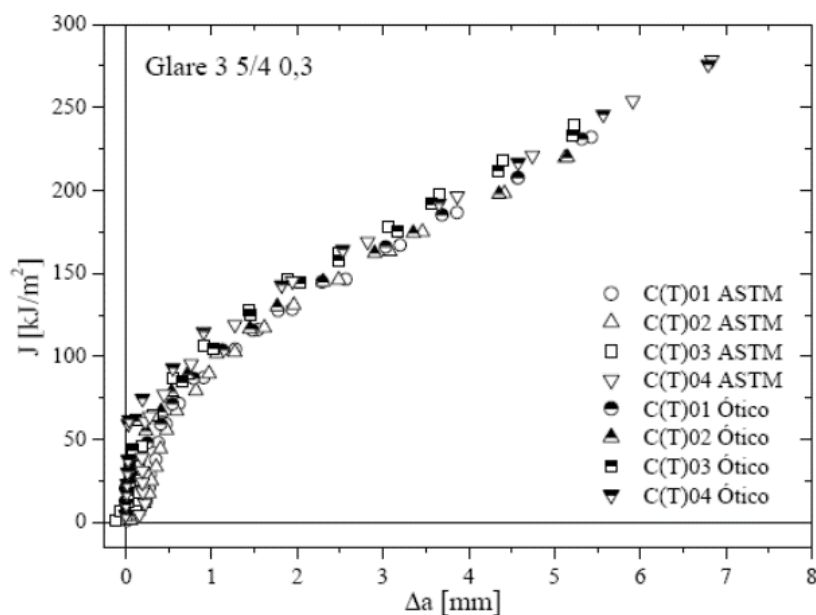


Figura 19 - Curvas  $J$ - $\Delta a$  obtida pelo método das descargas parciais em corpos de prova do C(T)

ALMEIDA [7] observou que as curvas  $J$ - $\Delta a$  e  $\delta_5$ - $\Delta a$ , apresentaram um crescimento aparente de trinca nas primeiras descargas, em todos os laminados testados. Este comportamento não foi observado pelo método ótico. Muito provavelmente o crescimento aparente de trincas está associado à propagação de uma área de delaminação

nas camadas de pré-impregnado. A autora também determinou os valores de tenacidade à fratura para o GLARE 3 5/4 0,3, tanto pelo método ótico como pelo método das descargas parciais. A fim de avaliar a equivalência entre os valores médios de tenacidade à fratura obtidos nas geometrias C(T) e M(T), utilizando da análise de variância, verificou que para 98% de certeza não existiu uma diferença significativa entre os valores de  $J$  e  $\delta_5$ , para os dois métodos aplicados. Neste caso, seria bastante razoável afirmar que sendo os resultados estatisticamente similares, seria possível aplicar o método para a determinação de curvas de resistência em corpos de prova C(T), estimando-se assim a tenacidade à fratura do material, eliminando-se a necessidade da realização de ensaios em chapas largas.

RODI et al. [63] utilizaram a metodologia *CTOA* para o GLARE 2 e ligas de alumínio 2024-T3 utilizando corpos de prova do tipo M(T). Os autores relataram uma boa coerência dos resultados obtidos, exceto por um pequeno desvio observado nos valores de *CTOA* versus  $\frac{da}{dn}$ , em função do mecanismo de *fibre bridging*. De uma forma geral, os autores afirmaram que o método revelou ser uma boa alternativa para a determinação da resistência residual em LFM, necessitando porém de mais estudos e pesquisas.

### 2.5.2 – Mecanismos de fratura nos laminados fibra-metal

Dentre os trabalhos que abordam os mecanismos de fratura dos LFM podemos citar o de DE VRIES [64]. A Figura 20 mostra uma sequência de imagens da ponta de uma trinca de um corpo de prova de um LFM GLARE 2 carregado uniaxialmente. A Figura 20a mostra a pré-trinca de fadiga. Nesse primeiro estágio, ocorre um bloqueio da trinca na camada de alumínio pela ação das fibras. Em função disso o comprimento de trinca na camada de pré-impregnado difere do comprimento de trinca nas camadas de alumínio. Ocorrerá delaminação entre o pré-impregnado e a camada de alumínio acima e abaixo da trinca de fadiga da camada de alumínio onde as fibras permanecem intactas. Durante o carregamento monotônico a trinca de fadiga avança na camada de alumínio, provocando abertura da ponta da mesma, propagando-se a partir de uma determinada carga, veja a Figura 20b. A Figura 20c mostra o momento no qual a primeira fibra falha na camada de pré-impregnado na ponta da trinca de fadiga, aparecendo na Figura mais clara, quando

comparada com o entorno da camada de pré-impregnado intacta. A Figura 20d mostra o processo final da fratura.

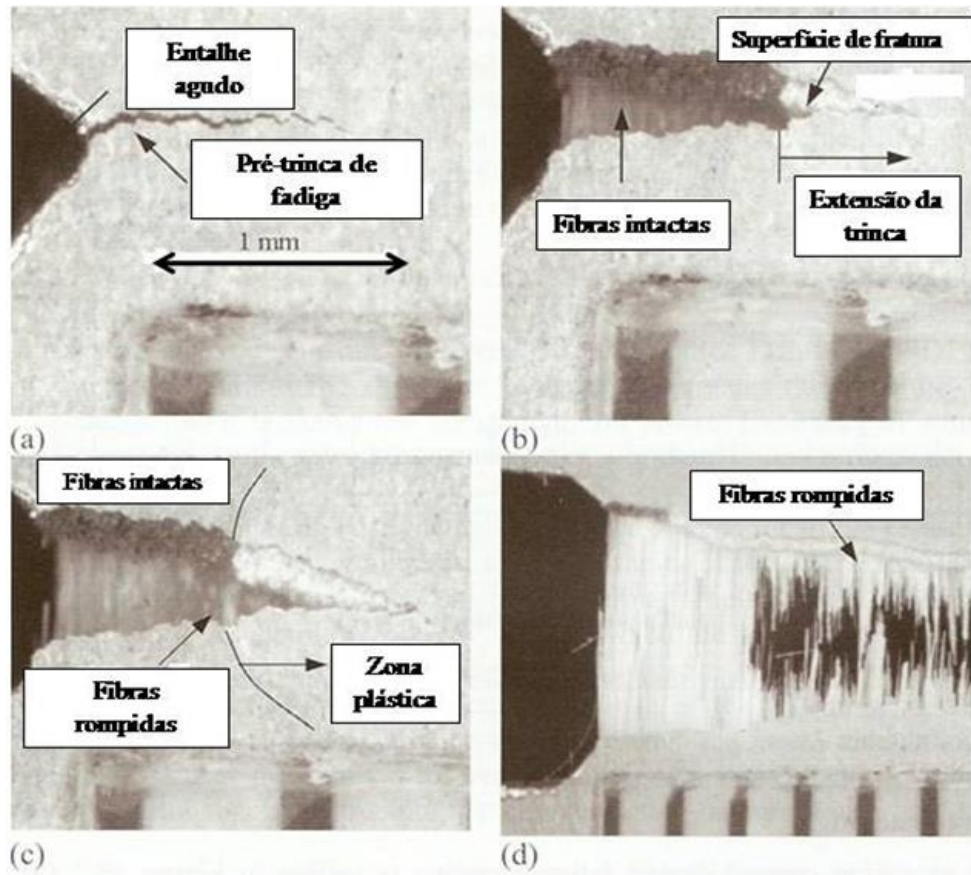


Figura 20 - Sequência do crescimento de trinca de um LFM GLARE em um corpo de prova do tipo M(T)

## 2.6 – Comportamento dos LFM sob efeito da variação de temperatura

### 2.6.1 - Efeito da variação de temperatura nos materiais compósitos

De acordo com a literatura, efeitos higrotérmicos são aqueles gerados em um material devido à variação da sua temperatura e à concentração de umidade do ambiente em que se encontra. Estes efeitos podem ser subdivididos em [65]:

- Efeitos químicos e físicos: a redução da temperatura de transição vítrea ( $T_g$ ) e a degradação. No caso da redução da  $T_g$ , ocorre um significativo decréscimo do

módulo de elasticidade do material ( $E$ ), causado por um aumento da mobilidade das cadeias poliméricas;

- Efeitos sobre as propriedades mecânicas: ocorre uma variação das propriedades elásticas ou viscoelásticas, que podem modificar a resistência de um dado material ou o seu comportamento em fratura, especialmente os dependentes da matriz em função das variações de umidade e temperatura;
- Efeitos higrotermoelásticos: são as alterações que o material estará sujeito a sofrer em suas propriedades, tais como coeficientes de expansão térmica ( $\alpha$ ) e expansão devido à absorção de umidade ( $\beta$ ).

As deformações, surgidas em decorrência da variação de temperatura, podem provocar o surgimento de tensões internas no material, sejam elas inter ou intralaminares, promovendo uma restrição à livre deformação do material. Este comportamento é típico em materiais compósitos. Além disso, tensões dessa natureza certamente farão surgir delaminações no caso de compósitos laminados.

É importante ressaltar que de uma forma geral nos materiais compósitos, as altas temperaturas afetam de forma mais contundente àquelas propriedades que tem uma maior dependência da matriz. As propriedades que são governadas pelas fibras de reforço mostram uma menor sensibilidade ao meio ambiente.

### **2.6.2 - Efeitos da variação de temperatura nos laminados GLARE**

O GLARE foi desenvolvido fundamentalmente para substituir as ligas de alumínio na indústria aeronáutica, em função de suas excelentes propriedades em fadiga. O efeito da temperatura nas propriedades térmicas e na distribuição de tensões internas deve ser avaliado. Uma estrutura aeronáutica, obviamente está sujeita as condições de ambientes mais adversas, dentre as quais certamente a temperatura pode vir a ter um grande efeito deletério.

A temperatura afeta diretamente o nível de tensões internas do GLARE. A variação das tensões internas ocorre em função dos diferentes coeficientes de expansão térmica dos seus materiais constituintes. Isto pode ser demonstrado quantitativamente pela Equação (31) no qual verificamos que o nível de tensões no GLARE devido a cura

diminuirá com o aumento da temperatura [26]:

$$\sigma_{Al_{cura}} = \left[ t_{Al_{total}} E_{Al} (\alpha_{Al} - \alpha_{Al}) + t_{f,0_{total}} E_{f,0} (\alpha_{f,0} - \alpha_{Al}) + t_{f,90_{total}} E_{f,90} (\alpha_{f,90} - \alpha_{Al}) \right] * \frac{E_{Al}(T_R - T_{cura})}{E_{lam}(t_{Al_{total}} + t_{f,0_{total}} + t_{f,90_{total}})} \quad (31)$$

RANS et al.[66] apresentaram uma proposta de modelo de previsão de crescimento de trincas que leva em consideração a variação de temperatura. Baseado em um modelo consolidado para temperaturas ambiente, os autores consideraram três parâmetros fundamentais na análise em questão: o comportamento da camada metálica, ou seja, do alumínio, a taxa de propagação de delaminação e as tensões térmicas residuais resultantes do processo de cura do LFM. Os autores concluíram que o modelo apresentado era confiável para a temperatura ambiente e temperaturas elevadas. Porém, no caso de baixas temperaturas, o modelo deveria ser extremamente conservativo. Vários são os motivos que podem influenciar na redução da taxa de propagação de trincas nos LFM: a rigidez das fibras e das ligas de alumínio, uma redistribuição do carregamento do LFM que implica em uma redução das tensões induzidas no alumínio. Outro ponto importante diz respeito a um aumento das tensões cisalhantes nas camadas de fibras que resultam em uma redução das tensões cisalhantes, diminuindo conseqüentemente a abertura na ponta da trinca. Excetuando-se o trabalho supracitado, não foram encontrados quaisquer outros dados, informações ou publicações a respeito do comportamento do GLARE em baixas temperaturas.

## Capítulo 3 – Materiais e Métodos

### 3.1 – Materiais

O material utilizado foi o GLARE 3 5/4 0.3, Laminado Fibra-Metal composto por cinco camadas de alumínio intercaladas por quatro de pré-impregnado de fibras de vidro orientadas biaxialmente, com o ângulo entre as orientações igual a 90°. A resina epóxi utilizada na fabricação do laminado é do tipo FM 94 produzido pela *Cytec Engineering Materials* [67] e fibras de vidro do tipo S2.

### 3.2 - Metodologia experimental

#### 3.2.1 - Testes de tração a baixa temperatura

Foram realizados testes de tração à temperatura de -50°C. Para tal, corpos de prova de dimensões reduzidas de acordo com a ASTM E8/8M [68], norma aplicada para materiais metálicos, foram utilizados. A Figura 21 mostra as dimensões do corpo de prova utilizado.

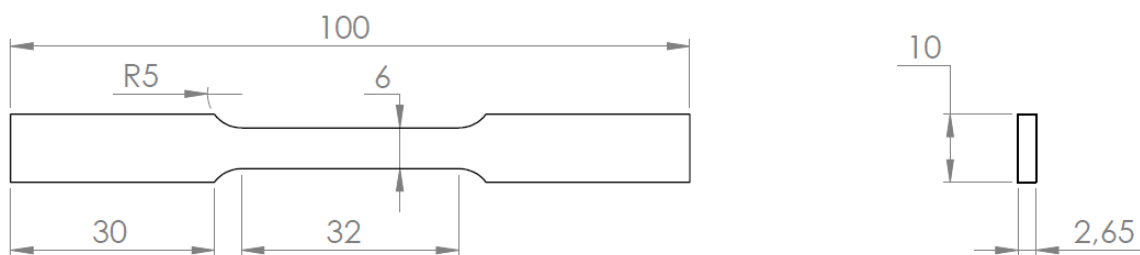


Figura 21 - Corpo de prova de tração com dimensões reduzidas. Dimensões em milímetros

Os testes de tração a baixa temperatura foram realizados em uma máquina Instron 5567 localizada no Laboratório de Polímeros (LabPol) do Programa de Engenharia

Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ, com uma célula de carga de  $\pm 30.0$  kN e extensômetro Instron 2630-106 com 25,0 mm de comprimento inicial. O ensaio foi realizado a uma velocidade constante de 0,5 mm/min. A temperatura de ensaio utilizada de  $-50^{\circ}\text{C}$ , foi obtida através da utilização de nitrogênio líquido em uma câmara de controle de temperatura. O controle da temperatura foi realizado por uma válvula termostática localizada na referida câmara, acoplada a máquina de ensaio. A Figura 22 mostra o corpo de prova de tração instrumentado ao final do teste.



Figura 22 - Corpo de prova de tração com extensômetro durante testes a  $-50^{\circ}\text{C}$

Cabe ressaltar que os testes de tração foram realizados a baixa temperatura com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas do GLARE 3 5/4, utilizadas nas equações para determinação das curvas de resistência.

### 3.2.2 – Testes de fratura

Para realização dos testes de fratura segundo o método das descargas parciais utilizou-se um corpo de prova do tipo C(T). Os corpos de prova possuíam modificações feitas na boca do entalhe que permitiram a utilização e aplicação do *clip-gauge* diretamente na linha de carga, excluindo dessa forma a obrigatoriedade em eliminar-se as

endentações, facilitando assim os cálculos para a obtenção da Integral  $J$ . Também foram implementadas as modificações no sentido de eliminar o problema da flambagem [4, 6, 7].

Os testes de fratura pelo método das descargas parciais foram realizados em uma máquina Instron 5567 com uma célula de carga de  $\pm 10.0$  kN. Acoplada a máquina Instron foi utilizada uma câmara de controle de temperatura, a mesma utilizada nos testes de tração, como mostrada na Figura 25. O carregamento monotônico durante os testes foi realizado sob controle de deslocamento, a uma velocidade de travessão constante de 0,5 mm/min. As sequências de carga e descarga durante o ensaio foram controladas pelo software da máquina de ensaio, o *BLUEHILL*, sob controle de carga a uma taxa de carregamento de 1,5 kN/min. O *BLUEHILL* permite a programação em blocos possibilitando a construção de diferentes sequências de controle. Adicionalmente, utilizou-se um sistema de aquisição de dados da *National Instruments*. A taxa de aquisição utilizada foi de 5,0 Hz. As Figuras 23 e 24 apresentam a máquina e os dispositivos utilizados durante os testes de fratura.

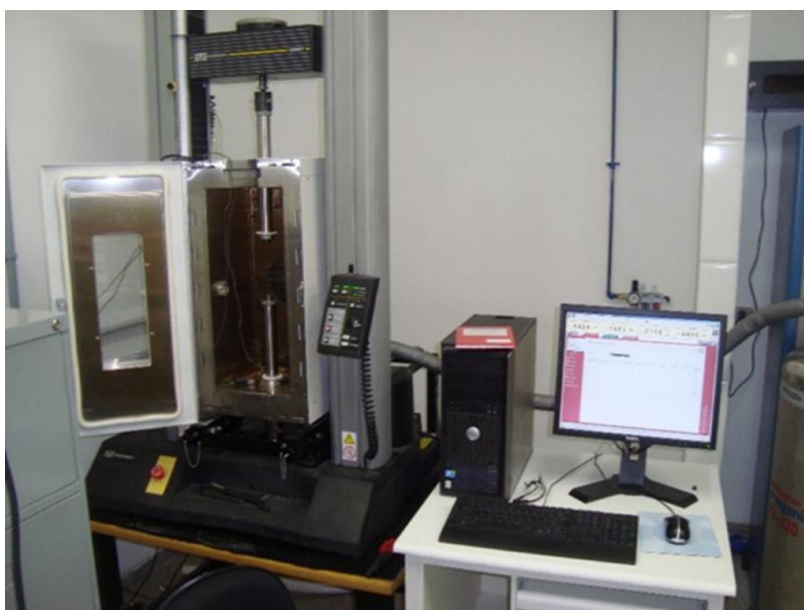


Figura 23 – Máquina universal Instron 5567 com câmara ambiental





Figura 24 – Detalhe dos dispositivos para testes de fratura a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$

### 3.2.2.1 - Corpos de prova

O corpo de prova compacto de tração C(T) padrão consiste de uma chapa retangular contendo um entalhe submetido a uma solicitação em tração. A Figura 25 mostra as dimensões dos corpos de prova C(T) utilizados neste trabalho.

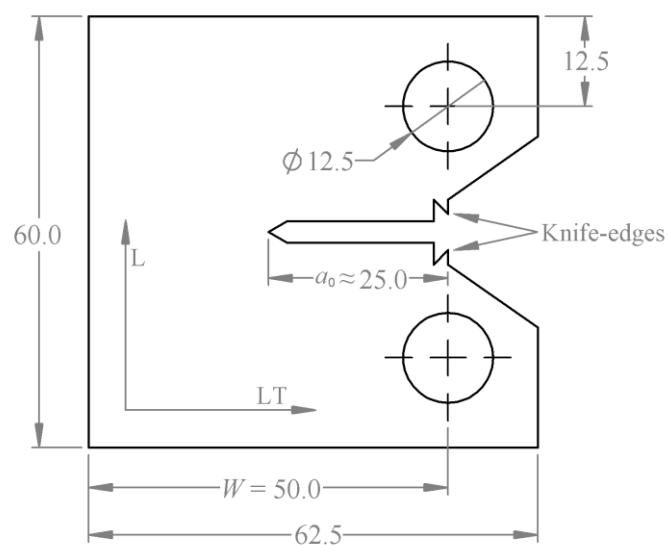


Figura 25 - Corpo de prova C(T) com  $W = 50$  mm. Dimensões em milímetros

### 3.2.2.2 - Dispositivos anti-flambagem

Uma representação esquemática do dispositivo anti-flambagem utilizados nos ensaios dos corpos de prova do tipo C(T) pode ser vista na Figura 26.

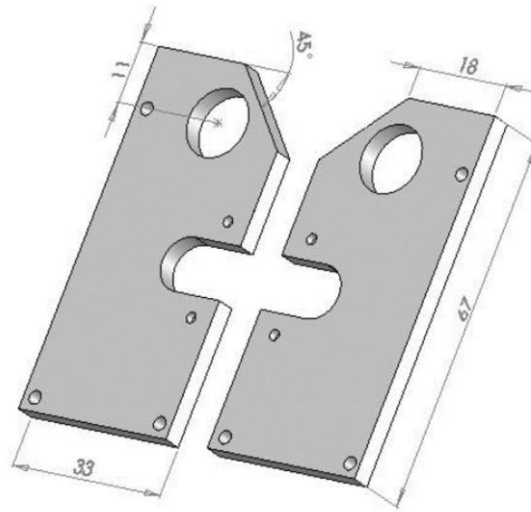


Figura 26 - Dispositivo anti-flambagem para corpos de prova C(T). Dimensões em milímetros

Para a medição da abertura da boca do entalhe foi utilizado um *clip-gauge* Instron modelo A384-3A. O *clip-gauge* foi posicionado na linha de carga, permitindo assim que os registros obtidos a partir do deslocamento da linha e carga ( $v$ ) coincidisse com os registros de *CMOD*. A Figura 27 mostra o *clip-gauge* posicionado na boca do entalhe.

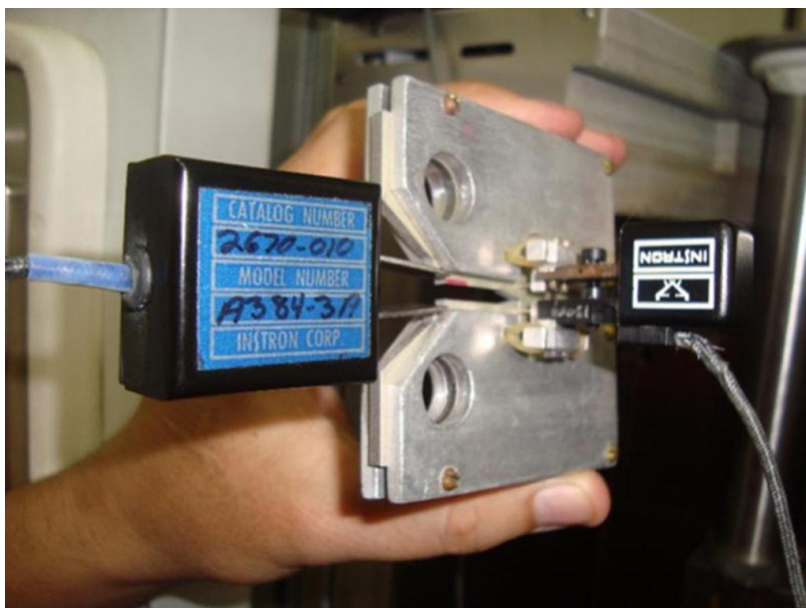


Figura 27 - *Clip-gauge* Instron modelo A384-3A, para a medição do deslocamento na linha de carga

Em relação ao *CTOD*  $\delta_s$ , utilizou-se um extensômetro Instron 2620-530 modificado [4, 7], com as facas originais substituídas por pontas fixas a uma distância de 5,0 mm entre si, como mostrado na figura (33). Para a acomodação desse extensômetro em ambas as geometrias testadas, foram feitos dois pequenos “punções” como marcas na superfície com um com diâmetro de 0,6 mm, localizados a 2,5 mm de distância à esquerda e à direita do entalhe. A Figura 28 mostra duas pequenas marcações suficientes para posicionamento do extensômetro utilizado.

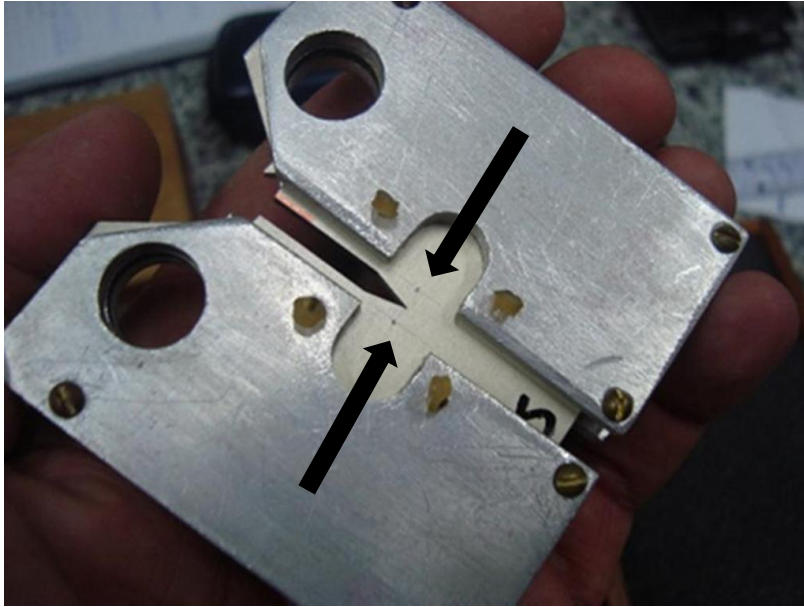


Figura 28 – Marcas na superfície lateral dos CPs para a medição do  $CTOD \delta$

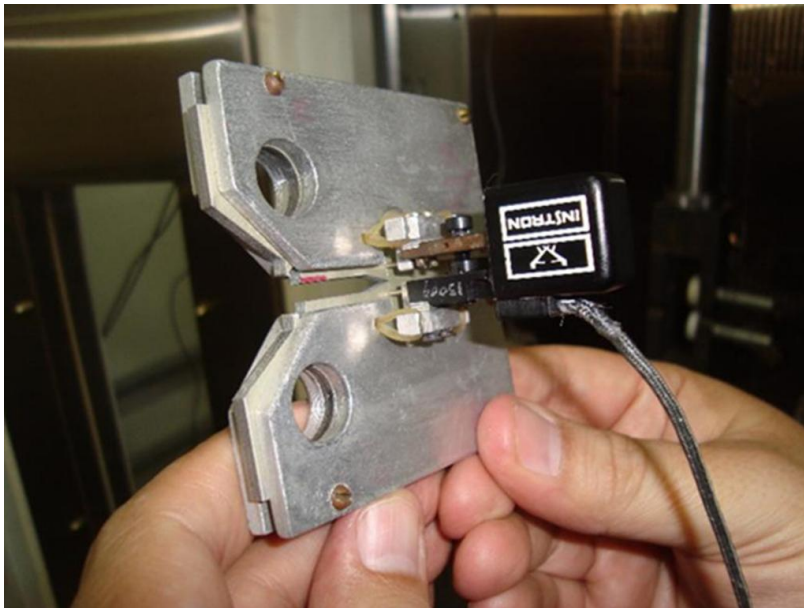


Figura 29 - Extensômetro para a medição do  $CTOD \delta$  montado no CP

### 3.2.2.3 - Determinação do comprimento da trinca

O crescimento de trinca foi medido pelo método das descargas parciais utilizando as equações para a geometria C(T) definidas pela norma ASTM E1820 [17].

#### 3.2.2.4 - Determinação das curvas de resistência

A partir das curvas carga versus deslocamento obtidas durante os ensaios, as descargas foram separadas individualmente da curva principal e os valores de inclinação necessários para obtenção da flexibilidade ( $C_i$ ) em cada etapa do ensaio foram determinados em cada descarga, através de aproximação linear. Após, os valores de comprimento de trinca em cada estágio foram determinados.

Com os valores de propagação de trinca ( $\Delta a$ ) obtidos, os valores da Integral  $J$  para os corpos de prova C(T) foram calculados e, após, as curvas de resistência.

No caso das curvas de resistência para os valores de  $CTOD$   $\delta_5$ , foram determinados os valores de  $\delta_5$  em cada sequência de carga/descarga e os valores de propagação da trinca obtidos pelo método descrito anteriormente.

## Capítulo 4 – Resultados e Discussão

### 4.1 - Testes de tração

Foram realizados testes de tração a baixa temperatura com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas do LFM estudado, cujos valores serão utilizados no cálculo da Integral  $J$  e a tenacidade a fratura do laminado GLARE 3 5/4 0.3. A Figura 30 mostra as curvas tensão versus deformação obtidas à temperatura de  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

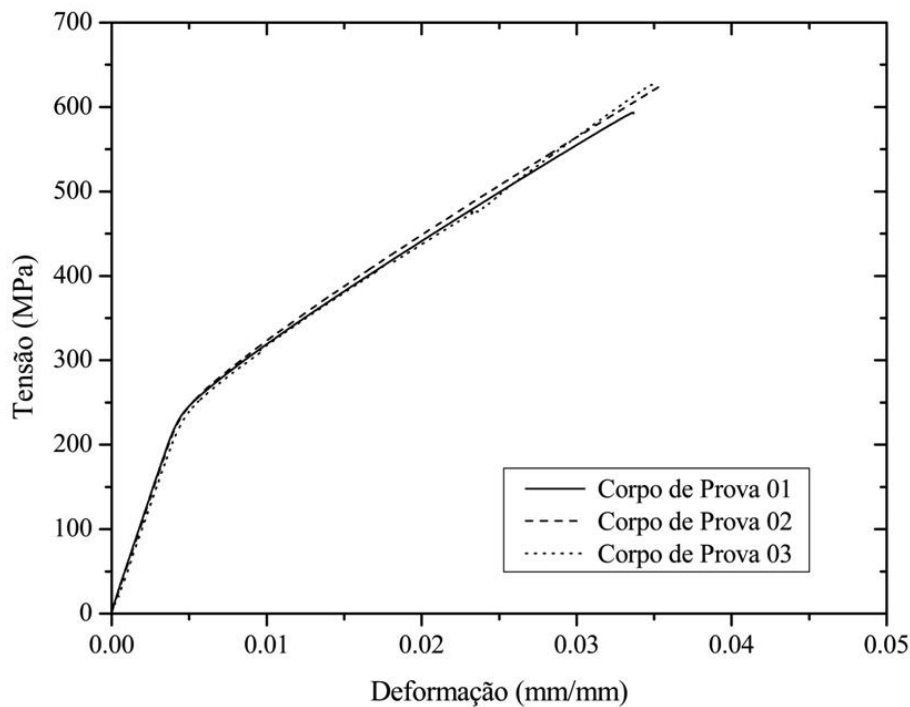


Figura 30 - Testes de tração a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$

As curvas tensão versus deformação obtidas apresentaram um comportamento bi linear típico dos LFM, em função da característica elasto-plástica das camadas de alumínio e linear elástica das camadas de epóxi reforçadas por fibras de vidro do tipo S. A fratura do laminado é determinada pela falha das fibras, que ocorreu aproximadamente para a uma deformação entre 0,033 e 0,035. Já o primeiro trecho da curva representa o comportamento do alumínio. A tensão de escoamento de um LFM é controlada pelo

alumínio. Assim, o módulo de elasticidade deve ser calculado na região linear do primeiro trecho da curva. O limite de escoamento foi calculado para uma deformação plástica de 0,02%, tal qual se calcula para materiais metálicos. O comportamento bi linear observado nas curvas está de acordo com trabalhos publicados para LFM [69]. A Tabela 4 mostra as propriedades mecânicas em tração do laminado GLARE 3 5/4 obtidas a -50 °C.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas em tração do laminado GLARE 3 5/4 a -50 °C

CP	$\sigma_{esc}$ [MPa]	$\sigma_{rup}$ [MPa]	E [GPa]
01	270,0	592,0	54,4
02	274,0	623,0	55,5
03	266,0	626,0	53,0
Média	270,0	613,6	54,3
Desvio padrão	4,0	18,8	1,2

Os resultados obtidos a -50°C mostraram que as propriedades mecânicas não variaram significativamente quando comparadas aos resultados obtidos à temperatura ambiente por ALMEIDA [7]. As propriedades mecânicas em tração à temperatura ambiente estão apresentadas na Tabela 5

Tabela 5 - Propriedades mecânicas de tração do laminado GLARE 3 5/4 à temperatura ambiente

LFM	$\sigma_{esc}$ [MPa]	$\sigma_{rup}$ [MPa]	E [GPa]
GLARE 3 5/4 0.3	270	586	51

O limite de escoamento a baixa temperatura não se alterou. Já o limite de resistência a baixa temperatura aumentou aproximadamente 4,5%. O módulo de elasticidade também aumentou de 4,5%.

## 4.2 – Testes de fratura

As Figuras 31, 33, 34 e 35 mostram os registros de carga versus deslocamento obtidas para os quatro corpos de prova C(T) ensaiados a baixa temperatura. A Figura 32 mostra um detalhe inicial do registro de carga e descarga para o corpo de prova 01 ensaiado a  $-50^{\circ}\text{C}$ . São apresentados os ciclos de carga e descarga característicos de ensaio de descargas parciais. As curvas obtidas experimentalmente não apresentaram descontinuidades nos ciclos de carga e descarga.

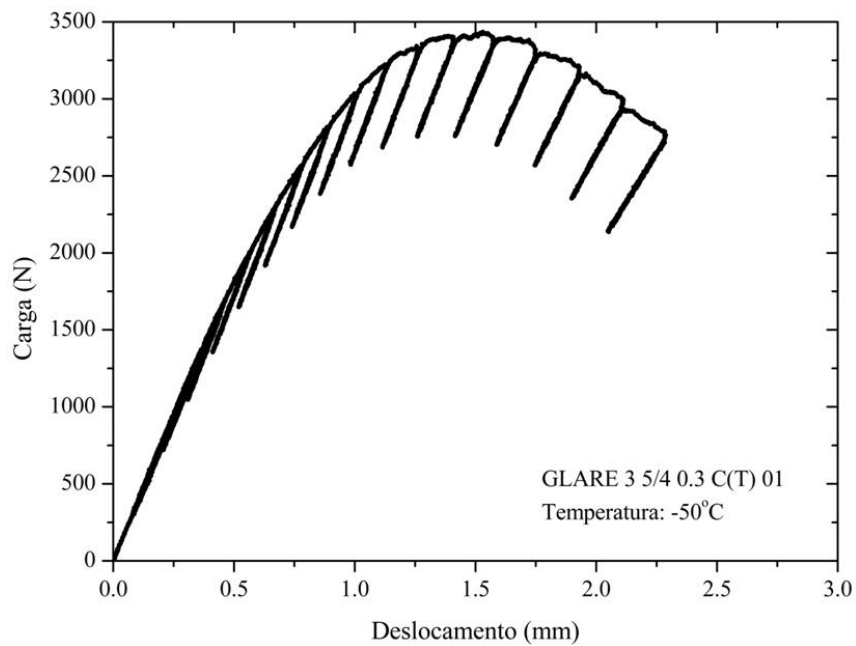


Figura 31 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 C(T) 0.3 a  $-50^{\circ}\text{C}$ .  
Corpo de Prova 01



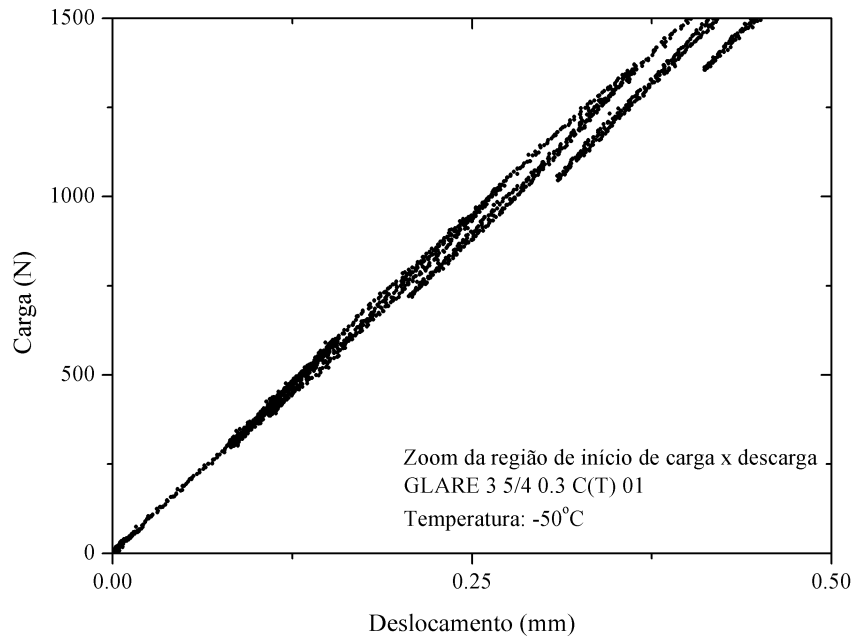


Figura 32 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 C(T) 0.3 a -50 °C.  
Corpo de Prova 01. Detalhe da região inicial do registro

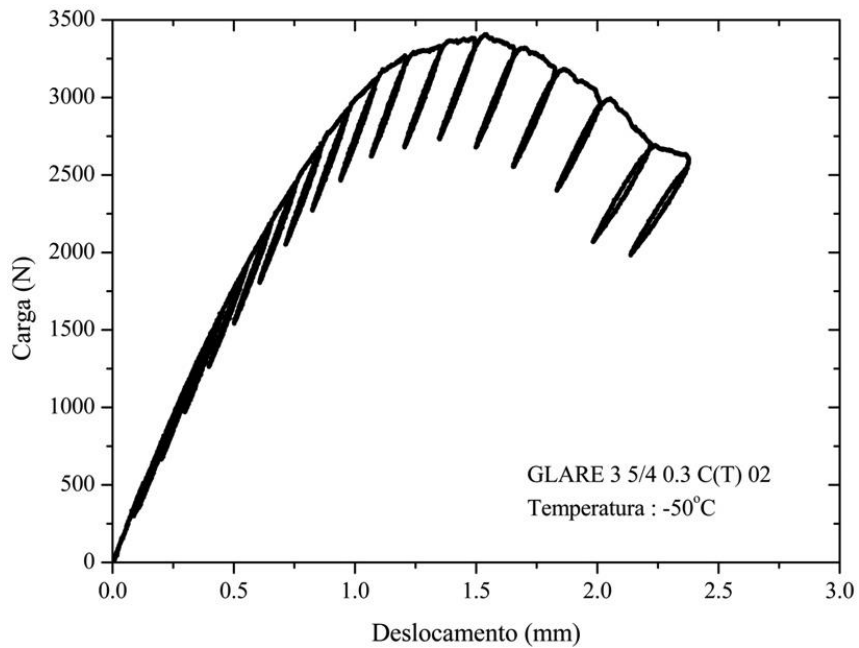


Figura 33 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C.  
Corpo de prova 02

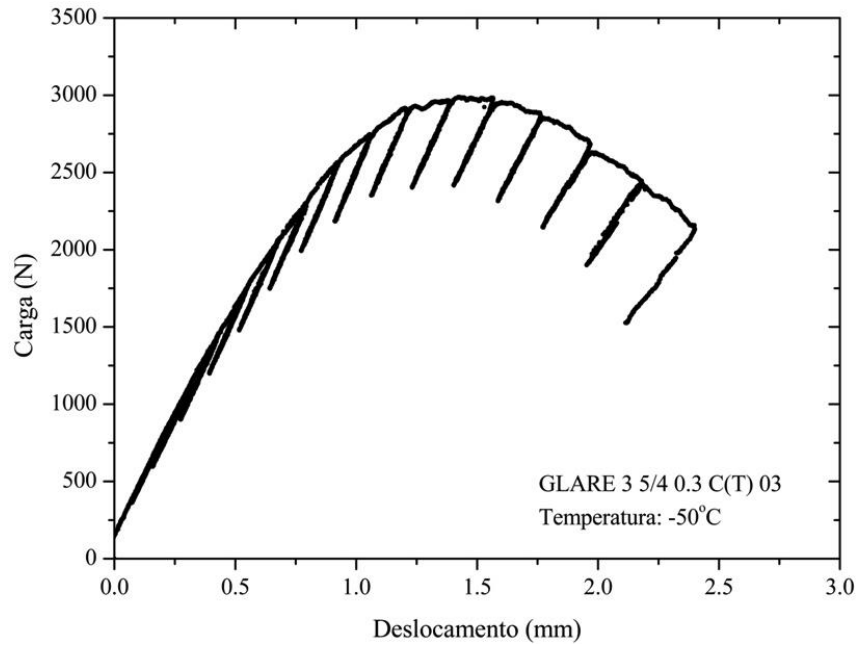


Figura 34 – Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C.

Corpo de prova 03

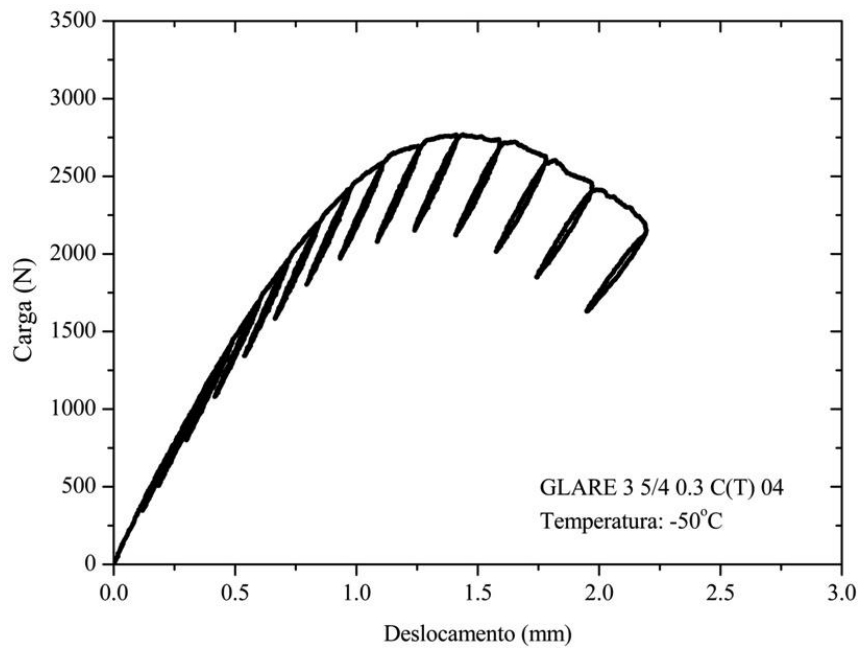


Figura 35 - Registro carga versus deslocamento para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C.

Corpo de prova 04

### 4.3 – Determinação do comprimento de trinca

As seguintes quantidades de descargas foram efetuadas para os corpos de prova ensaiados a  $-50^{\circ}\text{C}$ : CP 01 (17 descargas), CP 02 (17 descargas), CP 03 (14 descargas) e CP 04 (13 descargas). É importante ressaltar que nos quatro corpos de prova ensaiados foram realizadas três descargas iniciais (00a, 00b, 00c). A Tabela 6 mostra os comprimentos iniciais de trinca e os valores estimados pelo método da flexibilidade, conforme descrito na seção 3.2.2.3.

Tabela 6 - Comprimentos de trinca inicial e estimado pelo método das descargas parciais. Testes em baixa temperatura

CP	Inicial $a_0$ [mm]	Estimado $a_{0c}$ [mm]	Diferença	
			$a_0 - a_{0c}$	$(a_0 - a_{0c}) / a_0$
C(T) 01	24,96	24,64	0,32	0,012
C(T) 02	24,98	24,15	0,83	0,033
C(T) 03	25,04	25,70	-0,66	-0,026
C(T) 04	25,12	25,76	-0,64	-0,025

De acordo com os dados da Tabela 6, a diferença entre os valores de comprimento de trinca inicial e estimado pelo método da flexibilidade elástica variou entre 1,2% e 3,3% para os corpos de prova a baixa temperatura. Essas diferenças obtidas mostram uma razoável correspondência entre o comprimento da trinca inicial medido e o estimado pelo método das descargas parciais, indicando que o método descrito na norma para materiais metálicos, pode ser aplicado sem modificações para avaliar o crescimento de trinca nos laminados GLARE 3 5/4 0,3. Conforme apresentado por ALMEIDA [7], na avaliação do comprimento da trinca à temperatura ambiente, medido pelo método ótico e estimado pelo método da flexibilidade elástica, havia uma boa correlação entre as duas medidas, com diferença menor que  $0,2 b_0$ . Além disso, esses resultados mostram que os valores estimados de propagação da trinca, atendem aos requisitos da norma ASTM E1820 [17] para crescimento de trinca superior a  $0,2 b_0$ , que estabelece que a diferença entre os valores de  $\Delta a$  físico e estimado não pode exceder  $0,03 b_0$ .

#### 4.4 – Curvas carga versus $CTOD \delta_5$

As Figuras 36 a 40 mostram os registros de carga versus  $CTOD \delta_5$ , obtidos para os quatro corpos de prova C(T) ensaiados a baixa temperatura. São apresentados os ciclos de carga e descarga característicos de ensaio de descargas parciais. As curvas obtidas não apresentaram descontinuidades nos ciclos de carga e descarga.

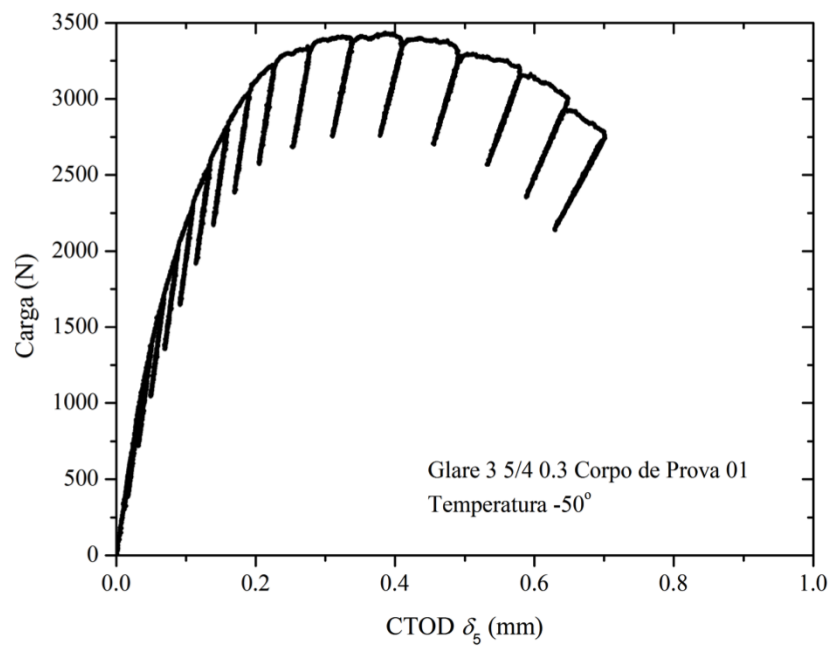


Figura 36 – Registro carga versus  $CTOD \delta_5$  para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 01

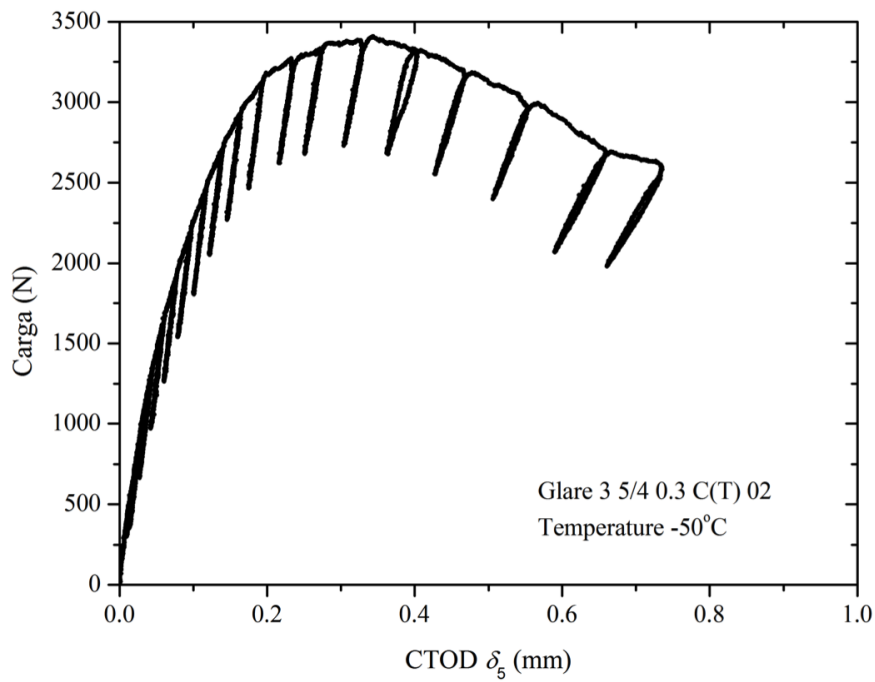


Figura 37 - Registro carga versus  $CTOD \delta_5$  para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 02

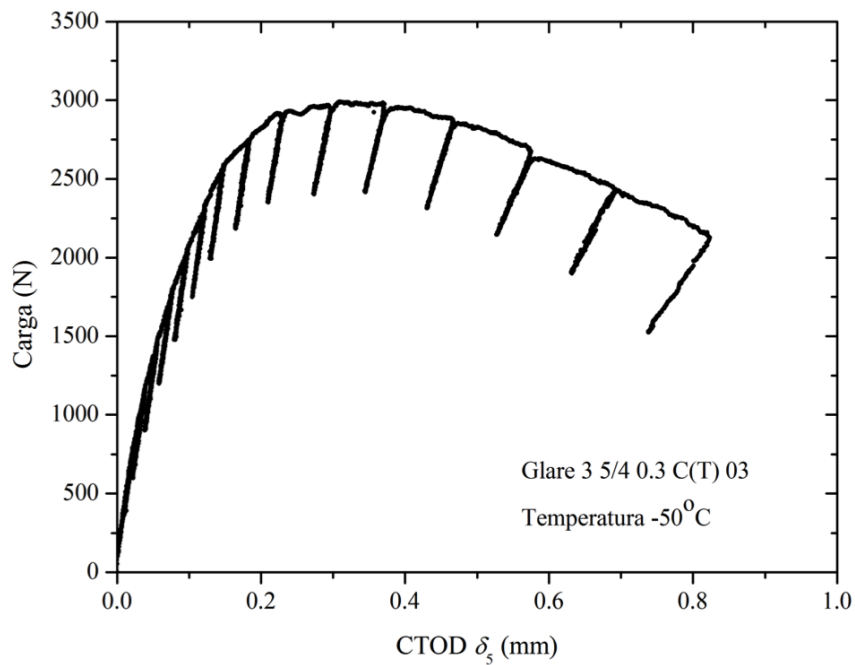


Figura 38 - Registro carga versus  $CTOD \delta_5$  para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 03

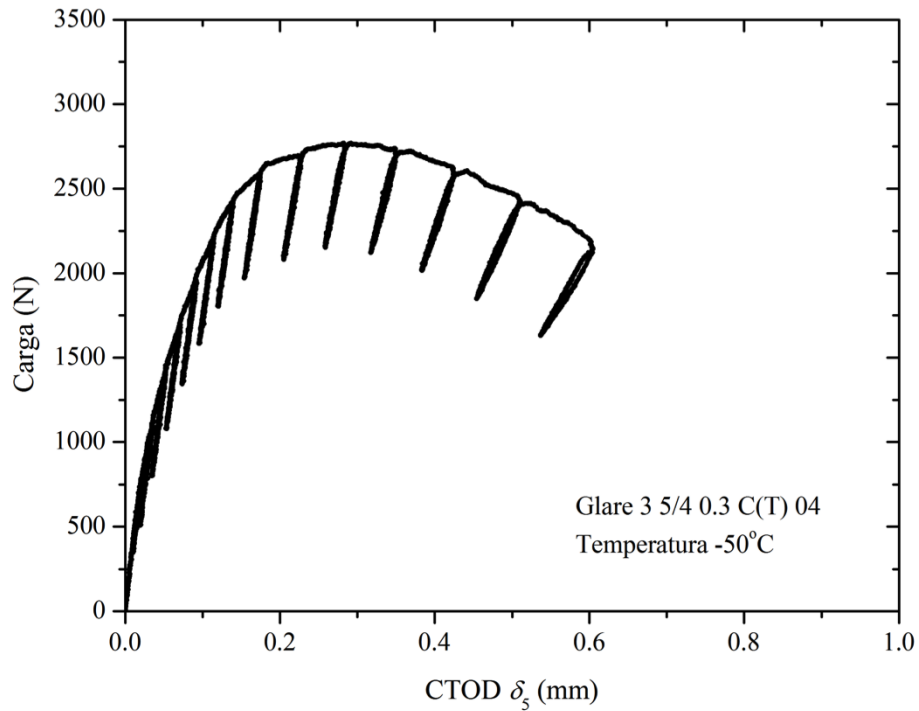


Figura 39 - Registro carga versus  $CTOD \delta_s$  para o GLARE 3 5/4 0.3 a -50 °C. Corpo de prova 04

#### 4.5 – Curvas de resistência $J$ versus $\Delta a$

A partir dos valores obtidos para carga e deslocamento nos testes de fratura pelo método das descargas parciais e aplicando a metodologia preconizada pela ASTM E1820, foram obtidas as curvas da Integral  $J$  versus  $\Delta a$ .

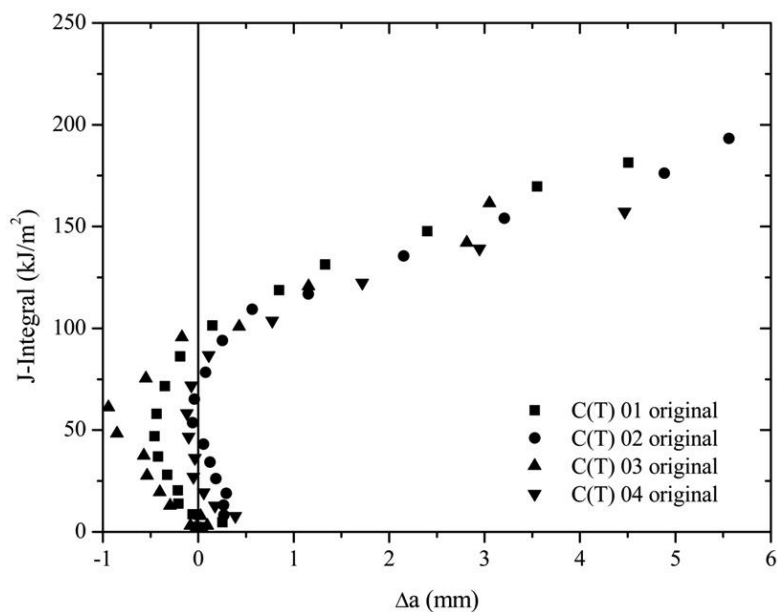


Figura 40 - Pares  $J$ - $\Delta a$  para os quatro corpos de prova testados a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$

Conforme pode ser observado na Figura 40 as curvas de resistência apresentam um crescimento de trinca inicial negativo, o que não tem sentido do ponto de vista físico. Em sua dissertação de mestrado, ALMEIDA [7] também obteve curvas  $J$ - $\Delta a$  com crescimento negativo de trinca para o laminado GLARE 4 3/2. Nesta tese, os resultados experimentais apresentaram  $\Delta a$  negativo entre aproximadamente a segunda e a décima-segunda descarga. O motivo mais provável para esse comportamento é o apoio inadequado do *clip-gauge* nas facas portaclip, além da formação de gelo nos pontos de contato durante os testes em baixa temperatura.

A Figura 41 [7] mostra a região de apoio do *clip-gauge* na boca do entalhe de um corpo de prova C(T). Nesse CP os pontos de apoios não estavam suficientemente afiados. Se o ponto de apoio do clip não estiver corretamente afiado ocorre uma mudança do ponto de apoio do *clip-gauge* durante o ensaio, suficiente para que a inclinação das descargas parciais seja alterada. Adicionalmente, durante o processo de resfriamento poderiam ter ocorrido contrações diferenciadas entre o *clip-gauge* e corpo de prova, sendo este último mecanismo muito mais difícil de se detectar.

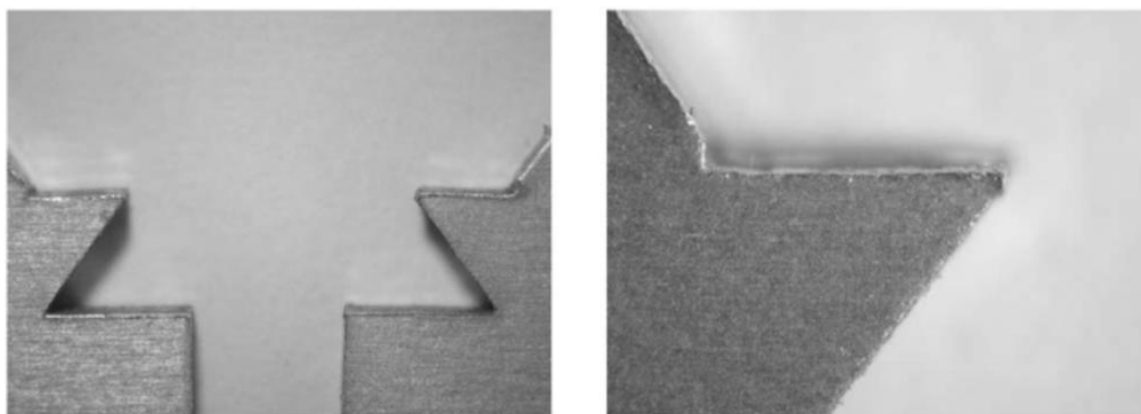
Nos ensaios realizados em baixa temperatura, certos aspectos deveriam ser melhor estudados: as tensões internas no material e o relaxamento de tensões das camadas poliméricas.

RANS et al [66] apresentaram um modelo de crescimento e propagação de trincas em altas e baixas temperaturas, considerando a influência da temperatura na propagação de trincas, na delaminação e nas tensões residuais do LFM estudado. Os resultados obtidos mostraram que para temperaturas elevadas o modelo era confiável, porém, no caso de baixas temperaturas os dados obtidos foram insuficientes para garantir a aplicabilidade do modelo. Alguns fatores adicionais poderiam contribuir para a baixa taxa de crescimento da trinca observada a  $-40^{\circ}\text{C}$ . A rigidez do material varia com a temperatura. Ocorre uma redistribuição do carregamento aplicado a baixa temperatura podendo resultar em uma redução das tensões nas camadas metálicas. Adicionalmente, um aumento da rigidez ao cisalhamento da camada de fibras a baixa temperatura poderá resultar em uma deformação cisalhante, reduzindo assim a abertura na ponta da trinca e também a taxa de propagação de trincas. De acordo com RANS et al, estas explicações não são suficientes para validar o modelo proposto para baixas temperaturas, sendo necessária a realização de mais estudos.

Por outro lado, crescimentos aparentemente negativos de trinca foram reportados por alguns autores que trabalharam com corpos de prova de aço de alta resistência, tais como PURTSCHER [70], BOWMAN [71], VOSS e MAYVILLE [72], WEISS e NYILAS [73] e ROSENTHAL [74]. Todos eles coincidem em que o crescimento negativo de trinca para baixos valores da Integral  $J$  estaria associado à alta sensibilidade do método da flexibilidade ao ajuste do dispositivo de teste e ao posicionamento do *clip-gauge*.

Na presente tese, o crescimento de trinca negativo foi corrigido conforme proposto por ROSENTHAL [74], que sugere um procedimento para corrigir o  $\Delta a$  negativo durante os testes. Essa correção está baseada em corrigir o  $\Delta a$  mediante alguma referência. No caso específico dos aços foi utilizada como referência a linha de embotamento. De acordo com ROSENTHAL [74], apesar deste ajuste parecer um tanto quanto arbitrário, a decisão de implementá-lo depende única e exclusivamente do pesquisador. UNDERWOOD [75] sugeriu um procedimento de correção de  $\Delta a$  similar.





( a )

( b )

Figura 41 - (a) Pontos de fixação do *clip* de CMOD. Em (b), detalhe do ponto de apoio do *clip*

Para a correção dos valores negativos de  $\Delta a$  nos registros experimentais do laminado GLARE 3 5/4 0.3 foi implementada uma técnica baseada na linha de embotamento ( $BL$ ). O primeiro passo foi traçar a  $BL$ , conforme a Equação (18) e a curva  $J-\Delta a$ . A seguir, corrigiu-se para a direita, ou seja, positivamente, todos os valores ao longo do eixo  $\Delta a$  utilizando como referência o ponto mais negativo em relação a  $BL$ . A Figura 42 mostra os pares de pontos  $J-\Delta a$  corrigidos para os testes de corpos de prova ensaiados a  $-50^{\circ}\text{C}$ . A Figura 43 mostra os pares de pontos  $J-\Delta a$  de testes em corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente [7].

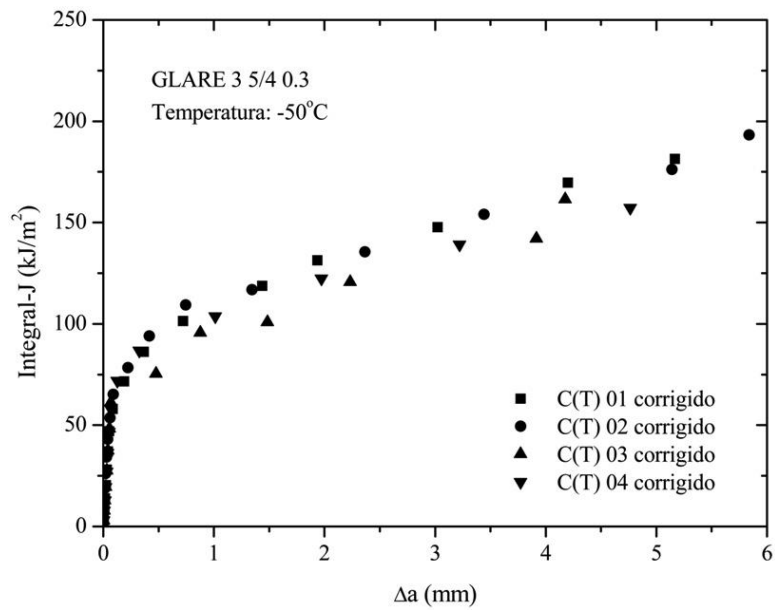


Figura 42 - Curvas de resistência  $J$ - $\Delta a$  corrigidas para os corpos de prova ensaiados a -50°C

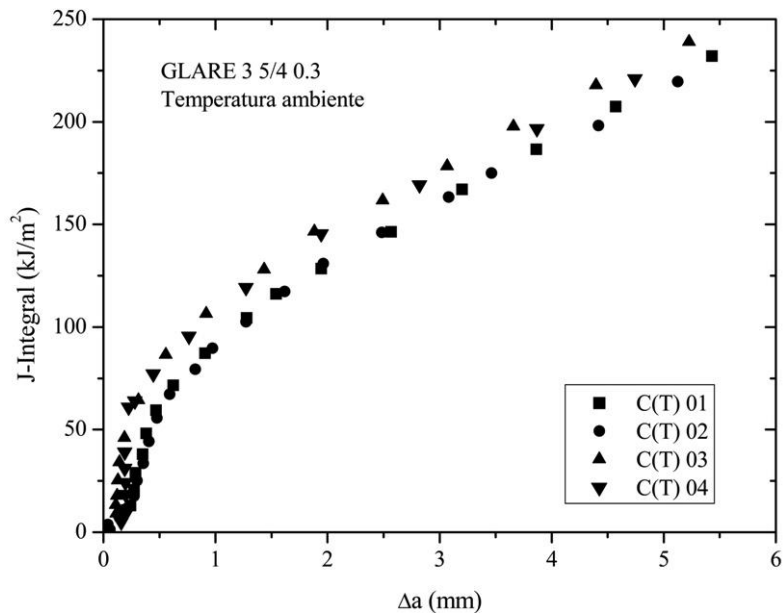


Figura 43 - Curvas de resistência  $J$ - $\Delta a$  para os corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente.

A norma ASTM E1820 [17] indica que os dados obtidos nos ensaios sejam validados segundo o método dos mínimos quadrados, dentro de uma área definida e

formada por linhas de inclusão e exclusão de dados. Para tal, calculou-se uma curva de regressão linear conforme a Equação (17).

Após a aplicação da Equação (17) para ajuste, determinou-se uma região de qualificação dos dados. Foi estipulado como linhas de exclusão 0,5 mm e 5,0 mm. Dessa forma, foi possível estimar valores de  $J_Q$  considerando a interseção com a linha de exclusão de 0,5 mm. As Figuras 44 e 45 mostram a região de qualificação dos dados.

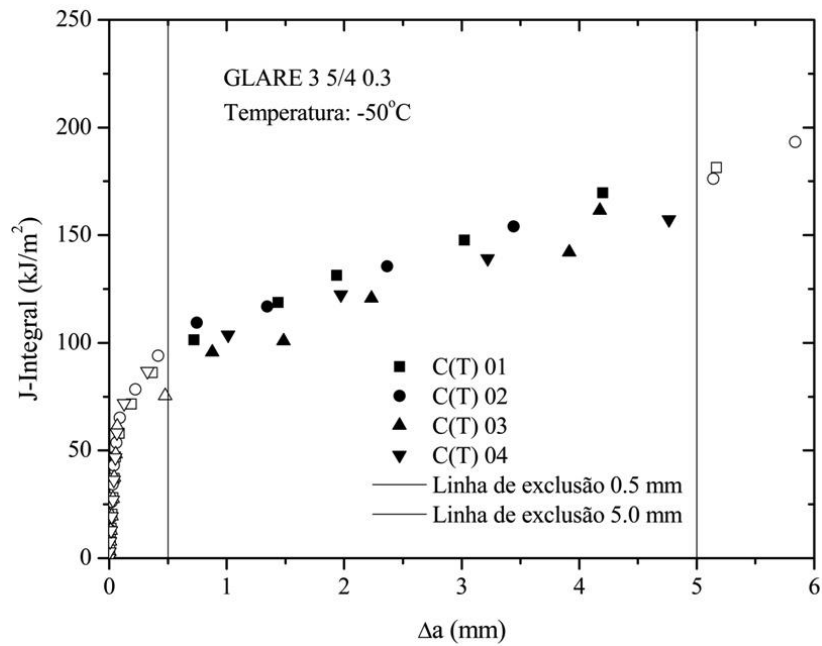


Figura 44 – Ajuste da curva de resistência de qualificação dos dados para baixa temperatura. Símbolos fechados indicam os dados qualificados

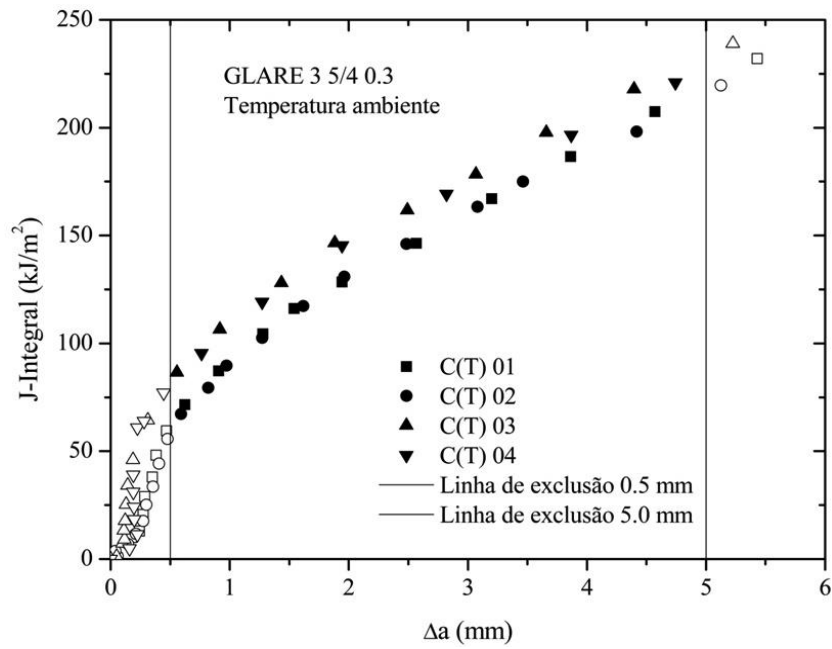


Figura 45 – Ajuste não linear da curva de resistência. Qualificação dos dados  $J-\Delta a$ .

Símbolos fechados indicam os dados qualificados

As Figuras 46 e 47 mostram respectivamente as curvas de resistência ajustadas, conforme a Equação (17), obtidas durante os ensaios realizados a  $-50^{\circ}\text{C}$  e a temperatura ambiente.

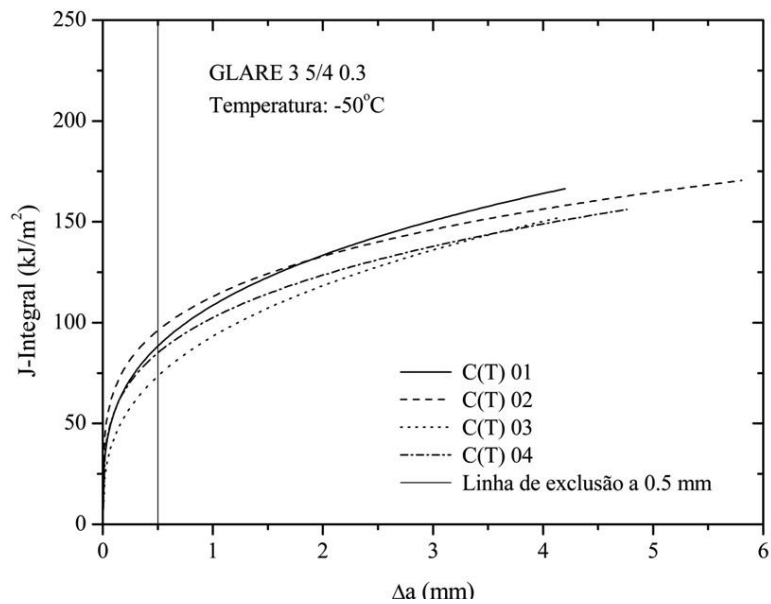


Figura 46 - Curvas de resistência Integral  $J$  versus  $\Delta a$  ajustadas dos corpos de prova testados a  $-50^{\circ}\text{C}$

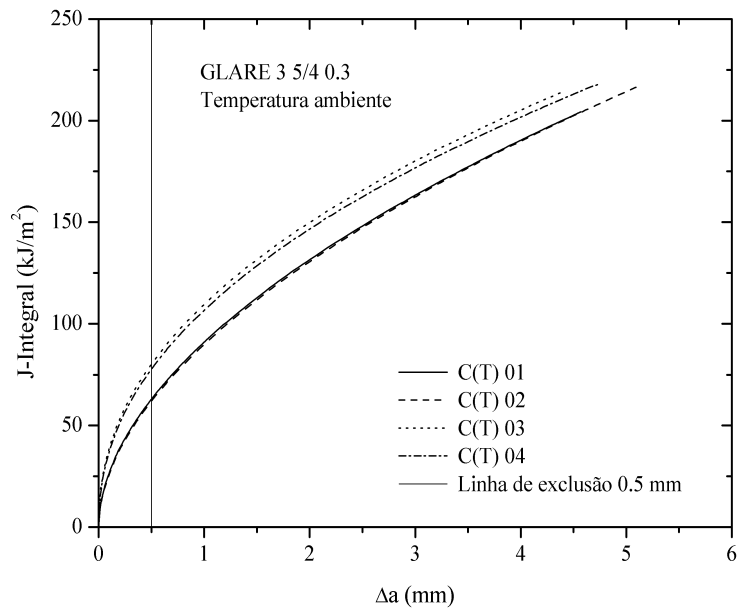


Figura 47 - Curvas de resistência Integral  $J$  versus  $\Delta a$  ajustadas dos corpos de prova testados a temperatura ambiente

Uma vez determinadas as novas curvas de resistência, ajustadas, pode-se definir um valor de iniciação para a Integral  $J$ , ou seja,  $J_Q$ . A metodologia proposta na norma ASTM E1820 prevê que os valores de iniciação,  $J_Q$  devem corresponder ao ponto de interseção entre curva de regressão, determinada segundo uma lei de potência e uma linha paralela à linha de embotamento deslocada de 0,2 mm da abscissa. Conforme apresentado anteriormente, em função das características observadas para os LFM, considerou-se a interseção da curva de regressão e a linha de exclusão de 0,5 mm. Dessa forma, foram obtidos os seguintes valores de  $J_Q$  para os corpos de prova ensaiados a  $-50^\circ\text{C}$  de acordo com a tabela 7.

A norma ASTM E1820 foi desenvolvida para aplicação e utilização em materiais metálicos. Em função das diferenças existentes entre o comportamento mecânico dos materiais metálicos e dos LFM, a norma não pode ser aplicada integralmente aos LFM, devendo algumas modificações serem efetuadas e outras propostas. Realizou-se na presente tese uma estimativa dos valores de tenacidade à fratura dos LFM a baixas temperaturas.

Tabela 7 – Valores de  $J_Q$  determinados para os corpos de prova ensaiados a  $-50^\circ\text{C}$  e a temperatura ambiente

CP	$J_Q$ [kJ/m <sup>2</sup> ] -50°C	$J_Q$ [kJ/m <sup>2</sup> ] Temperatura ambiente
01	80,8	62,9
02	95,1	61,8
03	102,1	80,1
04	84,2	77,6
Média	90,5	70,6
Desvio padrão	9,8	9,6

#### 4.6 – Curvas de resistência $CTOD$ $\delta_s$ - $\Delta a$

A Figura 48 mostra as curvas de resistência obtidas através da medição do  $CTOD$   $\delta_s$ .

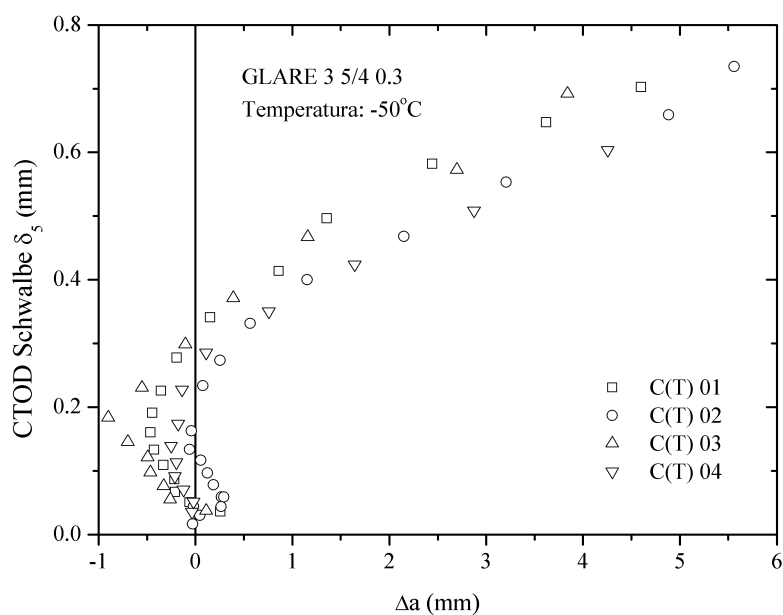


Figura 48 - Curvas  $\delta_s$  versus  $\Delta a$  dos corpos de prova ensaiados a  $-50^\circ\text{C}$

Tal qual observado na Figura 40, as curvas  $CTOD \delta_5$  versus  $\Delta a$  também apresentaram idêntico comportamento, conforme pode ser observado na Figura 47. Naturalmente, os valores de comprimento de trinca estimados para as duas metodologias (Integral  $J$  e  $CTOD \delta_5$ ) tem origem idêntica, isto é, as equações (10) e (11) do método das descargas parciais. Assim sendo, o mesmo procedimento utilizado para a correção das curvas de resistências foram aplicados para a curva  $CTOD \delta_5$  versus  $\Delta a$ . A Figura 49 apresenta as curvas  $CTOD \delta_5$  versus  $\Delta a$  corrigidas.

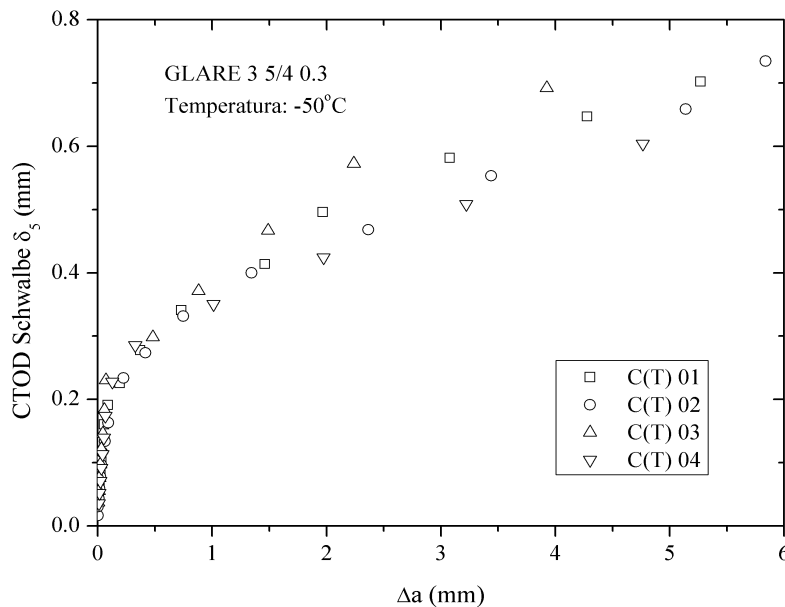


Figura 49 - Curvas  $\delta_5$  versus  $\Delta a$  corrigidas dos corpos de prova ensaiados a -50°C

Analogamente ao procedimento realizado para determinação dos valores de  $J_Q$ , as curvas foram ajustadas a partir dos pontos entre as linhas de exclusão 0,5 e 5,0 mm e o valor de  $CTOD \delta_5$  de iniciação calculado a partir da interseção da curva ajustada com uma linha vertical em 0,5 mm do crescimento total. As Figura 50 e 52 mostram as curvas ajustadas para o  $CTOD \delta_5$  versus  $\Delta a$ .

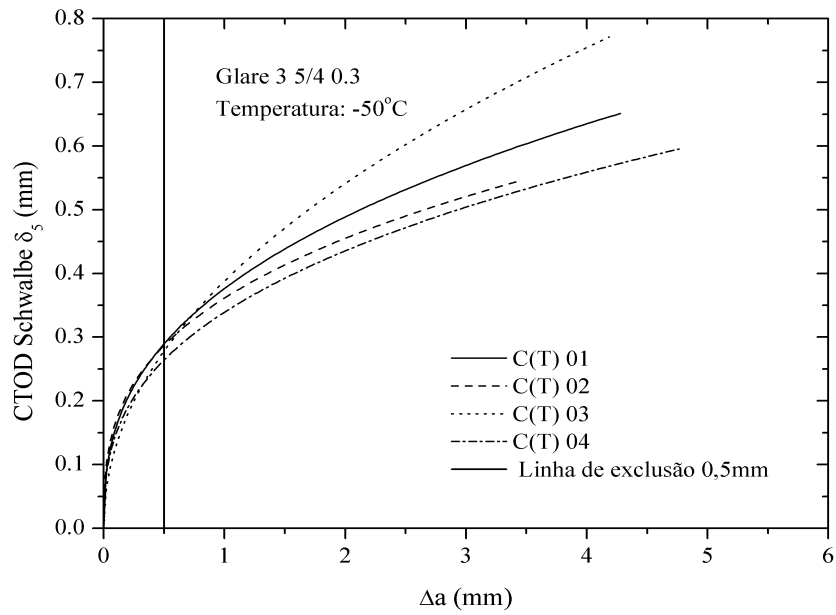


Figura 50 - Curvas  $\delta_5$  versus  $\Delta a$  ajustadas dos corpos de prova ensaiados a -50°C

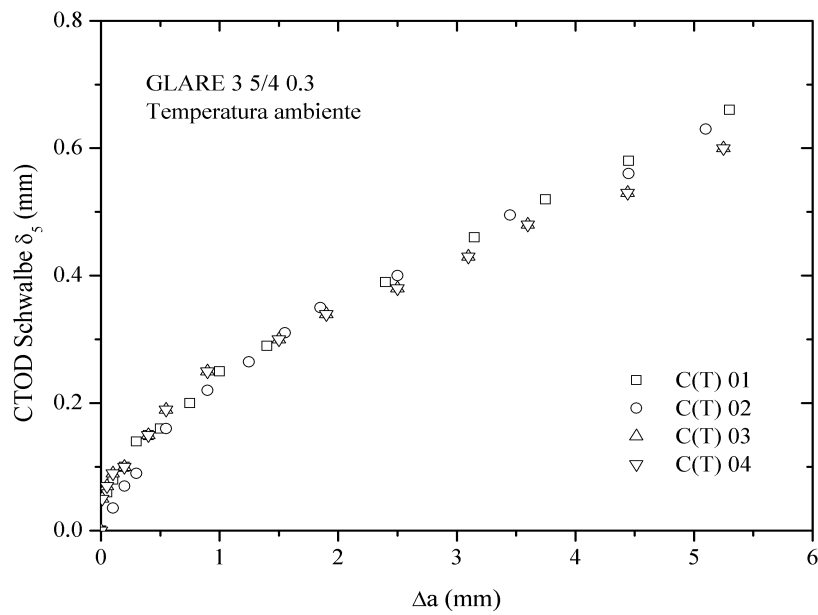


Figura 51 - Curvas  $\delta_5$  versus  $\Delta a$  dos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente



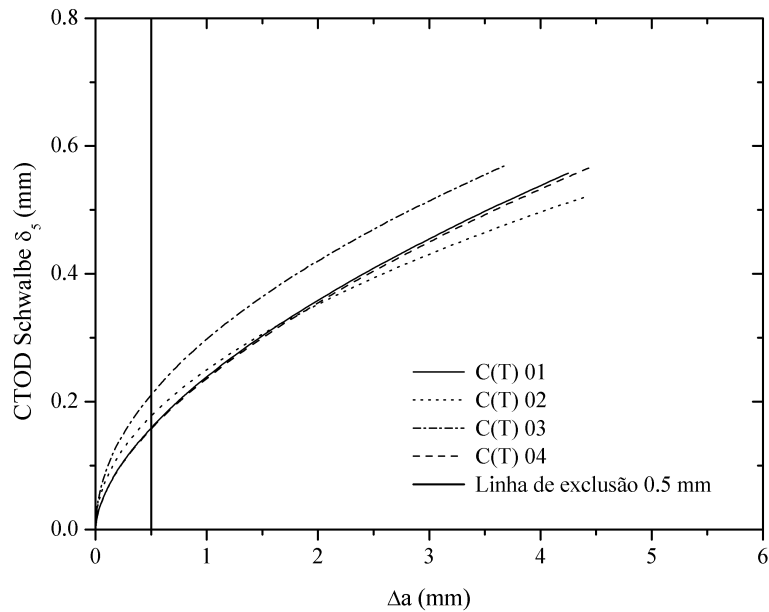


Figura 52 - Curvas  $\delta_s$  versus  $\Delta a$  ajustada dos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente

Tal qual determinamos para os valores da Integral  $J$  um valor crítico, ou seja,  $J_Q$ , determinamos um valor crítico para o  $CTOD$   $\delta_s$ , ou seja,  $\delta_{sQ}$ . Os valores de iniciação determinados correspondem ao ponto de interseção entre curva de regressão, determinada segundo uma lei de potência e uma linha de exclusão de 0,5 mm. A Tabela 8 apresenta os valores de  $\delta_{sQ}$  obtidos para os corpos de prova ensaiados à temperatura ambiente e a -50°C.

Tabela 8 - Valores de  $\delta_{sC}$  determinados para os corpos de prova ensaiados a -50°C e a temperatura ambiente

CP	$\delta_{sQ}$ [mm] -50°C	$\delta_{sQ}$ [mm] T ambiente
01	0,29	0,15
02	0,28	0,15
03	0,29	0,17
04	0,26	0,20

Média	0,28	0,17
Desvio padrão	0,01	0,02

#### 4.7 – Comentários sobre as curvas de resistência obtidas pelo método de *CTOD* $\delta_s$

A partir dos resultados obtidos para os corpos-de-prova de GLARE 3 5/4 0.3 tanto a baixa temperatura quanto a temperatura ambiente, decidiu-se por realizar uma análise quanto a aplicabilidade da Equação (8). Foram assim comparados os valores da Integral  $J$  com os de  $\delta_s$  normalizados através do limite de escoamento efetivo ( $\sigma_Y$ ) do material ensaiado experimentalmente e pela utilização de um fator  $m$  que é definido como sendo aproximadamente igual a 1 para um estado plano de tensões.

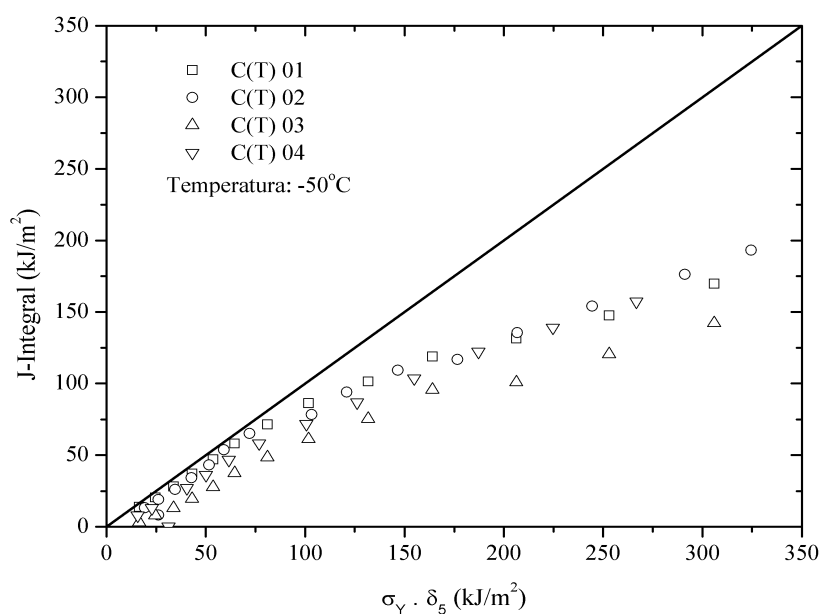


Figura 53 – Curva  $J$  versus  $\sigma_Y \cdot \delta_s$  de CPs ensaiados a baixa temperatura

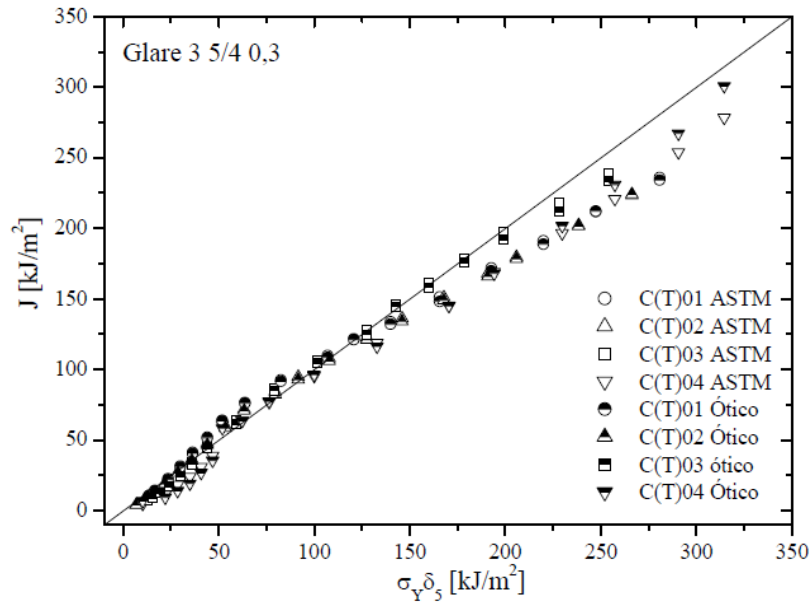


Figura 54 - Curva  $J$  versus  $\sigma_Y \delta_5$  de CPs ensaiados a temperatura ambiente [7].

Comprimentos de trinca medidos oticamente e por descargas parciais

As curvas apresentadas nas Figuras 53 e 54 mostram a distribuição dos pontos testados a baixa temperatura e a temperatura ambiente. Em ambas as condições de temperatura, observou-se que os pontos obtidos distribuem-se somente no início da reta identidade, tendendo de uma forma geral a respeitar a Equação (8). Porém, no caso dos LFM testados a baixa temperatura, percebe-se uma tendência a linearidade somente no primeiro terço da reta, ou seja, na região inicial de crescimento estável da trinca. Este comportamento tendendo a linearidade foi também observado em trabalhos anteriores, especificamente no caso dos LFM unidirecionais [7, 60]. Conforme apresentado por Almeida em sua dissertação de mestrado, verificou-se para o GLARE 3 5/4 ensaiados a temperatura ambiente uma pequena divergência de pontos no início das curvas, observando-se a incidência de maiores valores da Integral  $J$  no início e maiores valores de  $\delta_5$  no final. Para os LFM ensaiados a temperatura ambiente, os valores de tenacidade estão localizados na reta identidade, conforme acima exposto, indicando uma razoável correspondência com a Equação (8) proposta.

#### 4.8 – Análise da integridade estrutural de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 trincado

Com o objetivo de comparar o comportamento de um painel trincado de GLARE 3 5/4 0.3 em temperatura ambiente e em baixa temperatura foi feita uma análise teórica. Essa análise, baseada na comparação do  $J_{\text{aplicado}}$  (soluções do EPRI) versus as curvas de resistência experimentalmente avaliadas, teve como intuito determinar as cargas necessárias para o início do crescimento estável da trinca assim como o ponto de instabilidade do sistema de painéis do tipo chapa larga com trinca vazante centralizada. A Tabela 9 apresenta as dimensões do painel M(T) utilizado e dos coeficientes adimensionais  $\alpha$  e  $n$  calculados conforme a Equação (5).

Tabela 9 – Dimensões da placa M(T) utilizada para cálculo da Integral  $J$  pela metodologia *EPRI* e constantes adimensionais

W (m)	2a (mm)	b (mm)	L (m)	$\alpha$	n
0,5	125	437,5	1,5	0,1	5

A partir do cálculo das Equações (19) a (22), a curva Integral  $J$  versus comprimento de trinca para um placa com geometria M(T) com uma trinca central de um GLARE 3 5/4 0.3 foi construída. A Figura 55 mostra a curva da Integral  $J$  aplicada versus comprimento de trinca.

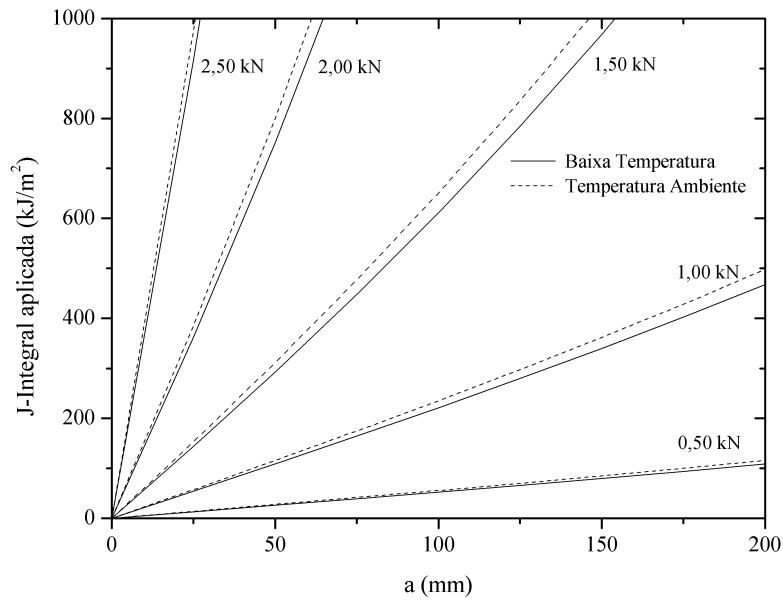


Figura 55 –  $J_{aplicado}$  versus comprimento de trinca para um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca vazante centralizada de 125 mm de comprimento inicial.

Uma vez obtidas as curvas da Integral  $J$  aplicada em função de  $a$ , podemos sobrepor as curvas de resistência obtidas em baixa temperatura e a temperatura ambiente para a mesma geometria  $M(T)$ . Para tal, as curvas de resistência foram recriadas a partir das constantes  $C_1$  e  $C_2$  (Equação (17)). Dessa forma foi calculado uma nova curva de resistência para o GLARE 3 5/4 0.3 nas condições de baixa temperatura e temperatura ambiente, para o painel com geometria  $M(T)$ . As Figuras 56 e 57 apresentam as curvas obtidas.

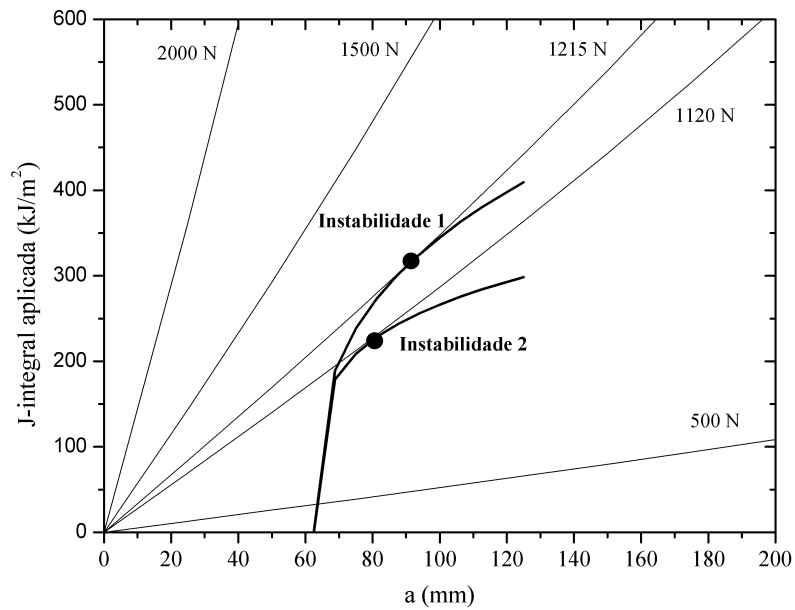


Figura 56 – Ponto de instabilidade de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca inicial de 125 mm em baixa temperatura

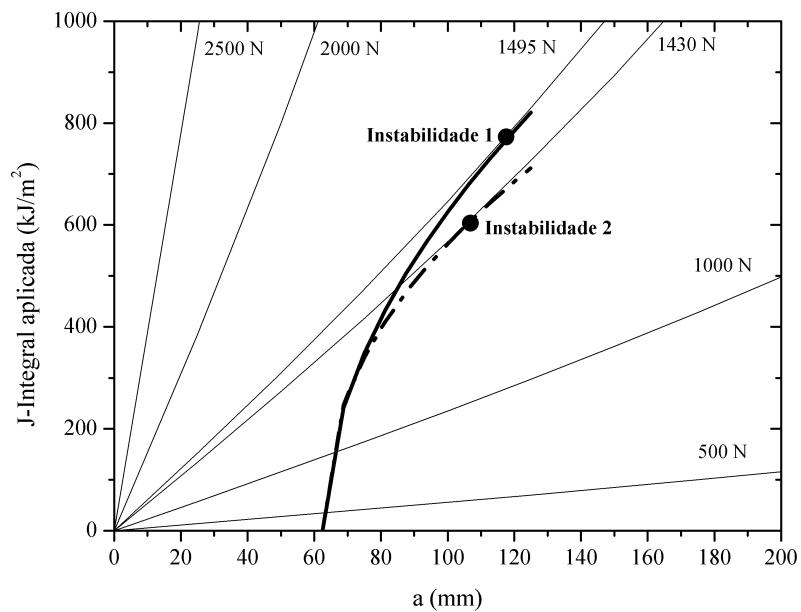


Figura 57 – Ponto de instabilidade de um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca inicial de 125 mm em temperatura ambiente

As Tabelas 10 e 11 mostram os valores de comprimento de trinca determinados nas curvas das Figuras 56 e 57.

Tabela 10 – Comprimento de trinca no ponto de instabilidade em baixa temperatura

CP	$a_0$ (mm)	$a_{\text{crítico}}$ (mm)	$\Delta a$ (mm) $\Delta a = a_0 - a_{\text{crítico}}$	Carga na instabilidade (kN)
01	62,5	91,0	28,5	1,21
02		85,0	22,5	1,13
03		86,0	23,5	1,13
04		82,0	19,5	1,12
		Média	23,5	1,14

Tabela 11 – Comprimento de trinca no ponto de instabilidade em temperatura ambiente

CP	$a_0$ (mm)	$a_{\text{crítico}}$ (mm)	$\Delta a$ (mm) $\Delta a = a_0 - a_{\text{crítico}}$	Carga na instabilidade (kN)
01	62,5	119,0	56,5	1,49
02		118,0	55,5	1,48
03		107,0	44,5	1,42
04		106,0	43,5	1,42
		Média	50,0	1,45

Observa-se nas Tabelas 10 e 11 que, para um painel de GLARE 3 5/4 0.3 com trinca centralizada vazante inicial de 125 mm de comprimento, tanto os valores de carregamento que provocam o crescimento instável da trinca quanto o crescimento estável da trinca desde o seu tamanho inicial até o tamanho crítico são maiores à temperatura ambiente que em baixa temperatura. Embora os valores necessários de carregamento necessário para provocar o início de crescimento estável da trinca sejam similares (ou até inclusive levemente superiores em baixa temperatura, pois dependem da tenacidade à fratura do material, Tabela X), um painel trincado de GLARE 3 5/4 0.3 apresentará menores crescimentos estáveis de trinca e carregamentos críticos mais baixos

em baixa temperatura que à temperatura ambiente. Assim sendo, o comportamento do material em baixa temperatura deve ser considerado como mais crítico que em temperatura ambiente.



## Capítulo 5 – Conclusões

Os resultados e discussões apresentadas no trabalho permitem chegar as seguintes conclusões:

- Os resultados experimentais não mostraram diferença significativa entre as propriedades mecânicas em tração do GLARE 3 5/4 0.3 a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  e à temperatura ambiente.
- Os registros tensão versus deformação obtidos a  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  apresentaram um comportamento bilinear, típico dos LFM. Observou-se ainda que a tensão de escoamento do GLARE 3 5/4 0.3 a baixa temperatura está associada à tensão de escoamento das camadas de alumínio;
- Os registros carga versus deslocamento dos testes de fratura do GLARE 3 5/4 0.3 a baixa temperatura indicaram um comportamento elastoplástico, sem apresentar instabilidades. A forma dos registros é similar aos obtidos à temperatura ambiente a partir de corpos de prova da mesma geometria e dimensões;
- A pequena diferença observada entre os valores reais e os estimados para o comprimento de trinca inicial (diferença mínima de 1,2% e máxima de 3,3%) indicam a aplicabilidade do método das descargas parciais testes de fratura de laminados GLARE 3 5/4 0.3 em baixa temperatura;
- Os valores de tenacidade a fratura obtidos para o GLARE 3 5/4 0.3 através da Integral  $J$  e do CTOD  $\delta_5$  indicam que esse laminado apresenta uma tenacidade à fratura levemente superior a baixa temperatura que à temperatura ambiente, embora não exista diferença estatisticamente significativa nos resultados experimentais.
- A comparação realizada para os valores da Integral  $J$  com os de  $\delta_5$  normalizados através do limite de escoamento efetivo do material (Equação (8)), permite

concluir que a relação entre  $J$  e  $\delta_s$  é melhor mantida em temperatura ambiente que em baixa temperatura.

- A simulação da integridade de um painel trincado de GLARE 3 5/4 0.3 indica que o início do crescimento estável da trinca ocorrerá sob esforços similares em temperatura ambiente ou em baixa temperatura, porém a  $-50\text{ }^\circ\text{C}$  a instabilidade do painel será atingida sob esforços mais baixos que os necessários para instabilizar a trinca à temperatura ambiente, sendo o crescimento estável da trinca também menor. Nesse sentido, do ponto de vista da integridade estrutural de um painel trincado a utilização do laminado GLARE 3 5/4 0.3 em baixas temperaturas é mais crítica que em temperatura ambiente.

## **Sugestões para trabalhos futuros**

Como sugestões para trabalhos futuros podemos destacar:

- Estudo do comportamento em fratura dos LFM em baixa temperatura utilizando diferentes geometrias de corpos de prova, em especial corpos de prova M(T), para comparação com resultados de CPs C(T);
- Estudo do efeito da delaminação no comportamento em fratura dos LFM à temperatura ambiente e em baixa temperatura.
- Estudo dos mecanismos de relaxação de tensões nas camadas poliméricas dos LFM e sua relação com a tenacidade a fratura nas temperaturas de interesse.

## Referências Bibliográficas

- [1] GUNNIK, J W e VLOT, A. **Fibre Metal Laminates an Introduction**. s.l. : Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [2] ASUNDI, A e CHOI, A.Y.N. “Fibre Metal Laminates: an advanced material for future aircraft”, **Journal of Materials Processing Technology**, Vols. 63, pp. 384-394, 1997.
- [3] SCHIMIDT, H. J., SCHIMIDT-BRANDECKER, B. O. e FLEISHER, T. N. “Current status of research and development activities for the fuselage of a large airbus aircraft”. In: **Proceedings of the 20<sup>th</sup> ICAF Symposium**, pp. 537-552, 1999.
- [4] CASTRODEZA, E. M., 2002, *Desenvolvimento e avaliação de técnicas experimentais para o estudo da Mecânica da Fratura em Laminados Fibra Metal*. Tese D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [5] CASTRODEZA, E. M., BASTIAN, F. L. e IPIÑA, J. E. P., “Experimental Techniques for fracture toughness determination of unidirectional fibre-reinforced metal laminates”, **Fatigue Fracture Material Structure**, Vol. 25, pp. 999-1008, 2002.
- [6] ABDALA, M.R.W.S., 2004, *Determinação das Curvas de resistência de Laminados Fibra Metal Unidirecionais pela técnica das Descargas Parciais*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [7] ALMEIDA, C. F. G., 2007, *Avaliação das Curvas de Resistência de Laminados GLARE*, Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [8] BEUMLER, T., 2004, *Flying GLARE: a contribution to aircraft certification issues on strenght properties in nom damaged and fatigue damaged GLARE structures*. Doctor Thesis, Delft University of Technology, Delft, The Netherland.
- [9] VOGELANG, L.B. e VLOT, A. “Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures”, **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 103, pp. 1-5, 2000.
- [10] BUCCI, R.J., et al. **ARALL Laminates**. [ed.] A.K. VASUDEVAN e R.D. DOHERTY, Academic Press Inc., 1989, Vol. 31 (10), 1989.
- [11] VLOT, A., “Historical Overview”. In: A. VLOT and J. W. GUNNINK. (eds), **Fibre Metal laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 1, Kluwer Academic Publishers, 2001.

- [12] DE VRIES, T. J., **Blunt and sharp notch behaviour of Glare Laminates**. In: DUP Science, 2001.
- [13] FONTES, O. H. P. M., 1997, *Fabricação e Caracterização de Compósitos Laminados de Alumínio com Resina Epóxi Reforçados Por Fibra de Vidro*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [14] MONTES, R. M., 1998, *Desenvolvimento de Compósitos Laminados da Liga de Alumínio Alclad 2024-T3 com Epóxi Reforçado por Fibras de Vidro e Aramida*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [15] CASTRODEZA, E. M., 1998, *Avaliação de Tenacidade À Fratura de Compósitos Laminados Metálicos de Ligas de Alumínio Com Epóxi Reforçado Por Fibras*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [16] CHAVES, G. Q., 2003, *Influência da Umidade sobre a Tenacidade à Fratura de Laminados Fibra Metal*. Dissertação de Mestrado, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2003.
- [17] ASTM. **Standard Test Method for Measurement for Fracture Toughness**. ASTM E1820-11, 2011.
- [18] MARISSIN, R. “Flight Simulation Behaviour of Aramid Reinforced Aluminium Laminates (ARALL)”, **Engineering Fracture Mechanic**, vol. 19, 2, pp. 261-277, 1984.
- [19] ROEBROEKS, G. H. J. J., “GLARE Features”. In: A. Vlot e J. W. Gunnink, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 2, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [20] VLOT, A. e VAN INGEN, J. W. “Delamination Resistance of Post-Stretched Fibre Metal Laminates”, **Journal of Composite Material**, Vols. 32, n.19, pp. 1785-1805, 1998.
- [21] LIN, C. T., KAO, P. W. e YANG, F. S. “Fatigue Behaviour of carbon Fibre-Reinforced Aluminium Laminates”, **Composites**, Vol. 22, pp. 135-141, n° 2, 2001.
- [22] JOHNSON, W. S. e MILLER, J. L. “High Temperature Hybrid Titanium Composite Laminates: an early analytical assesment”, **Applied Composite Materials**, Vol. 3, pp. 379-390, 1996.

- [23] ROEBROEKS, G. H. “The Development of Central”. In: **First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures**, TU Delft, The Netherland, 25<sup>th</sup> september 2007.
- [24] CORTES, P., CANTWELL, W. J. e KUANG, K. S. C., “The fracture properties of a smart fiber metal laminates”, **Polymer Composites**, vol. 28 (issue 4), pp. 534-544, 2007.
- [25] CORTES, P., et al., “The morphing properties of a smart fiber metal laminates”, **Polymer Composites**, vol 29 (issue 11), pp. 1263-1268, 2008
- [26] ALDERLIESTEN, R. C., “Fatigue”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), *Fibre Metal Laminates*, 1 ed, chapter 11, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [27] GUPTA, M., ALDERLIESTEN, R. C., BENEDICTUS, R. “Crack paths in Fibre Metal laminates: Role of Fiber Bridging”, **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 108, pp. 183-194, 2013.
- [28] WILSON, G. S., ALDERLIESTEN, R. C., BENEDICTUS, R. “A generalized solution to the crack bridging problem of fiber metal laminates”, **Engineering Fracture Mechanic**, Vol. 105, pp. 65-85, 2013.
- [29] BHAT, S., NARAYANAN, S. “Quantification of fibre bridging in Mode I cracked GLARE without delaminations”, **European Journal of Mechanics A/Solids**, Vol. 43, pp. 152-170, 2014.
- [30]. BEUMLER, T., “Damage tolerance aspects”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 14, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [31] VLOT, A., “Impact Loading in Fibre Metal Laminates”, **International Journal of Impact Engineering**, vol. 18, n. 3, pp. 291-307, 1996.
- [32] TSAMASPHYROS, G. J., BIKAKIS, G. S. “Analytical modeling to predict the low velocity impact response of circular GLARE fiber-metal laminates”, **Aerospace Science and Technology**, Vol. 29, pp. 28-36, 2014.
- [33] YAGHOUBI, A. S., LIAW, B. “Effect of lay-up orientation on ballistic impact behaviors of GLARE 5 beams”, **International Journal of Impact Engineering**, Vol. 54, pp. 138-148, 2013.

- [34] HOOIJMEIJER, P. A., “Burn-through and lightning strike”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 26, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [35] BORGONJE, B., IJPMMA, M. S., T HART, W. G. J., “Corrosion”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 28, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [36].BROEST, P. e SINKE, J., “Machineability”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 21, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [37].DE JONG, T. W., KROON, E. e SINKE, J., “Formability”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 22, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [38] SINKE, J. e JALVING, N., “Curved Panels”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 23, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [39] BORGONJE, B. e VAN DE HOEVEN, W., “Long-Term Behaviour”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 4, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [40] AIRBUS S.A.S Customer Services – Technical data Support and Services. *Aircraft Characteristics Airport and Maintenance Planning*, 2013. Disponível em: <http://www.airbus.com/support/maintenance-engineering/technical-data/>. Acesso em: 08mar.2014, 15:30:00.
- [41] JURGEN, P. “Airbus Customers Benefit from Fiber Metal Laminates - Application of smart structures in the aircraft industry”. In: **ILA 2006**, Vol. 1, Ref. L53PR0605135, 2006.
- [42] VAN HENGEL, C, “Stress-strain Curve”. In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), **Fibre Metal Laminates an Introduction**, 1 ed, chapter 7, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [43] RICE, J. R., “A Path Independent Integral and the approximative analysis of strains concentration by notches and cracks”, **Journal of Applied Mechanics - Transactions of the ASME**, pp. 379-386, 1968.

- [44] HUTCHINSON, J. W., “Plastics stress and strain fields at a crack tip”, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, 16, pp. 337-347, 1968.
- [45] RICE, J. R., ROSENGREN, G. F., “Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material”, **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, 16, pp. 1-12, 1968.
- [46] ANDERSON, T. L., **Fracture Mechanic: Fundamentals and Applications**. 3 ed., CRC Press Book, 2012.
- [47] BEGLEY, J. A. e LANDES, J. D. The J-integral as a fracture criterion. Philadelphia : s.n., 1971. pp. 231-245.
- [48] ASTM. **Standard Practice for R-Curve Determination. ASTM E561-08**, 2008.
- [49] BEGLEY, J. A., LANDES, J. D., “Test results from *J-Integral* studies: an attempt to establish a  $J_{IC}$  testing procedure”, **ASTM STP 560 - American Society for Testing and Materials**, pp. 170-186 1974.
- [50] KUMA, V., GERMAN, M. D., SHIH, C. F., “An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis”. In: **EPRI Report NP-1931**, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, 1981.
- [51] WELLS, A. A., “Unstable Crack Propagation in Metals: cleavage and fast fracture.” **Proceedings of the Crack Propagation Symposium**, Vol I, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.
- [52] British Standard Institution. “Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing”. *BS 5762*. London, s.n., 1979.
- [53] JANSSEN, M., ZUIDEMA, J., WANHIL, R.J.H., *Fracture Mechanic*, 2<sup>nd</sup> edition, VSSD, 2006.
- [54] IRWIN, G. R., “Plastic zone near a crack fracture toughness”, **Sagamore Research Conference Proceedings**, Vol. 4, pp. 63-78, 1961.
- [55] BURDEKIN, F.M., STONE, D.E.W., “The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding”, **Journal of Strain Analysis**, Vol.1, pp. 145-153, 1966.
- [56] SCHWALBE, K. H., et al., “Relations between definitions of the crack opening displacement”, Springer-Verlag Berlin, pp. 133-153, 1986.



- [57] SCHWALBE, K. H., “Introduction of  $\delta_5$  as an operational definition of the CTOD and its practical use”, **Fracture Mechanic, ASTM STP 1256**, pp. 763-778, 1986.
- [58] PARIS, P. e SIH, G. “Stress analysis of Cracks”. *In: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP 381*, American Society for Testing and Materials, pp. 30-81, 1965.
- [59] CASTRODEZA, E. M., BASTIAN, F. L. e IPIÑA, J. E. P., “Fracture toughness evaluation of unidirectional fibre metal laminates using traditional CTOD  $\delta_5$  Schwalbe methodologies”, **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 71, pp. 1107-1118, 2004.
- [60] CASTRODEZA, E. M., BASTIAN, F. L. e IPIÑA, J., “Critical fracture toughness  $J_c$  and  $\delta_5$  of unidirectional fibre metal laminates”, **Thin-Walled Structures**, Vol. 41, pp. 1089-1101, 2003.
- [61] SCHWALBE, K. H. e ZERBST, U., “The Engineering Treatment Model”, **International Journal of Pressure Vessels and Pipings**. Vol. 77, pp. 905-918, 2000.
- [62] HEERENS, J. e SCHODEL, M., “On the Determination of Crack Tip Opening Angle, CTOA, using Light Microscopy and CTOD  $\delta_5$  Measurement”, **Engineering Fracture Mechanic**, Vol. 70, pp. 417-426, 2003.
- [63] CAPRICE, M. D. , ORIUNNO, M. e VERMEEREN, C., “Evaluation of residual strenght of GLARE by experimental of the J-Integral”, **Engineering Fracture Mechanic**, Vol. 49, pp. 727-740, 1994.
- [63] RODI, R., ALDERLIESTEN, R. e BENEDICTUS, R., “Experimental characterization of the crack-tip opening angle in fibre metal laminates”, **Engineering Fracture Mechanic**, Vol. 77, pp. 1012-1024, 2010.
- [64] DE VRIES, T. J., “Residual strength”. *In: A. VLOT e J. W. GUNNINK, (eds), Fibre Metal Laminates an Introduction*, 1 ed, chapter 13, Kluwer Academic Publishers, 2001.
- [65] CHAWLA, K. K., **Composite Material science and Engineering**. 2ed. New York, Springer-Verlag, 1998.
- [66] RANS, C. D., ALDERLIESTEN, R. C. e BENEDICTUS, R., “Predicting the influence of temperature on fatigue crack propagation”, **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 78, pp. 2193-2201, 2011.
- [67] Cyttec Engineered Materials. FM 04 Adhesive Film – Technical DataSheet, 2010.

- [68] ASTM. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM E8/E8M, 2009.
- [69] HAGENBEEK, M, et al., “Static Properties of Fibre Metal Laminates”, **Applied Composite Materials**, vol. 10, pp. 207-222, 2003.
- [70] PURTSCHER, P. T., “Absence of stretch zones in austenitic stainless steels fractured at cryogenic temperature”, **Journal of Testing and Evaluation**, vol. 15, 296-298, 1987.
- [71] BOWMAN, R., ANTOLOVICH, S. D., BROWN, R. C., “A demonstration of problems associated with crack closures measurement technics”, **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 31 (4), 703-711, 1988.
- [72] VOSS, B., MAYVILLE, R. A., “The use of partial unloading compliance method for determination of J-R curve and  $J_{IC}$ ”. **Elastic Plastic Fracture Test Method**, ASTM STP 856 – ASTM INTERNATIONAL, pp. 117-130, 1985.
- [73] WEISS, K., NYILAS, A., “Specific aspects on crack advance during J-tested methods for structural materials for at cryogenic temperatures”, **Fatigue Fracture Engineering Material Structures**, vol. 29, 1-10, 2006.
- [74] ROSENTHAL, Y. A., TOBLER, R. L., PURSTCHER, P. T., “JIC data analysis methods with a negative crack growth correction procedures”, **JTEVA**, 18 (4), 1990.
- [75] UNDERWOOD, J. H., TROIANO, E. J., ABBOTT, R. T., “Simpler JIC test analysis procedures for high-strength steels”, **Fracture Mechanics: 24<sup>th</sup> Volume**, ASTM STP 1207, pp. 410-421, Philadelphia, USA, 1994.

## **Apêndice 1**

Paiva Martins Fontes, Otavio. Bastian, Fernando. Castrodeza, Enrique. “Crack Growth Resistance Curve of GLARE 3 5/4 0.3 Fiber Metal Laminates at Low Temperatures”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2014 (aceito para publicação).

# **CRACK GROWTH RESISTANCE CURVES OF GLARE 35/4 0.3 FIBER-METAL LAMINATES AT LOW TEMPERATURE**

Otavio H. Paiva Martins Fontes, Fernando L. Bastian, and Enrique M. Castrodeza\*

Laboratory of Fracture Mechanics, Department of Metallurgical and Materials Engineering, COPPE/Federal University of Rio de Janeiro, P.O. Box 68505, 21941-972 Rio de Janeiro, RJ, Brazil.

## **Abstract**

The objective of this work was the evaluation of crack growth resistance curves (*J-R* curves) of commercial GLARE®35/4 laminates at -50°C. The experimental evaluation of these curves was performed on 50 mm wide compact tension specimens through the unloading compliance technique. The tests were based on the ASTM E1820 standard with minor modifications. Additionally, tensile tests were also performed at -50°C on dog-bone specimens according with the ASTM E8M standard. Comparisons between low and room temperature properties indicate that the material preserves both its tensile strength and fracture toughness at -50°C, although low temperature *J-R* curves presented smaller slopes than the room temperatures ones after the onset of stable crack growth.

**Keywords:** Fiber-Metal Laminates, Crack Resistance Curves, J-Integral, Fracture Toughness, Low Temperature.

## **Introduction**

GLARE is a glass-reinforced Fiber-Metal Laminate (FML), which is a relatively new family of structural composites developed for aeronautical applications at the Technical University of Delft in the Netherlands [1-3]. FMLs combine the high fatigue resistance and specific strength of fiber reinforced composites with the ductility of metal alloys. The most important application of GLARE laminates is as part of the upper fuselage and skins of the leading edge of the vertical and horizontal stabilizers of the Airbus

---

\*Corresponding author: castrode@metalmat.ufrj.br

A380 [2,4]. As most of the aeronautical materials, the use of FMLs in structures requires a deep knowledge of their mechanical properties, fracture toughness and tensile strength being among the most important ones. Aeronautical structures are subjected to a wide range of temperatures in service, including low temperatures typical of cruising altitude. At normal cruising altitudes the external temperature can easily reach  $-50^{\circ}\text{C}$  or even lower. Some parts of the fuselage, leading edges and control surfaces are exposed to that condition. Although GLARE laminates were designed for these applications, crack-growth resistance curves of the material at  $-50^{\circ}\text{C}$  are not available in the open literature. This work presents  $J$ - $R$  curves and tensile properties of Glare 3 5/4 0.3 that were experimentally evaluated at  $-50^{\circ}\text{C}$ .  $J$ - $R$  curves were determined through an experimental methodology developed for fracture toughness evaluation of fiber-metal laminates [5], with estimates of crack length during the tests by unloading compliance. Additionally, tensile testing was performed on sub-size dog bone specimens in accordance with the ASTM E8 standard. The tensile strength and fracture toughness of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^{\circ}\text{C}$  were compared to the room temperature ones obtained from tests specimens of the same geometry and dimensions.

### **Nomenclature**

$A$	area under load versus load-line displacement curve
$a_i$	crack length at the $i$ unloading/reloading sequence
$a_0$	initial notch length
$a_{0C}$	estimated initial notch length
$a_f$	final crack length
$B$	specimen thickness
$b_0$	initial ligament length
$C_i$	elastic compliance at the $i$ unloading/reloading sequence
$E$	modulus of elasticity
$J$	$J$ -Integral
$J_{app}$	applied $J$ -Integral

$J_Q$	fracture toughness defined at stable crack growth initiation
$P$	load
$P_f$	maximum allowable fatigue pre-cracking load
$R$	crack growth resistance
$V$	load-line displacement
$W$	specimen width
$\Delta a$	stable crack extension
$\Delta a_{max}$	maximum allowable stable crack extension
$\Delta P$	load variation
$\Delta V$	displacement variation
$\eta$	plastic factor
$\sigma_U$	ultimate tensile strength
$\sigma_{YS}$	0.2% offset yield strength

## Experimental

### Material

GLARE 3 5/4 0.3 is composed by five 0.3 mm thick sheets of 2024-T3 alloy bonded together by four S-glass fiber-reinforced epoxy layers. Each S-glass reinforced layer is composed by two unidirectional prepreg piled-up at 0° and 90° degrees, with the 0° layer coincident with the aluminum rolling direction. As a result of such reinforcement distribution GLARE 3 plates feature almost the same mechanical properties in the two main in-plane directions, calling L (long) the rolling direction of the aluminum sheets and LT (long transverse) the direction perpendicular to the rolling direction of the aluminum sheets in the plane of the plate. The 5/4 pile-up results in an approximately 2.65 mm thick laminate. A schematic representation of GLARE 3 5/4 0.3 laminate is shown in Fig. 1, where L and LT directions can also be observed. The tested laminate was bought from Aviation Equipment in 2003 and carefully stored at room temperature since then. Tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature valid for L and

LT directions and evaluated from sub-size specimens of the same dimensions of the ones of this work [6] are presented in Table 1.

Fig. 1. Schematic representation of the GLARE 3 5/4 0.3 lay-up. L and LT directions are also shown.

Table 1. Tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature [10].

### **Tensile testing at -50°C**

The tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 laminates at -50 °C were evaluated in accordance with the ASTM E8M standard [7] from three sub-size dog bone specimens. The geometry of the specimens is shown in Fig. 2. Tensile tests were performed under displacement control at a constant crosshead speed of 0.5 mm/min in an Instron 5567 universal testing machine. The test machine was fitted with a  $\pm 30.0$  kN load cell and an environmental chamber. The tensile specimens were instrumented with an Instron 2630-106 extensometer with 25.0 mm initial gauge length, for displacement record.

Fig. 2. Sub-size tensile test specimen in accordance with the ASTM E8M standard [9].

### **Fracture testing at -50°C**

*J-R* curves of GLARE 3 5/4 0.3 were evaluated from compact tension C(T) specimens having 50.0 mm in width and 2.65 mm in thickness. Tests were performed through an experimental methodology developed for fracture toughness evaluation of FMLs from small specimens [8]. The geometry of the fracture test specimens is shown in Fig. 3. The clip gage was placed in the load line, on the knife-edges pointed by the arrows. The specimens were notched perpendicular to the rolling direction of the aluminum layers, that is, perpendicular to 50% of the reinforcing fibers and parallel to the other 50% (please see Fig. 1), and instrumented by an Instron 2670-010 clip-gauge for load-line displacement records.

Fig. 3. Compact tension specimens of GLARE 3 5/4 0.3 mm laminates. Thickness  $B = 2.65$  mm.

The fracture tests were performed in an Instron 5567 universal testing machine with a  $\pm 10.0$  kN load cell and an environmental chamber. Monotonic displacement was applied on the fracture specimens at a crosshead speed of 0.5 mm/min. After some fixed incremental displacement, unloading and reloading sequences were automatically applied under load control at a loading rate of  $\pm 1.0$  kN/min. This was achieved through block programming in Instron BlueHill-2 software. The three initial unloading and reloading sequences were performed close to the theoretical pre-cracking load ( $P_f$ ) calculated using the yield strength of the material instead of the effective yield strength. As recommended by the ASTM standard, the maximum range of the unloading and reloading sequence during the tests did not exceed 50% of the maximum pre-cracking load or 50% of the current load, whichever was smaller [8].

### ***J*-Integral calculations**

At the beginning of each unloading and reloading sequence, *J*-Integral was calculated through the following expression [8]:

$$J_i = \frac{\eta \cdot A}{B \cdot (W - a_i)}, \quad (1)$$

where, for C(T) specimens [18]:

$$\eta = 2 + [0.522 \cdot (W - a_i) / W]. \quad (2)$$

Please note that the *J*-Integral values were obtained from a single term equation and not from the summation of the elastic and plastic components, as usual.

### **Crack growth estimates by elastic compliance**

Estimates of crack length during the tests were performed by unloading compliance. The equations for crack length calculation from the elastic compliance valid for C(T) specimens are [8]:



$$\frac{a_i}{W} = 1.000196 u + 11.242u^2 - 106.043u^3 + 464.335u^4 - 650.677u^5, \quad (3)$$

where

$$u = \frac{1}{\sqrt{BEC_i+1}} \quad (4)$$

and

$$C_i = \Delta V / \Delta P. \quad (5)$$

Although the elastic compliance technique and the equations 3 to 5 were developed for metallic materials, the applicability of both the technique and the equations was already investigated and proved suitable for crack length measurements on GLARE laminates [9]. As an additional check on the applicability of these equations the original notch length of each specimen was estimated from the three initial unloading/reloading sequences and compared to the physical one, which was measured in a Starret HE400 ML210 profile projector before the tests.

## Results and Discussion

### Tensile properties

Fig. 4 shows the stress-strain records of the tensile test specimens of GLARE 35/4 0.3 tested at -50°C. The bilinear behavior of the stress-strain records, typical of FMLs at room temperature, is also clearly seen at low temperature. In all cases the fiber failure, which leads to the fracture of the specimens, was attained at approximately 3.5 % in strain. As in the room temperature tests, the yield strength of GLARE 3 at -50 °C seems to be related to the yield strength of the aluminum layers [10].

Fig. 4. Stress-strain records from tensile tests of GLARE 3 5/4 0.3 at -50°C.

The experimental results of the tensile testing at -50 °C are presented in Table 2. Comparison between these results and the room temperature ones (please see Table 1) showed that the tensile properties did not change significantly in the testing range. As can be seen, there is no change in the tensile yield strength whereas the ultimate tensile strength increased 4.5% at -50 °C compared to the room temperature value. There was

also a small increase in the Young's Modulus (about 4.5%) but the difference in this case can be attributed to experimental uncertainties because this property was measured by extensometry. In practice, the tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 did not change with the temperature in the tested range.

Table 2. Tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at -50°C.

## **Fracture testing**

### **Load versus load-line displacement records**

Figs. 5a to 5d present the load versus displacement records from fracture testing four GLARE 3 5/4 0.3 C(T) specimens at -50°C. Unloading-reloading sequences typical of the unloading compliance technique are clearly shown. As can be seen from Fig. 5, there were no instabilities on the records, indicating smooth stable crack growth during the tests.

Fig. 5a

Fig. 5b

Fig. 5c

Fig. 5d

Fig. 5. Load versus displacement records from fracture tests of GLARE 3 5/4 0.3C(T) specimens at -50°C: a) specimen 01; b) specimen 02; c) specimen 03; and d) specimen 04.

### **Crack length estimates from elastic compliance**

For fracture tests on metallic materials to be valid the ASTM E1820 standard [8] indicates that the initial crack length should not differ from the unloading compliance estimates by more than 1% of  $W$ . In the case of FMLs the fracture specimens were not fatigue pre-cracked, so the comparison was made through the actual and the estimated initial notch length. In the present case,  $W = 50.0$  mm, so  $0.01W = 0.5$  mm. The results in Table 3 show differences between actual and estimated initial notch lengths slightly higher than the limit of the standard but these results were considered good enough for the purpose of this study. In other words, Eq. 1 was considered valid for crack length measurements during the tests.

Table 3. Actual and estimated initial notch lengths.

### **Experimental $J$ -Rcurves**

The experimental  $J$ -Rcurves of the four GLARE3 5/4 0.3 specimens tested at  $-50^{\circ}\text{C}$  are shown in Fig. 6.

Fig. 6. Original  $J$ -Rcurves of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^{\circ}\text{C}$ .

As can be seen, at low  $J$ -Integral values the experimental curves showed an apparent negative crack extension. This behavior, reported by some authors also on steel specimens [11-13] is associated to the high sensibility of the compliance method, which is highly dependent on the experimental setup and on the positioning of the clip-gage. In the present case, the apparent negative crack extension could be associated to problems on the positioning of the extensometer caused by condensation and ice formation at the tips of the knife-edges. This problem is very difficult to be avoided during the tests. In practice, the apparent negative crack growth can be corrected as proposed in reference [14]. That procedure, although arbitrary, depends on the analyst's decision and is mainly based on the experience. The apparent negative crack growth was in that case associated to the mentioned experimental limitations, so it was decided to apply the correction, which consisted in a translation of the  $J$ - $\Delta a$  pairs to the right in  $\Delta a$ . The shifting value corresponds to the difference of the outmost negative  $\Delta a$  value to the  $\Delta a$

defined by the blunting line at same  $J$  level. As an example of this correction, the original and corrected  $J$ - $\Delta a$  pairs for C(T) 01 specimen are shown in Fig. 7. The corrected  $J$ - $R$  curves for all the tested specimens are shown in Fig. 8.

Fig. 7. Original and corrected  $J$ - $\Delta a$  pairs for the C(T) 01 specimen tested at  $-50^{\circ}\text{C}$ .

Fig. 8. Corrected  $J$ - $R$  curves for all the specimens tested at  $-50^{\circ}\text{C}$ .

For the sake of comparison  $J$ - $R$  curves at room temperature from previous work on test specimens of GLARE 3 5/4 0.3 of the same geometry and dimensions are shown in Fig. 9 [6]:

Fig. 9. Experimental  $J$ - $R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature [6].

### **Non-linear fitting and fracture toughness**

According with the ASTM E1820 standard [8] a non-linear fitting on qualified experimental points needs to be done. The standard guideline for the qualification of the experimental  $J$ - $\Delta a$  pairs was not performed because the applicability of concepts like blunting line in FMLs is not clear. In our case the valid  $J$ - $\Delta a$  pairs for non-linear  $J$ - $R$  curves fitting were arbitrarily defined as those enclosed between 0.5 mm and  $\Delta a_{\max}$  in crack extension, with  $\Delta a_{\max}$  defined as [8]:

$$\Delta a_{\max} = 0.25b_0. \quad (6)$$

The region of qualified  $J$ - $\Delta a$  pairs is shown in Fig. 10, which also shows the qualified (closed symbols) and unqualified (open symbols)  $J$ - $\Delta a$  pairs from low temperature tests. Fig. 11 shows similar data for the room temperature tests.

Fig. 10. Qualification of  $J$ - $\Delta a$  pairs for non-linear  $J$ - $R$  curve fitting (low temperature data). Closed symbols indicate qualified data.

Fig. 11. Qualification of  $J-\Delta a$  pairs for non-linear  $J-R$  curve fitting (room temperature data). Closed symbols indicate qualified data.

The non-linear fitting on the qualified  $J-\Delta a$  pairs were performed according with the ASTM E1820 standard [8], as follows:

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \cdot \ln(\Delta a) \quad (7)$$

where  $C_1$  and  $C_2$  are fitting constants. For fracture toughness calculation the beginning of stable crack growth during the tests was arbitrarily defined at 0.5 mm in  $\Delta a$ . As a consequence, the fracture toughness values corresponding to the onset of stable crack growth ( $J_Q$ ) were obtained at the intersection of the potential  $J-R$  curves with an auxiliary vertical line through 0.5 mm in  $\Delta a$ . The potential  $J-R$  curves for all the low temperature tests are presented in Fig. 12, whereas the curves for room temperature tests are presented in Fig. 13. The auxiliary vertical line through 0.5 mm in crack growth used for  $J_Q$  determination was also plotted in these figures. Experimental  $J_Q$  values for both temperatures are presented in Table 4.

Fig. 12.  $J-R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^\circ\text{C}$ .

Fig. 13.  $J-R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature.

Table 4. Fracture toughness ( $J_Q$ ) of GLARE 3 5/4 0.3 at low and room temperature.

Although the mean toughness at  $-50^\circ\text{C}$  seems to be higher than the room temperature one, a T-Student analysis [15] indicates with 95% confidence that there is no statistical difference between the mean toughness for low and room temperature. In other words, the beginning of stable crack growth in structures made of GLARE 3 5/4 0.3 laminates will take place at approximately the same  $J$  level at  $-50^\circ\text{C}$  and at room temperature. On the other hand, the structural integrity of a cracked panel of GLARE 3 5/4 0.3 will be

very dependent on the slope of the  $J$ - $R$  curve, because the instability point (that is, the onset of unstable crack growth) is defined in a situation of simultaneous occurrence of [16]:

$$\frac{\partial J_{app}}{\partial a} > \frac{\partial R}{\partial a}, \quad (8)$$

and

$$J_{app} > R. \quad (9)$$

The second terms of Eq. 8 and 9 are defined by the  $J$ - $R$  curve of the material. As can be seen from Figs. 12 and 13, after the onset of crack growth all  $J$ - $R$  curves evaluated at low temperature present smaller slopes when compared to the room temperature ones. As a consequence, identical cracked panels of GLARE 3 5/4 0.3 subjected to increasing tractive loading will present the onset of stable crack growth at approximately the same time at low and room temperature, but those at lower temperatures will reach unstable fracture first.

## Conclusions

The experimental results indicate that there is no practical difference in the tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^{\circ}\text{C}$  and room temperature. The tensile stress-strain records are bilinear as at room temperature and the yield strength of the material at low temperature is still associated to the yield strength of the aluminum layers.

Load versus displacement records from fracture tests of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^{\circ}\text{C}$  indicate an elastic-plastic behavior without instabilities and are quite similar in shape to those in the literature obtained at room temperature from specimens of the same geometry and dimensions.

A statistical analysis of the evaluated mean fracture toughness ( $J_Q$ ) indicates that there is no statistical difference in the toughness of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50^{\circ}\text{C}$  and room temperature.

After the onset of stable crack growth the slope of the  $J$ - $R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at low temperature is always lower than the slope of  $J$ - $R$  curves evaluated at room temperature.

## Acknowledgements

To Prof. Marysilvia Ferreira, Prof. Celio da Costa, and the technicians of the Laboratory of Polymer Materials of PEMM COPPE Federal University of Rio de Janeiro for the experimental facilities. To the Brazilian Navy officers from AMRJ Brazilian Navy Shipyard: Vice Admiral César Pinto Corrêa, Rear Admiral Sydney dos Santos Neves and Captain Guilherme Dionísio Alves. No conflict of interest has been declared.

## References

- [1] Vogelesang LB, Marissen R, Schijve J (1981). *A new fatigue resistant material: Aramid Reinforce Aluminium Laminate (ARALL)*. Department of Aerospace Engineering of Delt University of Technology, Report LR-322.
- [2] Vlot A (2001). *History of the development of a new aircraft material*. In: Vlot A, Gunnink JW, editors. *Fibre Metal Laminates: an Introduction*. The Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 3-21.
- [3] Schijve J, Van Lipzig HTP, Van Gestel GFJA, Hoeymakers AHW (1979). Fatigue Properties of adhesive-bonded laminated sheet material of aluminum alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, 12 (4): 561-579.
- [4] Vogelesang L, Vlot A (2000). Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. *Journal of Materials Processing Technology*, 103, 1-5.
- [5] Castrodeza EM, Bastian FL, Perez Ipiña JE (2002). Experimental techniques for fracture toughness determination of unidirectional fibre-reinforced metal laminates. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 25, 999-1008.
- [6] Almeida CFG (2007). *Avaliação das Curvas de Resistência de Laminados GLARE bidirecionais*. M.Sc. dissertation. COPPE/Federal University of Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brazil, In Portuguese.
- [7] ASTM E8/E8M-09 (2009). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM International.
- [8] ASTM E1820-11 (2011). *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. ASTM International.

- [9] Abdala MRWS, Castrodeza EM, Bastian FL (2006). Crack Resistance Curves of GLARE Laminates by Elastic Compliance. *Engineering Fracture Mechanics*, 76, 2292-2303.
- [10] Van Hengel C (2001). *Stress-strain curve*. In: Vlot A, Gunnink JW, editors. *Fibre Metal Laminates: an Introduction*. The Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 101-109.
- [11] Purtscher PT (1987). Absence of stretch zones in austenitic stainless steels fractured at cryogenic temperature. *Journal of Testing and Evaluation*, 15, 296-298.
- [12] Bowman R, Antolovich SD, Brown RC (1988). A demonstration of problems associated with crack closure measurement techniques. *Engineering Fracture Mechanics*, 31 (4), 703-711.
- [13] Voss B, Mayville RA (1985). *The use of partial unloading compliance method for determination of J-R curve and J<sub>IC</sub>*. Elastic-Plastic Fracture Test Methods, ASTM STP 856 – ASTM International, 117-130.
- [14] Underwood JH, Troiano EJ, Abbot TT (1994). *Simpler J<sub>IC</sub> Test and Data Analysis Procedure for High Strength Steels*. Fracture Mechanics 24th Volume, ASTM STP 1207, 410-421.
- [15] Montgomery DC, Runger GC (2003). *Applied Statistics and Probability for Engineers*. 3th Ed. John Willey & Sons.
- [16] Anderson TL (2004). *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 3th Ed. CRC Press.



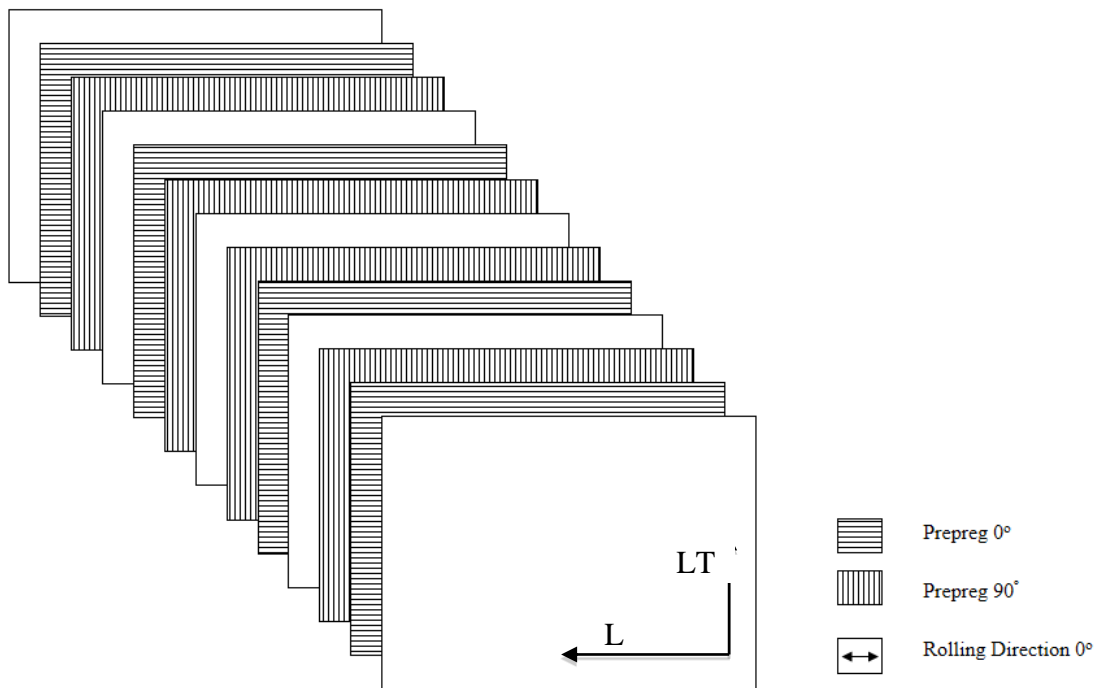


Fig. 1. Schematic representation of the GLARE 3 5/4 0.3 lay-up. L and LT directions are also shown.

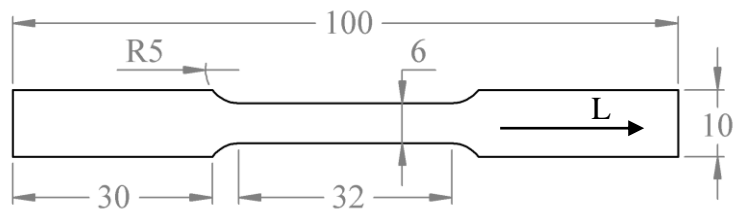


Fig. 2. Sub-size tensile test specimen in accordance with the ASTM E8M standard [9].

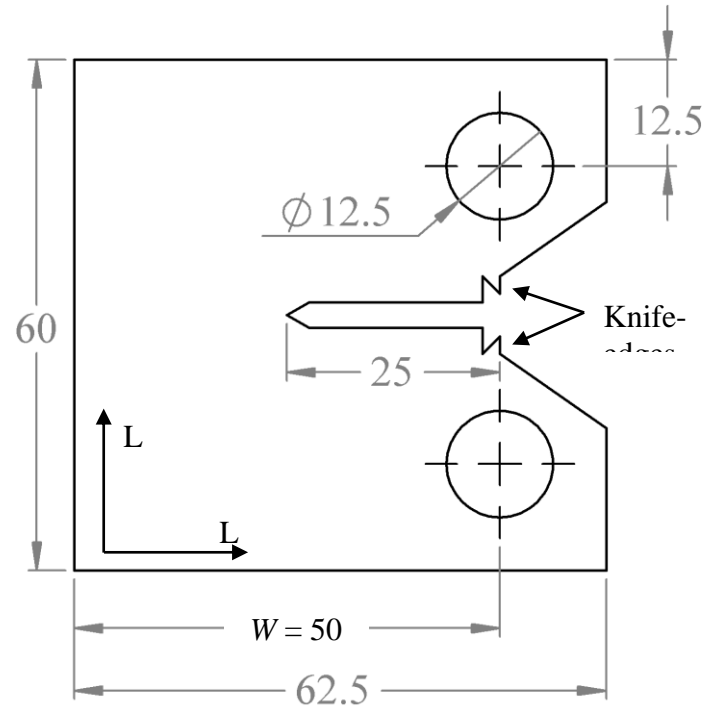


Fig. 3. Compact tension specimens of GLARE 3 5/4 0.3 mm laminates. Thickness  $B = 2.65$  mm.

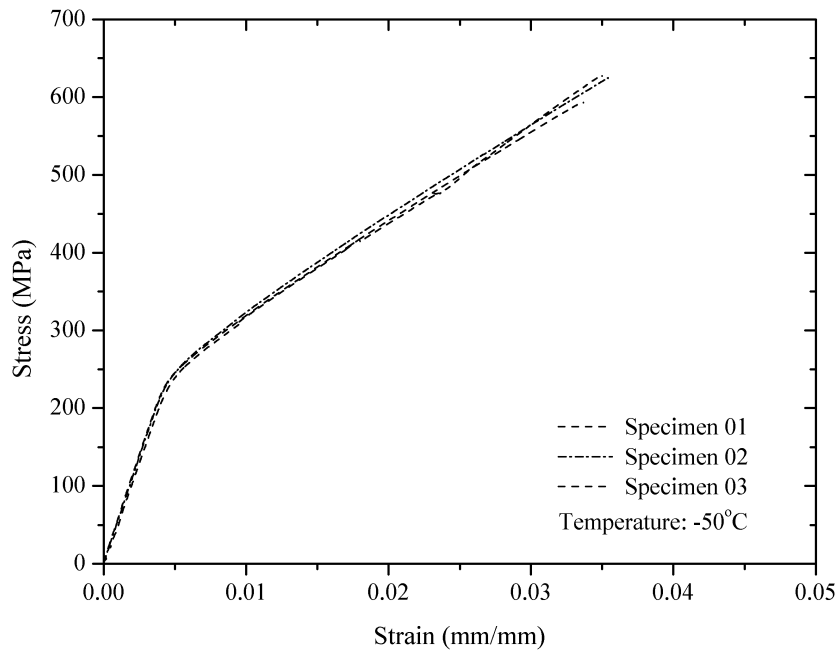


Fig. 4. Stress-strain records from tensile tests of GLARE 3 5/4 0.3 at  $-50$  °C.

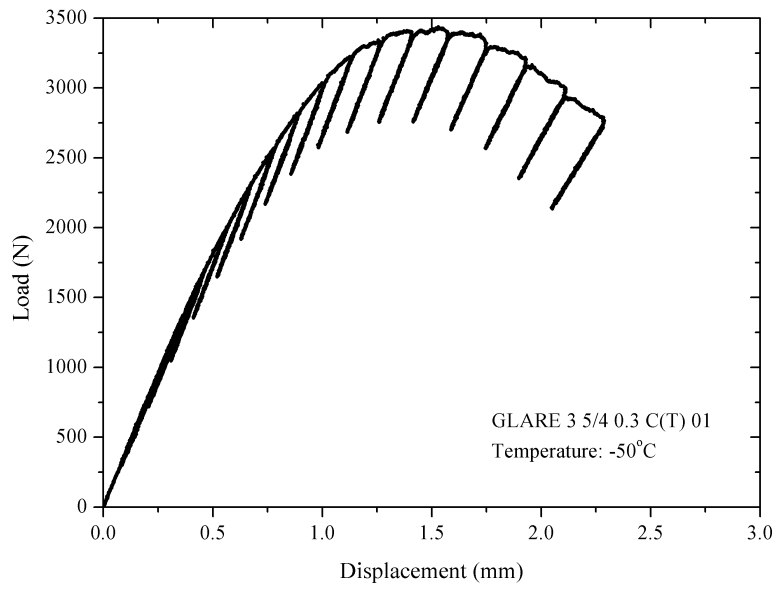


Fig. 5a

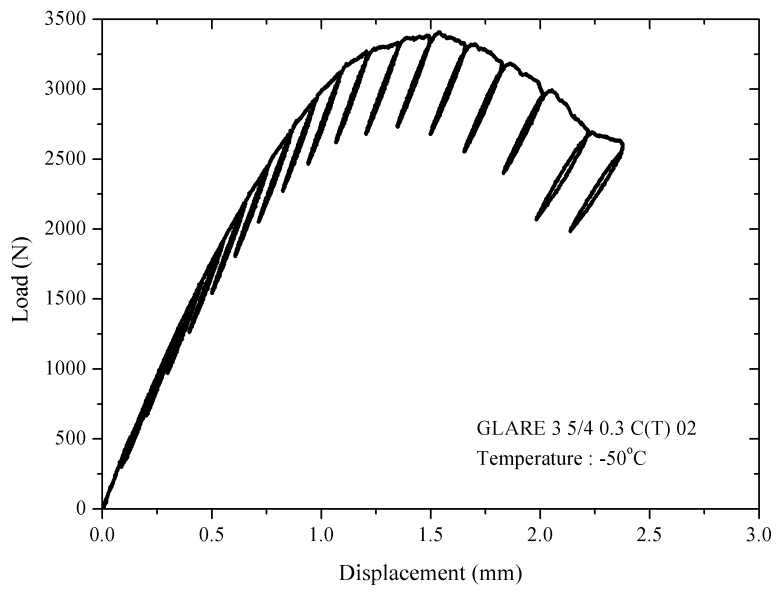


Fig. 5b

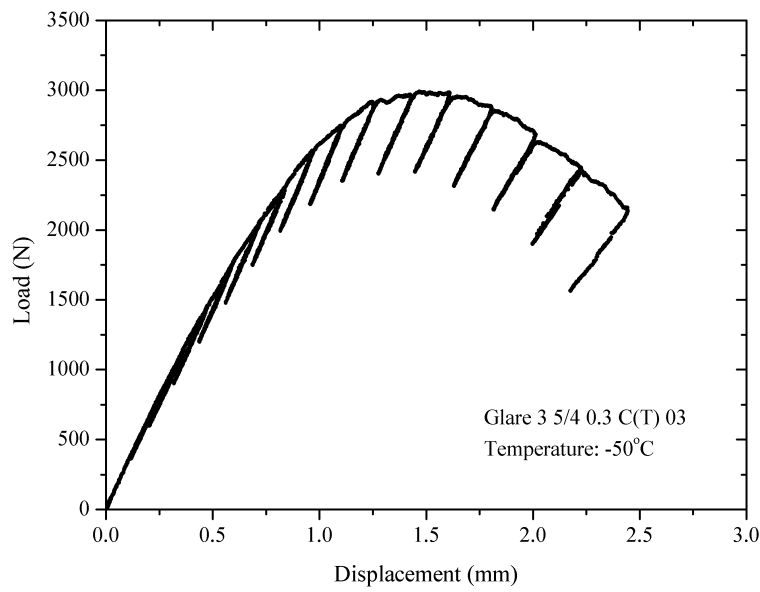


Fig. 5c

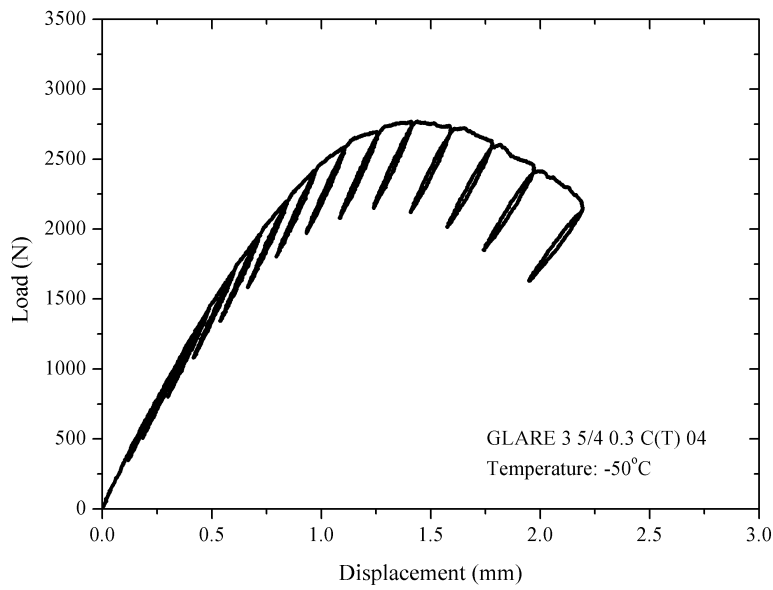


Fig. 5d

Fig. 5. Load versus displacement records from fracture tests of GLARE 3 5/4 0.3 C(T) specimens at -50°C: a) specimen 01; b) specimen 02; c) specimen 03; and d) specimen 04.

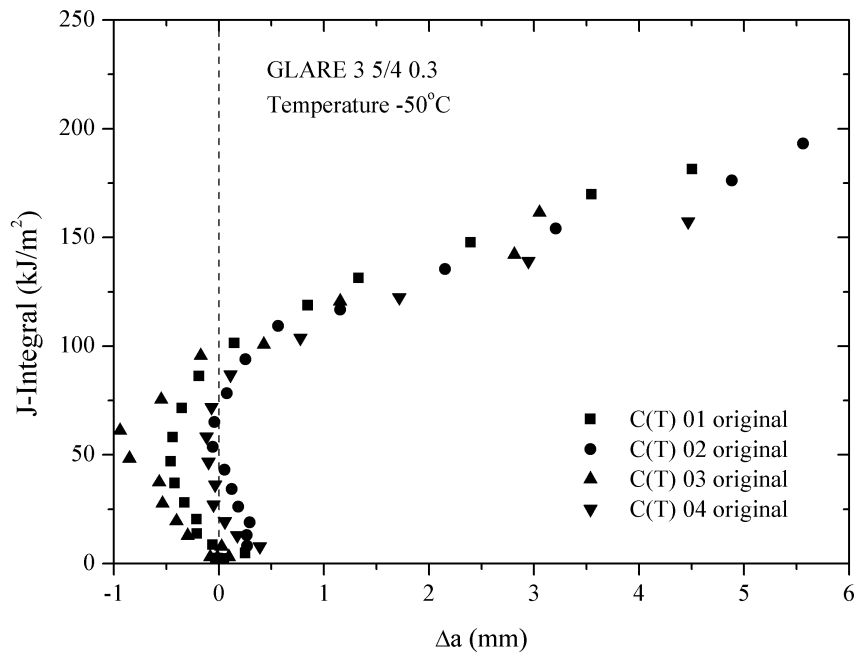


Fig. 6. Original  $J$ - $R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at -50 °C.

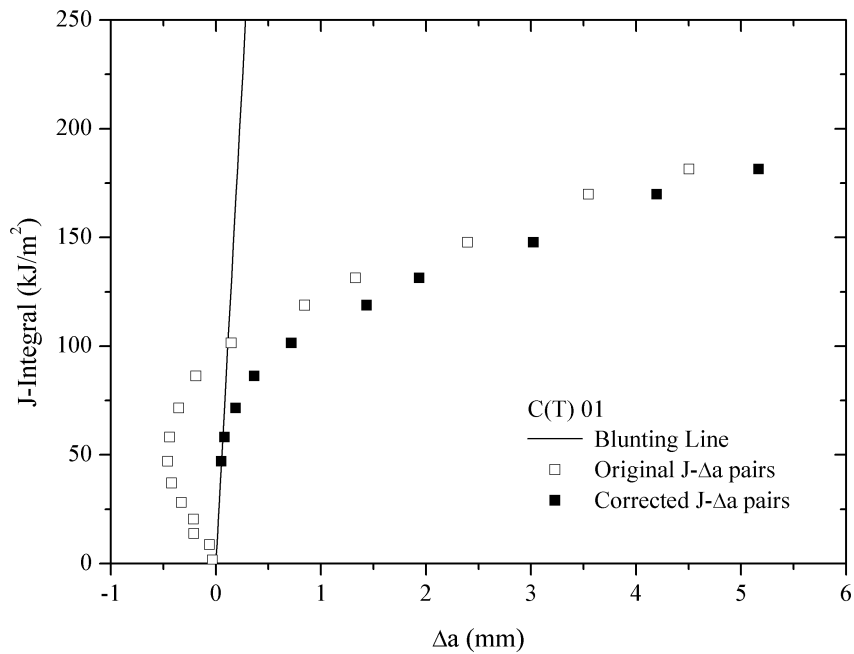


Fig. 7. Original and corrected  $J$ - $\Delta a$  pairs for the C(T) 01 specimen tested at -50°C.

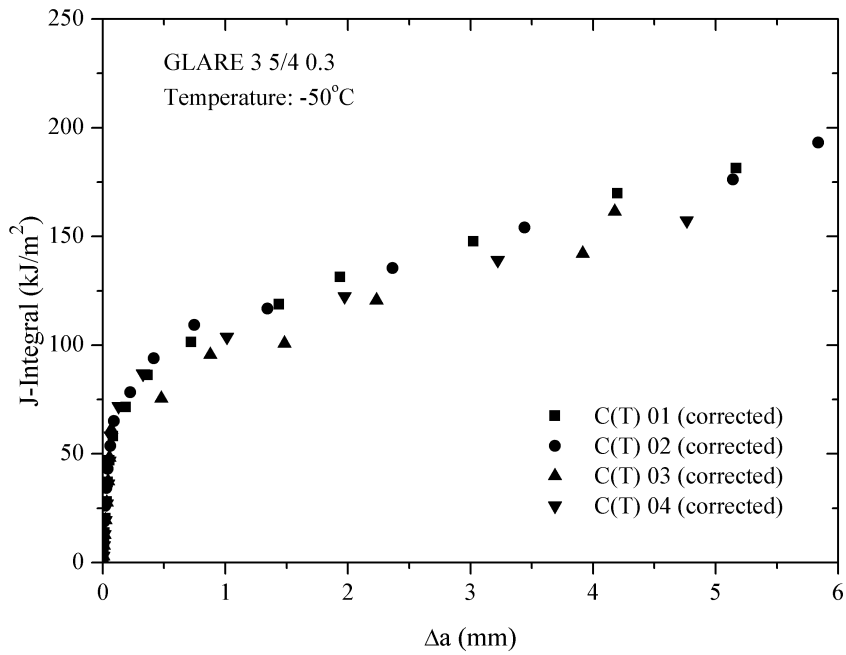


Fig. 8. Corrected  $J$ - $R$  curves for all the specimens tested at -50°C.

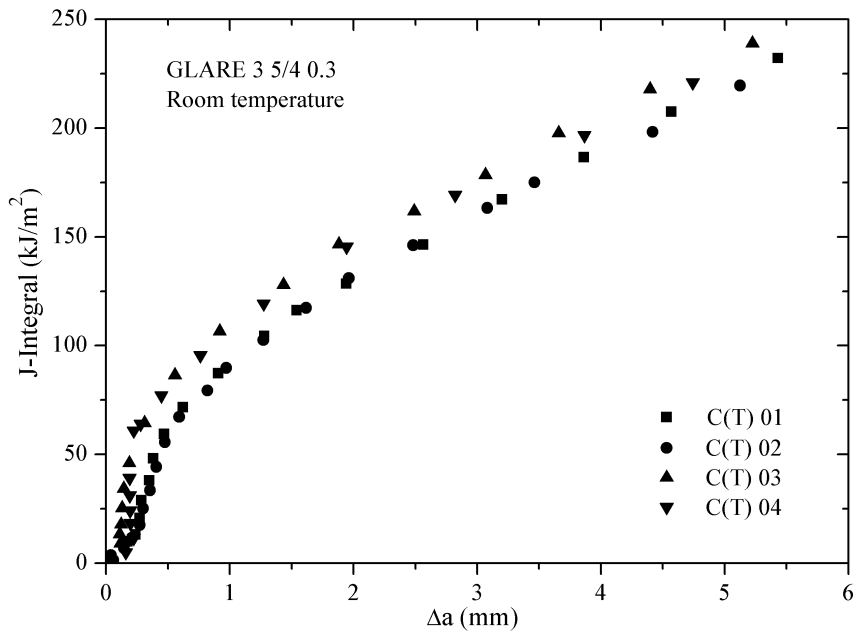


Fig. 9. Experimental  $J$ - $R$  curves of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature [6].

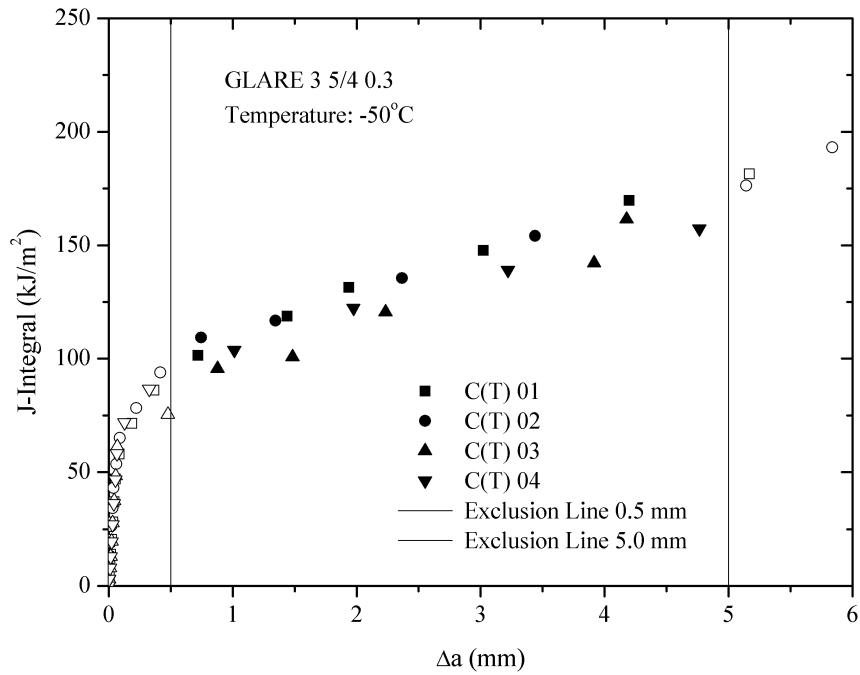


Fig. 10. Qualification of  $J$ - $\Delta a$  pairs for non-linear  $J$ - $R$  curve fitting (low temperature data). Closed symbols indicate qualified data.

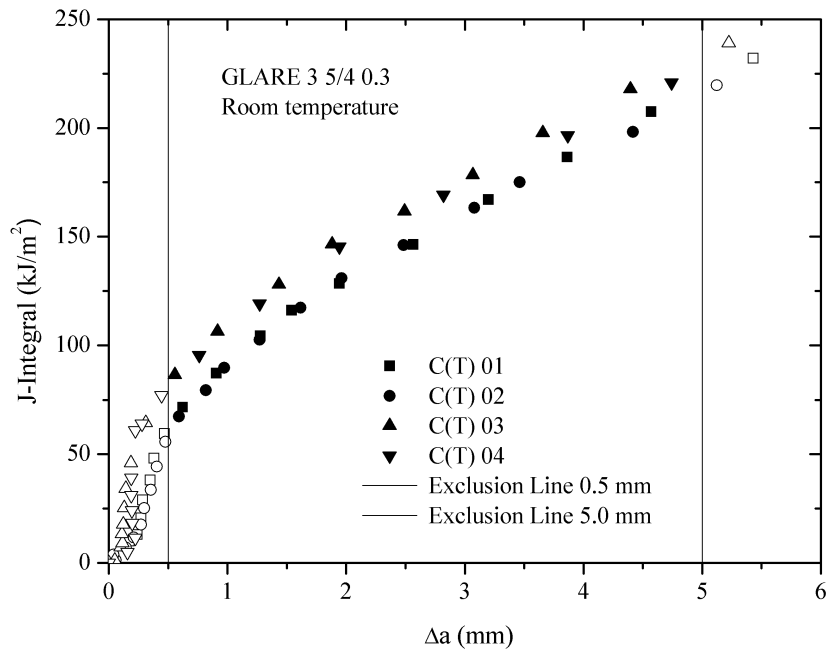


Fig. 11. Qualification of  $J$ - $\Delta a$  pairs for non-linear  $J$ - $R$  curve fitting (room temperature data). Closed symbols indicate qualified data.

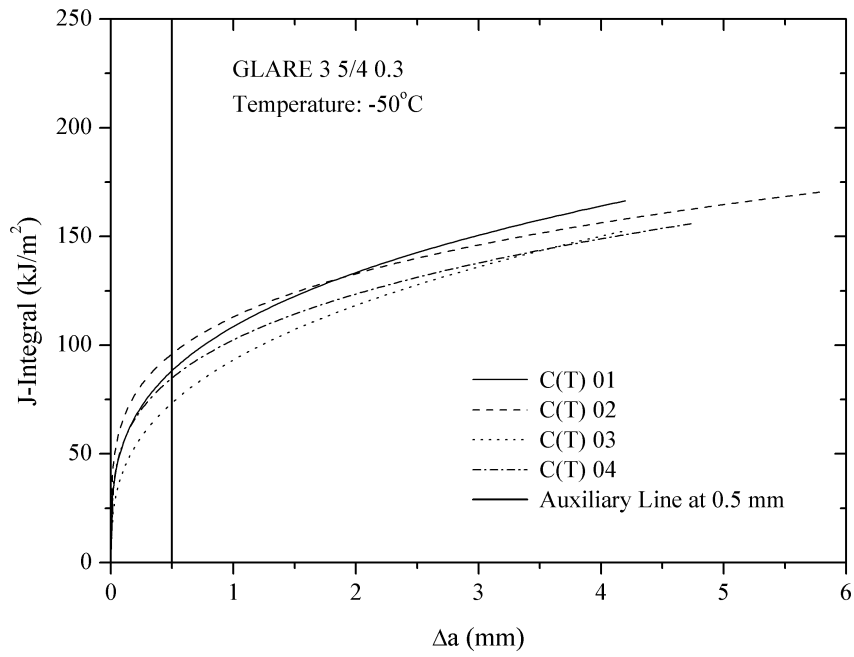


Fig. 12. *J-R* curves of GLARE 3 5/4 0.3 at -50°C.

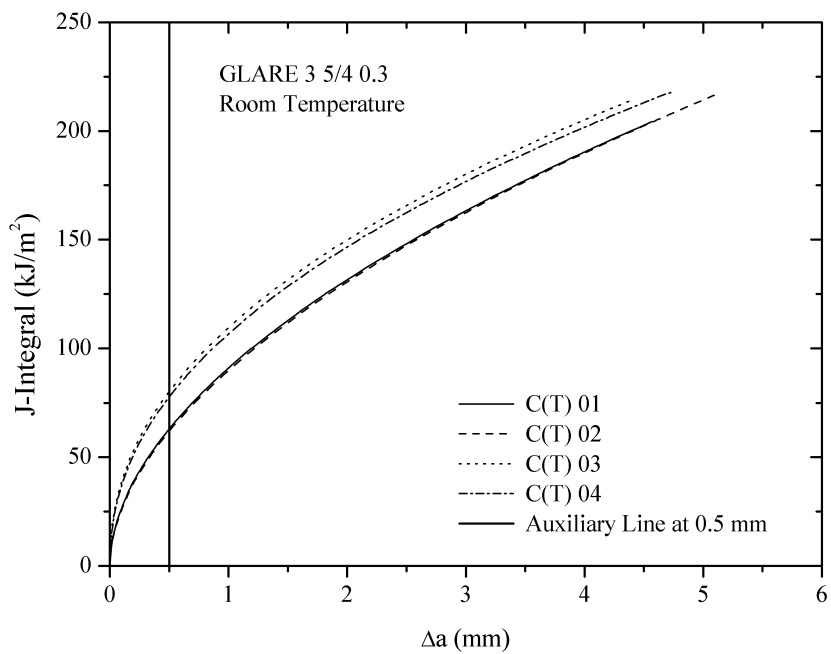


Fig. 13. *J-R* curves of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature.



Table 1. Tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at room temperature [10].

$\sigma_{YS}$ [MPa]	$\sigma_U$ [MPa]	$E$ [GPa]
270	586	51

Table 2. Tensile properties of GLARE 3 5/4 0.3 at -50 °C.

Specimen	$\sigma_{YS}$ [MPa]	$\sigma_U$ [MPa]	$E$ [GPa]
01	270.0	592.0	54.4
02	274.0	623.0	55.5
03	266.0	626.0	53.0
Average	270.0	613.6	54.3
Standard deviation	4.0	18.8	1.2

Table 3. Actual and estimated initial notch lengths.

Specimen	Actual $a_0$ [mm]	Estimated $a_{0C}$ [mm]	$a_0 - a_{0C}$ [mm]
C(T) 01	24.96	24.64	0.32
C(T) 02	24.98	24.15	0.83
C(T) 03	25.04	25.70	-0.66
C(T) 04	25.12	25.76	-0.64

Table 4. Fracture toughness ( $J_Q$ ) of GLARE 3 5/4 0.3 at low and room temperature.

Specimen	$J_Q$ [kJ/m <sup>2</sup> ]	$J_Q$ [kJ/m <sup>2</sup> ]
	Low Temperature	Room Temperature
01	80.8	62.9
02	95.1	61.8
03	102.1	80.1
04	84.2	77.6
Average	90.5	70.6
Standard deviation of the sample	9.8	9.6