



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE À FRATURA DE ESPUMAS METÁLICAS DE LATÃO (CU-ZN)

Leandro Martins Morani

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro de Materiais.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

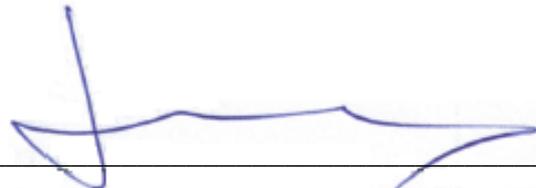
Rio de Janeiro
DEZEMBRO/2013

AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE À FRATURA DE ESPUMAS
METÁLICAS DE LATÃO (CU-ZN)

Leandro Martins Morani

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE
ENGENHARIA DE MATERIAIS DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO DE MATERIAIS.

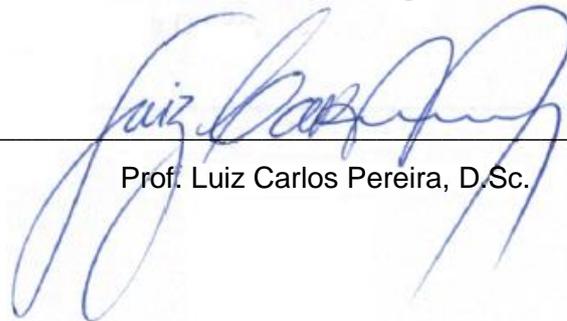
Examinado por:



Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.



Prof. Fernando Luiz Bastian, D.Sc.



Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

DEZEMBRO de 2013

Morani, Leandro Martins

Avaliação experimental da tenacidade à fratura de espumas metálicas de latão (Cu-Zn)/ Leandro Martins Morani. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2013.

X, 73 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia de Materiais, 2013.

Referências Bibliográficas: p. 71-73.

1. Curvas de resistência 2. J-R 3. Espuma metálica de liga de cobre

I. Castrodeza, Enrique Mariano II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia de Materiais III. Avaliação experimental da tenacidade à fratura de espumas metálicas de liga de Cu-Zn.

“A existência é um fato, viver é uma arte.”

Sri Sri Ravi Shankar

“(...) tudo se ajustará matematicamente.”

*Phileas Fogg em Volta ao Mundo em 80 dias,
de Julio Verne.*

Agradecimentos

Agradeço e dedico este trabalho à Vivian Brandão Dias, pelo carinho e amor incondicionais em cada momento, por me ensinar sempre coisas novas, por sempre acreditar em mim, por estar sempre ao meu lado em todos os desafios da vida, pelo suporte e confiança no sucesso do desenvolvimento deste projeto e nos desafios superados. Por não só me mostrar o caminho quando eu me via perdido, mas por me dar as mãos e percorrê-lo ao meu lado.

Aos meus pais, Rita e Demétrio, pela compreensão e pela torcida incansáveis durante todos os meus anos nessa Universidade. Por cada gesto de carinho e apoio, por cada ensinamento, por cada bronca, por cada conquista e por serem os melhores pais do mundo.

À minha irmã Beatriz, que sempre esteve ao meu lado, pelo carinho, pelos sacrifícios e esforços feitos com amor para mim e para a família, para que seguíssemos caminhando com segurança e confiança, e ao Diogo, por acreditarem em mim e por estarem sempre dispostos a me ajudar quando precisei.

Ao amigo e professor Enrique Mariano Castrodeza, por me orientar e guiar nesse trabalho, por todo o ensinamento e dedicação.

Aos professores Fernando Luiz Bastian e Luiz Carlos Pereira, pelo tempo dedicado à composição da banca examinadora.

Aos colegas e amigos do Laboratório de Mecânica da Fratura Pablo Lara Melcher e Wallace Nascimento dos Santos, pelas incontáveis ajudas, suportes e incentivos fundamentais no desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores, amigos e funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais por cada ensinamento e apoio em cada projeto, aula e trabalho, especialmente aos técnicos Marcos, Robson e Laércio, por me ajudarem sempre que precisei e à professora e coordenadora de graduação Renata Antoun Simão, pelo grande apoio e dedicação nessas desafiadoras etapas finais da conclusão do curso.

Aos meus queridos tios Adylson, Denise e Delmo, e à minha saudosa Avó Aida, por me apoiarem desde o Ensino Médio, de maneiras incríveis. Por terem me oferecido um lar para que eu pudesse trabalhar e fazer o vestibular. Por terem me oferecido tudo o que foi fundamental para que eu chegasse até aqui.

À minha tia Graça, meu tio José Felipe, minhas primas Mariana e Gabriela e meu primo Rafael, por abrirem as portas de sua casa para mim e me apoiarem no começo de um momento totalmente novo em minha vida.

Aos meus primos Fernando e Daniel e aos amigos Bruno e Márcio, por torcerem por mim, pelo companheirismo, amizade e compreensão nas tantas vezes que fui compelido a sumir por conta dos compromissos da graduação.

Aos meus sogros e amigos Maria Helena e Dilson, ao Seu Antônio, à Dayane e ao Leonardo por me receberem em sua casa, me acolherem e me apoiarem. Sua amizade, torcida e suporte fazem a diferença.

À Mayara Queiroz, pela amizade, pela torcida, pelo apoio, por estar lá para ouvir e ajudar sempre que precisei, À Denise Rezende, por estar sempre disposta a ajudar e a compartilhar cada momento. Ao Rafael Cordeiro, pelas ajudas e companheirismo.

À Mariana Gaudêncio e Fernando Olmedo, pelo companheirismo, compreensão em cada momento e por me darem a certeza de que sempre posso contar com eles por toda a vida.

À Caroline Reis e Pedro Ribeiro, pela amizade para a vida e por tantos momentos de lazer, risadas, desabafos, estudos, piadas não convencionais e muitos outros inesquecíveis, que tornaram os desafios e momentos difíceis muito mais leves.

A todos os colegas de trabalho da BP Energy do Brasil, especialmente meus gestores e mentores Débora Guedes, Angus Maclean, Anthony Iwu e Paulo Chaves, pela enorme compreensão, orientação, *coaching*, amizade, por me proporcionarem experiências incríveis e por me darem todo o suporte para que eu tivesse tranquilidade para desenvolver esse projeto. E à Nalu, pelos seus ótimos cafés e ótimos ouvidos.

À Arte de Viver e meus colegas voluntários, por serem uma família e proporcionarem ensinamentos e lições profundas sobre a vida, o Universo e nós mesmos. JGD.

Cada um de vocês, de infinitas maneiras diferentes, ajudou a construir os degraus da escada da minha vida. Sem vocês, digo que seria impossível. A gratidão que sinto, não há como por em palavras.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado ao DEMM/EP/UFRJ como parte integrante dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro de Materiais.

AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE À FRATURA DE ESPUMAS METÁLICAS DE LATÃO (CU-ZN)

Leandro Martins Morani

Dezembro/2013

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Curso: Engenharia de Materiais

Espumas metálicas compreendem um grupo de materiais peculiares. São definidas como dispersões uniformes de fases gasosas em matrizes metálicas em grandes proporções, estas na forma de poros. Sua morfologia proporciona ao material propriedades únicas, como alta rigidez específica, baixa densidade, excelentes capacidades de absorção de impactos e som, entre outras. Para sua utilização, tanto funcional como estrutural, as propriedades mecânicas desses materiais devem ser bem conhecidas. Uma das propriedades mecânicas mais importantes é a tenacidade à fratura. Por se tratarem de materiais relativamente novos, não há ainda um entendimento profundo dos mecanismos de fratura das diferentes espumas metálicas, nem existe ainda uma metodologia experimental para avaliar a sua tenacidade. O trabalho teve como objetivo avaliar experimentalmente a tenacidade à fratura de espumas de latão (ligas Cu-Zn) de células abertas e interconectadas pelo método de descargas parciais, baseado na norma ASTM E1820. Adicionalmente, os valores de tenacidade à fratura medidos foram correlacionados com a densidade relativa das diversas espumas testadas. Os resultados demonstraram que a metodologia das descargas parciais pode ser aplicada aos materiais testados e que a densidade relativa influencia nos valores de tenacidade de iniciação, como esperado.

Palavras-chave: espumas metálicas de latão, curvas de resistência, Integral J, J-R.

Abstract of Undergraduate Project presented to DEMM/EP/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Materials Engineer.

FRACTURE TOUGHNESS EXPERIMENTAL ANALYSIS OF BRASS ALLOY (CU-ZN) METAL FOAMS

Leandro Martins Morani

December/2013

Advisor: Enrique Mariano Castrodeza

Course: Materials Engineering

Metal foams are a group of materials that features interesting properties. They are defined as uniform dispersions of a gaseous phase in a metallic matrix in the form of pores. Their morphology brings to the material unique properties such as high specific resistance, low density, excellent mechanical impact and sound absorption abilities, among others. For its both structural and functional application, there must be proper evaluation and knowledge of the mechanical properties of this kind of material, the fracture toughness being one of the most important. As relatively new materials, there is not a deep knowledge of the fracture mechanisms presented by different metal foams, nor a standardized experimental methodology to evaluate its toughness. Therefore, the objective of this project was to experimentally evaluate the fracture toughness of open and interconnected cell brass (Cu-Zn) alloy metal foam by the partial discharge technique, based on the ASTM E1820 standard. Additionally, the calculated fracture toughness values were correlated with relative density of the different foams tested. The results demonstrate that the partial discharge methodology can be applied to the studied material and that the relative density has influenced the initiation toughness values found, as expected.

Keywords: Brass metal foams, crack growth resistance curve, J-Integral, J-R.

SUMÁRIO

1. Introdução	1
2. Revisão Bibliográfica.....	3
2.1. Sólidos Celulares, Espumas e Materiais Porosos.....	3
2.1.1. Definição	5
2.1.2. Propriedades.....	6
2.1.2.1. Densidade relativa / Porosidade	8
2.1.2.2. Propriedades mecânicas	8
2.1.2.3. Propriedades térmicas	12
2.1.3. Fabricação de Espumas Metálicas	12
2.1.3.1. Espumas metálicas a partir do metal fundido.....	14
2.1.3.2. Rotas alternativas de processamento	16
2.1.4. Aplicações de Espumas Metálicas	17
2.2. Mecânica da Fratura.....	18
2.2.1. Modos Puros de Carregamento de Trincas	20
2.2.2. Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	20
2.2.2.1. O Balanço Energético de Griffith.....	21
2.2.2.2. O Fator de Intensidade de Tensões.....	23
2.2.2.3. Relação entre G e K	24
2.2.3. Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	25
2.2.3.1. O CTOD.....	25
2.2.3.2. A Integral J	26
2.2.4. Curvas de Resistência ao Crescimento de Trincas	31
3. Materiais e Métodos	34
3.1. Espuma Metálica.....	34
3.2. Preparação dos Corpos de Prova.....	35

3.2.1.	Remoção dos Espaçadores	36
3.2.2.	Geometria dos Corpos de Prova DC(T).....	37
3.2.3.	Seleção e Identificação dos Corpos de Prova	39
3.2.4.	Determinação da Porosidade	41
3.3.	Metodologia de Avaliação da Tenacidade à Fratura	42
3.3.1.	Ensaio de Descargas Parciais.....	42
3.3.2.	Estimativa do Módulo de Elasticidade	43
3.3.3.	Estimativa do Tamanho da Trinca	44
3.3.4.	Cálculo da Integral J	45
3.3.5.	Qualificação dos pontos $J-\Delta a$ para a determinação das curvas $J-R$	46
4.	Resultados e Discussão	48
4.1.	Densidade e Porosidade	48
4.2.	Avaliação da Tenacidade à Fratura	49
4.2.1.	Registros Carga vs. Deslocamento	49
4.2.2.	Módulos de Elasticidade.....	53
4.2.3.	Curvas de Resistência.....	54
4.2.4.	Condições dos CP's Ensaiaados	64
5.	Conclusões.....	69
6.	Sugestões de Trabalhos Futuros.....	70
7.	Referências Bibliográficas	71

1. Introdução

A capacidade dos sólidos celulares (ou porosos) de combinar diferentes propriedades físicas e mecânicas vem atraindo o interesse dos pesquisadores, tanto em pesquisas acadêmicas quanto com fins comerciais. Muito trabalho está sendo realizado para aprofundar o conhecimento das suas respostas aos mais diversos estímulos e conhecer os micromecanismos envolvidos em cada caso, a fim de se obter melhor controle de seu processamento e, conseqüentemente, de suas propriedades finais [1-7].

Espumas metálicas ou metais porosos são dispersões de fases gasosas em matrizes metálicas em grande proporção, o que confere ao material características peculiares e combinações de propriedades muito interessantes. Algumas dessas peculiaridades já têm sido exploradas, embora ainda em pequena escala, pela indústria, especialmente a automobilística, aeronáutica e aeroespacial [2]. Dentre as principais propriedades dos metais porosos, destacam-se a baixa densidade, alta rigidez específica, alta capacidade de absorção de impacto, alta capacidade de absorção sonora, entre outras.

O controle do processamento e das propriedades das espumas ainda é uma difícil tarefa para pesquisadores e engenheiros. Existem variados métodos de se fabricar e processar espumas, sendo muitos ainda tratados como segredos comerciais. Cada método pode ser aplicável a um certo conjunto de metais e ligas, e resultam em espumas das mais diversas características. As propriedades finais das espumas são, de forma indireta, função do método de fabricação, uma vez que cada processamento resulta em características diferentes das espumas. Infelizmente, nem todos os métodos de fabricação podem ser utilizados em todos os tipos de metais e ligas, pelo que a variedade de espumas metálicas atualmente disponíveis é bastante restrita, se comparado com a oferta dos mais diversos tipos de metais e ligas comerciais. Os fatores que regem o comportamento e desempenho dos materiais porosos em geral são: metal base que compõe a matriz sólida; o tipo de porosidade, que pode incluir poros fechados e isolados, abertos e interconectados ou ambos; morfologia (geometria) dos poros; distribuição dos poros e densidade relativa. A dispersão aleatória dos poros, inerente a maioria dos processos de fabricação, favorece a dispersão de propriedades entre espumas de características similares e representa um desafio para a compreensão e predição das propriedades finais do material, exigência básica para aplicação de metais porosos em larga escala na indústria [1,2,4].

Neste trabalho, foi avaliada experimentalmente a tenacidade à fratura de espumas de latão (liga Cu-Zn) de porosidade aberta e morfologia de poros esférica ou irregular (poliédrica), através de métodos experimentais da Mecânica da Fratura desenvolvidos para metais sólidos.

A Mecânica da Fratura é uma ciência cujo desenvolvimento se iniciou há quase um século e caminha a passos largos desde a II Guerra Mundial. Visa avaliar a integridade de estruturas ante a presença de trincas, bem como possibilitar o desenvolvimento e a seleção de materiais adequados aos mais diversificados projetos. A tenacidade à fratura, uma propriedade mecânica dos materiais, é definida como a resistência de um determinado material à propagação de uma trinca. Assim sendo, a avaliação experimental da tenacidade à fratura de espumas metálicas é de extrema importância no que tange um melhor entendimento de seu comportamento em serviço. Apesar do recente crescimento no interesse pelos metais porosos, estudos desse tipo ainda são relativamente limitados [8].

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a aplicabilidade de um procedimento existente para metais sem porosidade, visando possibilitar a criação de novos procedimentos mais adequados (ou adaptação de métodos existentes) a materiais porosos que venham a exercer função estrutural, a exemplo de implantes cirúrgicos, amortecedores de impacto, ou mesmo filtros que precisam resistir às pressões no interior de tubulações sem que partes do material se soltem.

A fratura de espumas metálicas ocorre, em geral, com a presença de certa deformação plástica. Dessa forma, a avaliação experimental da sua tenacidade se dá utilizando-se de parâmetros da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), como a Integral J e o CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). Existem normas internacionais que regem os procedimentos experimentais de determinação da tenacidade à fratura em materiais metálicos. O presente trabalho utilizou-se quase integralmente da norma ASTM E1820 [9]. A norma citada não prevê sua aplicação em metais porosos, porém por outro lado não a impede, portanto a aplicabilidade deste procedimento será discutida, considerando-se todas as dificuldades encontradas e mitigadas ao longo do desenvolvimento do projeto.

Todos os experimentos foram realizados a temperatura ambiente, utilizando-se dos mesmos dispositivos e equipamentos, através do método das descargas parciais. Os registros obtidos foram utilizados para a construção de curvas de resistência ao crescimento de trincas *J-R* que permitem prever a iniciação de propagação instável da trinca em função dos esforços aplicados na estrutura.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Sólidos Celulares, Espumas e Materiais Porosos

É chamado material poroso, espuma ou sólido celular um material contendo uma rede de poros, vazios ou células em seu interior, organizados de forma ordenada ou aleatória, de morfologia e tamanhos iguais ou distintos e em diferentes proporções.

Em geral são conhecidos por permitirem variadas combinações de propriedades mecânicas e físicas como, por exemplo, alta rigidez com baixa densidade ou alta permeabilidade gasosa com alta condutividade térmica. Alguns materiais celulares são encontrados na natureza, *e.g.* madeiras, ossos e esponjas, sendo capazes de se adaptar ao meio ambiente e às solicitações mecânicas, térmicas, entre outras, devido à possibilidade de se contrabalancear diferentes níveis e tipos de porosidade em busca das propriedades ideais [2].

A sintetização de espumas sólidas (Figura 1a e 1b) é comum nos tempos atuais, sendo utilizadas em aplicações corriqueiras, como copos descartáveis e embalagens, ou de alta tecnologia, como em diversos componentes de aviação e biomateriais. Dependendo do método de processamento, espumas sólidas podem ter seus poros isolados por porções de material, gerando poros fechados, ou seus poros podem ser interconectados, gerando poros abertos. Há ainda sólidos celulares bidimensionais chamados *honeycombs* (colmeias, em tradução livre), formadas por células prismáticas paralelas que copiam a fantástica estrutura das colmeias construídas por abelhas e marimbondos. As *honeycombs* (Figura 1c) são amplamente utilizadas em aviões e outros veículos que exigem estruturas resistentes e leves [1].

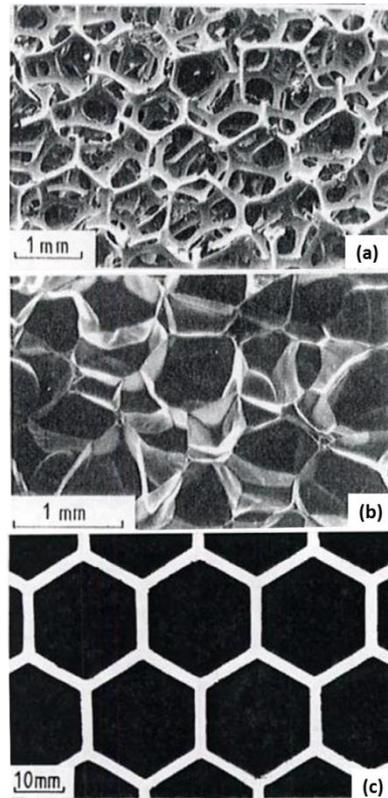


Figura 1. Exemplos de sólidos celulares: (a) Espuma sólida com poros abertos; (b) Espuma sólida com poros fechados; (c) *honeycomb*. Adaptado [1].

As primeiras patentes referentes ao processamento de espumas metálicas surgiram entre os anos 1950 e 1970, porém, as pesquisas se concentraram nas espumas poliméricas devido à facilidade de produção, logo, as metálicas não usufruíram de mesmo sucesso. Apenas no fim da década de 1980 e início da década de 1990 algumas empresas privadas voltaram seus interesses para as espumas metálicas, pois até então a necessidade de estruturas e materiais leves era negligenciada devido a pouca consciência das consequências do uso indevido de combustíveis e energia. Hoje, é amplamente sabido que os recursos são limitados e cada vez mais se buscam projetos de estruturas leves, que consomem pouca energia [6,7]. Nos últimos anos, houve uma considerável evolução na publicação de artigos sobre espumas metálicas. Até 2007, segundo Banhart [4], as principais deficiências das técnicas de fabricação de espumas metálicas se concentravam em pouca compreensão dos mecanismos básicos da obtenção das espumas; alta dispersão na qualidade final em métodos e parâmetros pré-definidos de processamento; pouca compreensão da correlação entre morfologia dos poros, estrutura e propriedades da espuma; propriedades físicas ruins para quase todas as aplicações; alto custo, entre outros, levando à necessidade dos mais diversificados estudos de espumas metálicas.

2.1.1. Definição

Uma espuma pode ser definida como uma dispersão uniforme de uma fase gasosa em uma fase líquida ou sólida. Com a solidificação do líquido, a morfologia da fase gasosa é mantida, dando origem a uma espuma sólida ou sólido celular [2]. Alternativamente, um sólido celular pode ser entendido como uma rede interconectada de espécies de “estacas” ou “filetes”, abordados na literatura como *struts*, que formam as extremidades e paredes dos poros. A título de exemplo, uma espuma sólida pode ser tratada como sólido celular, porém nem todo sólido celular pode ser tratado como espuma sólida, como no caso das *honeycombs* da Figura 1c.

Espumas sólidas podem ser poliméricas, cerâmicas, metálicas ou até mesmo compósitas, dependendo do material na qual ocorre a dispersão da fase gasosa. Por conta da facilidade no processamento, espumas poliméricas são as mais comuns [1].

A Figura 2 apresenta a terminologia de todas as dispersões de fases umas nas outras possíveis de se obter, destacando-se aquela na qual um gás é disperso em um sólido, interesse do presente trabalho.

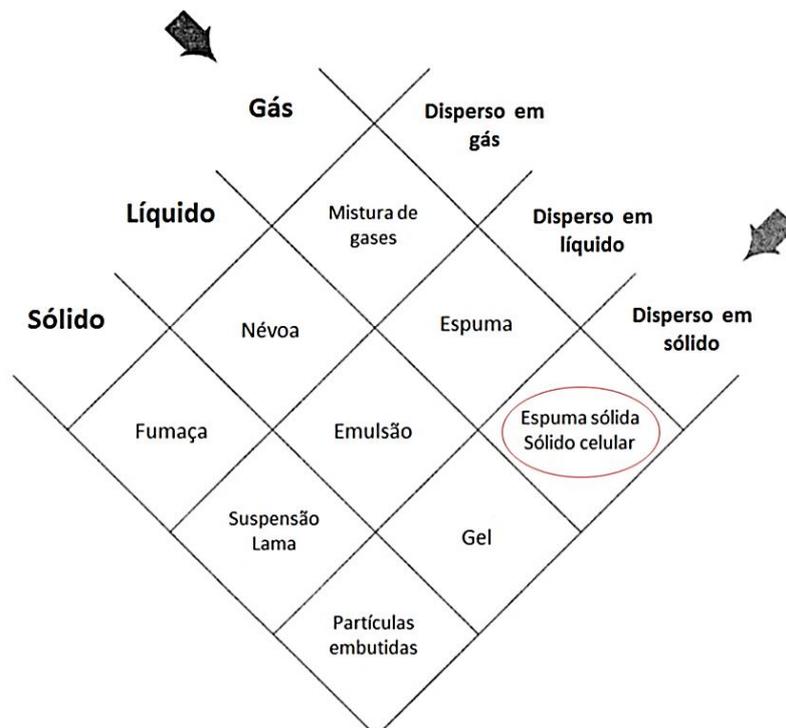


Figura 2. Dispersões bifásicas e suas terminologias. Adaptado [2].

Metal celular é a terminologia genérica para qualquer tipo de vazio gasoso (poro) disperso em um corpo metálico. São divididos normalmente em dois grupos: células fechadas e de células abertas. Na primeira, os poros estão isolados uns dos outros enquanto na segunda, são interconectados, criando caminhos por toda a espessura do material. Os poros podem apresentar morfologia esférica regular ou poliédrica [6]. Quando os vazios estão isolados, são esféricos e o material final possui não mais que 30% da densidade do material maciço, aplica-se o termo metal poroso. O termo espuma metálica é o mais conhecido e se destina a metais celulares com vazio abertos ou fechados de qualquer morfologia (esférica ou poliédrica) e elevada porosidade.

Originalmente, o termo espuma era reservado a dispersões gasosas em líquidos. Uma vez que esse líquido se solidificava, eram gerados sólidos celulares com elevada proporção de vazios fechados e esféricos, chamados então de espumas sólidas. Com o aumento do interesse nesses materiais, o termo espuma metálica passou a abranger também outros tipos de morfologia de poros. Alguns pesquisadores preferem manter a distinção original que o termo espuma proporcionava, utilizando o termo esponja metálica para materiais de vazios abertos interconectados [7].

O material estudado no presente trabalho pode ser tratado tanto com espuma metálica quanto como esponja metálica, porém somente o primeiro termo será adotado, por ser mais comum na literatura. O termo metal denso será utilizado para o metal sem porosidade.

2.1.2. Propriedades

A fabricação de espumas metálicas permite estender, algumas vezes em muitas ordens de grandeza, o intervalo de propriedades possíveis de serem alcançadas. Algumas dessas propriedades muitas vezes atingem níveis impossíveis para materiais sólidos. A Figura 3 demonstra os intervalos de algumas das propriedades mais relevantes das espumas, e compara essas propriedades com as dos sólidos densos, destacando-se a posição das espumas e sólidos metálicos em cada eixo. Observa-se como a produção de espumas metálicas levam a reduções drásticas de densidade, condutividade térmica e propriedades mecânicas em relação ao metal denso, muitas vezes resultando em propriedades comparáveis com polímeros densos. As propriedades mecânicas das espumas metálicas, por exemplo,

apresentam valores próximos dos polímeros densos, porém com valores de densidade uma ordem de grandeza menor e valores de absorção de energia (seção 2.1.2.2) muito maiores, mostrando que em alguns casos, a utilização de metais celulares é mais vantajosa.

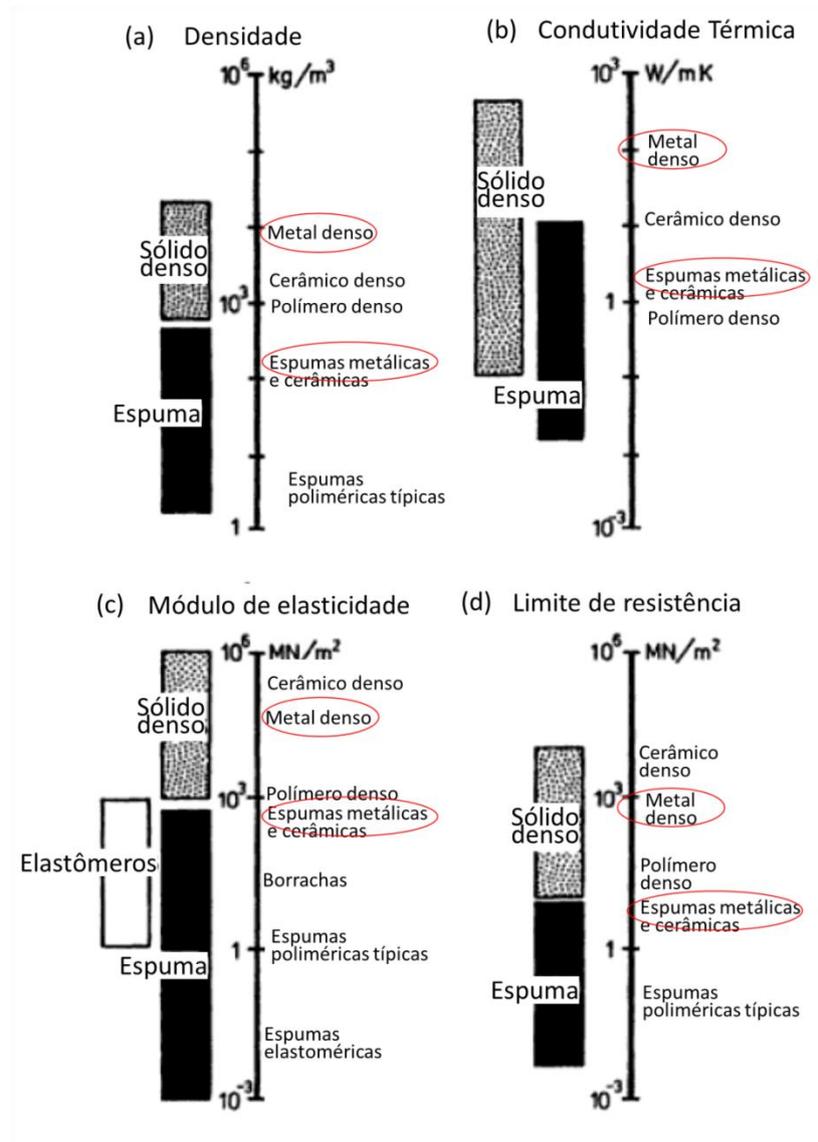


Figura 3. Intervalos de propriedades das espumas em função da sua densidade e comparação com sólidos. (a) Densidade; (b) condutividade; (c) módulo de elasticidade (Young) e (d) resistência mecânica. Adaptado [1].

As propriedades das espumas metálicas são medidas normalmente pelos mesmos métodos aplicados em metais densos, porém o estudo do seu comportamento requer uma análise cuidadosa, pois o mesmo varia drasticamente para cada geometria e nível de porosidade da espuma [1,5].

2.1.2.1. Densidade relativa / Porosidade

Dentre as propriedades de uma espuma, a densidade relativa pode ser considerada a mais importante para uma boa compreensão de seu comportamento [10]. Sólidos celulares em geral são caracterizados por possuírem baixa densidade, tornando-as altamente atraentes para determinados ramos da indústria que se utilizam de materiais essencialmente leves.

A densidade relativa (ρ_r) de uma espuma é definida como a razão da densidade medida da espuma (ρ^*) com a densidade teórica do material denso (ρ_s), de acordo com a Equação 1:

$$\rho_r = \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad (1)$$

O valor obtido com a Equação 1 fornece uma estimativa da quantidade de material que compõe a espuma e pode ser apresentada na forma de porcentagem. O restante da composição da espuma corresponde à fração volumétrica de vazios ou poros, ou seja, a partir da Equação 1, pode-se facilmente calcular o nível de porosidade (P) do sólido celular, dado pela Equação 2 [5]:

$$P = 1 - \rho_r = 1 - \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad (2)$$

Os valores de densidade relativa de uma espuma metálica podem variar em uma ordem de grandeza principalmente em função do seu método de fabricação (alguns dos principais discutidos na seção 2.1.3), que resultam nos mais variados níveis e morfologias de poros, atingindo valores entre 0,03 (3%), o que significa incríveis 97% de porosidade, e aproximadamente 0,5, ou 50% de fração volumétrica de vazios [10].

2.1.2.2. Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas de espumas sólidas variam em função da morfologia dos seus poros, valores de densidade relativa bem como, naturalmente, das propriedades do sólido denso. As propriedades finais resultam da combinação da matriz sólida e da estrutura celular, possibilitando a obtenção de valores impensáveis de serem alcançados pelos sólidos densos, assim como novas e interessantes aplicações [6]. A Tabela 1 apresenta equações e valores propostos na literatura [3,10]

para a estimativa de algumas propriedades mecânicas de uma espuma de células abertas em função exclusivamente da densidade relativa. O índice s subscrito indica propriedade do sólido denso, enquanto o índice “*” sobrescrito indica propriedade da espuma.

Tabela 1. Propriedades mecânicas de espumas sólidas de poros abertos [3,10].

Propriedade	Equação proposta
Módulo de Elasticidade (E)	$E^* = E_s C_1 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)^2$
Tensão limite de escoamento (σ_y)	$\sigma_y^* = \sigma_{ys} C_2 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)^{3/2}$
Tensão limite de resistência compressiva (σ_c)	$\sigma_c^* = \sigma_{cs} C_3 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)^{3/2}$
Tensão limite de resistência trativa (σ_t)	$\sigma_t^* = C_4 \sigma_c^*$
Razão de Poisson (ν)	$\nu^* = (0,32 \text{ a } 0,34)$

As constantes C_{1-4} estão relacionadas à morfologia dos poros. De acordo com Ashby *et. al.* [3], a constante C_1 tem valor entre 0,1 e 4. Segundo Gibson [10] esse valor é aproximadamente igual à unidade para uma ampla variedade de espumas poliméricas de células abertas. A constante C_2 varia entre 0,25 e 0,35. Já a constante C_3 varia entre 0,1 e 1,0 e, finalmente, a constante C_4 encontra valores entre 1,1 e 1,4. Observa-se que a Razão de Poisson se mantém igual à do sólido denso [3]. A enorme dispersão nos valores das constantes torna esse método de difícil aplicação sem que exista previamente a caracterização das espumas de tipos específicos visando a determinação precisa de tais valores.

Em geral, espumas metálicas possuem baixos valores absolutos de resistência mecânica, porém, quando correlacionados com a sua massa específica, podem apresentar uma performance consideravelmente mais elevada que de metais densos, uma vez que estes possuem maiores densidades [3].

Espumas metálicas ainda apresentam propriedades de elevada absorção de impacto. A curva tensão *versus* deformação de uma espuma metálica submetida à compressão, apresentada na Figura 4, demonstra essa capacidade. Observa-se um

primeiro estágio linear de deformação elástica, relacionada à deformação dos poros da espuma em menor escala. Em um segundo estágio, ocorre elevada deformação à tensão constante, gerando um platô na curva. O alto nível de deformação é resultado da deformação em ampla escala de todos os poros um a um, até que ocorra finalmente o seu colapso. A partir desse ponto, as paredes da espuma começam a ser comprimidas umas contra as outras, elevando drasticamente a tensão e causando densificação do material.

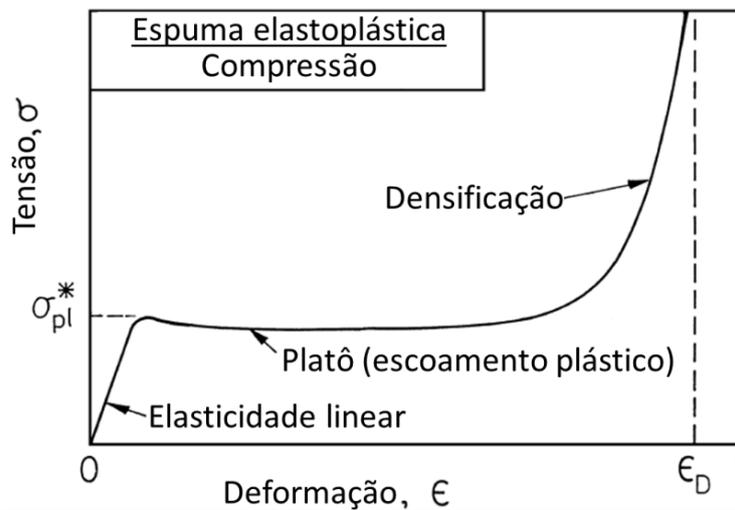


Figura 4. Comportamento de espuma metálica em compressão. Adaptado [10].

A tensão σ_{pl}^* é chamada tensão de platô e seu valor é alcançado quando a espuma começa a se deformar plasticamente, ou seja, esse valor está associado à tensão limite de escoamento da espuma (σ_y^*). Pode-se observar claramente na curva a elevada capacidade de absorção de energia que a espuma proporciona [5,6,10]. Quando comparados diferentes tipos de espuma, observa-se que espumas metálicas levam vantagem em relação às outras, conforme demonstrado pelo gráfico da Figura 5, chegando a valores superiores a $10 \text{ MJ}/\text{m}^3$ de absorção energética [5].

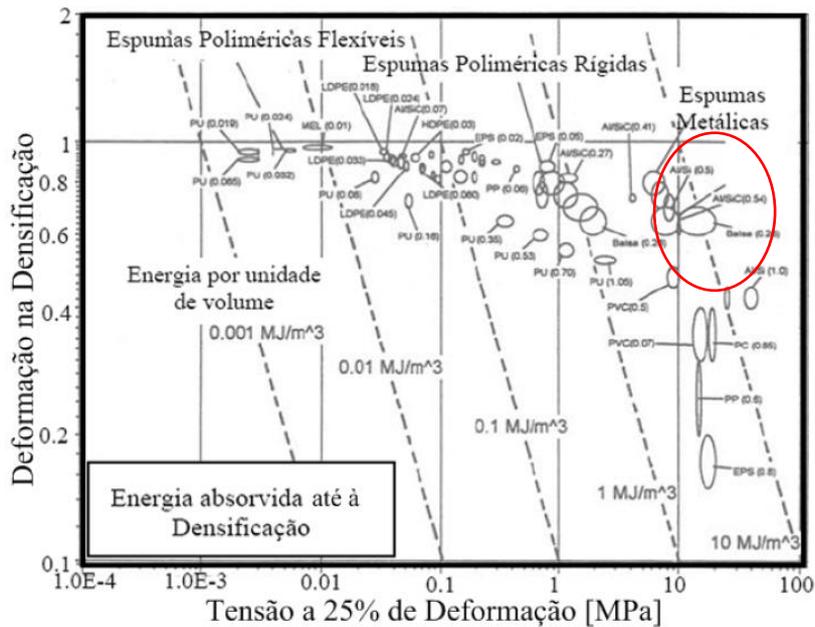


Figura 5. Comparativo da capacidade de absorção energética de vários tipos de espuma sólida [5].

A Figura 6 apresenta dois perfis tubulares submetidos à mesma carga compressiva. Observa-se claramente que a estrutura fabricada com enchimento de espuma metálica foi capaz de absorver a energia com muito mais eficiência que a estrutura sem o enchimento. Para certos valores de carga a estrutura com espuma não apresentaria deformação plástica, ao contrário da estrutura simples, aumentando a capacidade de carregamento do componente na faixa elástica [3].

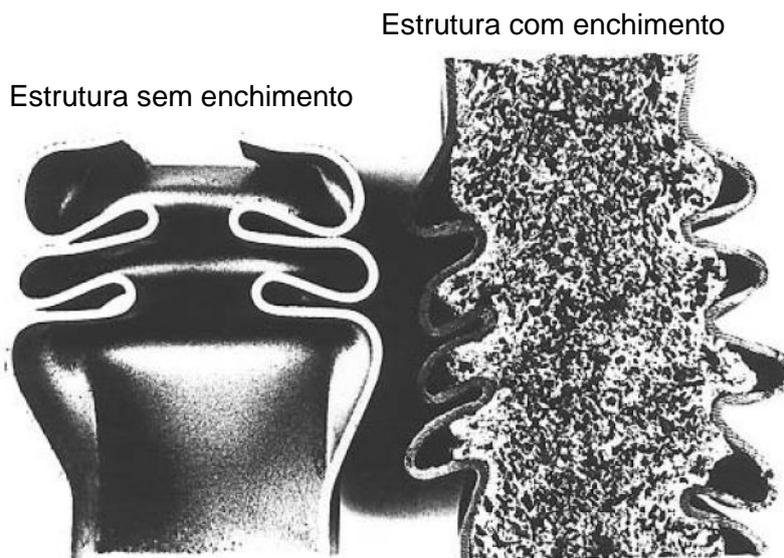


Figura 6. Perfis tubulares produzidos por metal denso e por espuma metálica e suas respostas ao impacto [3].

2.1.2.3. Propriedades térmicas

As propriedades térmicas de uma espuma sólida podem ou não depender da sua porosidade. Fatores como ponto de fusão e coeficiente de dilatação térmica apresentam, na grande maioria dos casos, valores iguais ao do material sólido. O calor específico de um sistema de duas fases é dado pela soma dos valores individuais de cada fase. Assim sendo, em uma dispersão gasosa em um sólido, o valor final do calor específico é igual ao resultado da soma do calor específico do sólido e do gás [5].

A condutividade térmica da espuma, por sua vez, depende da fração volumétrica do material, uma vez que a condução de calor se dará naturalmente pelo sólido. Assim sendo, observam-se valores baixos de condutividade térmica para as espumas. Essa elevada capacidade de isolamento térmico é atribuída às células da espuma, uma vez que os poros contêm um gás e gases praticamente não conduzem calor. Logo, quanto maior a porosidade, mais gás e, portanto, maior redução na condutividade térmica. Fatores como tamanho dos poros também exercem influência na condução de calor. Dimensões reduzidas dos vazios suprimem fenômenos de convecção através da repetida absorção e reflexão da radiação pelas paredes das células vazias [6].

2.1.3. Fabricação de Espumas Metálicas

Conforme discutido na seção 2.1.2, as propriedades de uma espuma são altamente dependentes do sólido que dá origem à espuma e das suas características intrínsecas, como morfologia dos poros e fração volumétrica de vazios. Por sua vez, as características obtidas irão variar de acordo com a rota de fabricação e processamento escolhida. Cada rota possui aspectos distintos que resultam em uma ou mais características específicas, bem como as fazem aplicáveis a um grupo seletivo de materiais constituintes das matrizes sólidas [11].

Existem várias rotas distintas para a fabricação e processamento de espumas metálicas. Algumas são inspiradas em métodos de fabricação bem estabelecidos de espumas poliméricas, enquanto outras foram desenvolvidas em função das características específicas dos metais, como sua excelente capacidade de difusão, permitindo uma boa sinterização, ou mesmo por permitirem deposição eletroquímica [2].

A Figura 7 apresenta algumas técnicas de processamento de espumas metálicas. As diferentes rotas de fabricação são classificadas em três grandes grupos de acordo com o estado inicial do metal sólido no processamento: metal fundido, metal ionizado ou metal em pó. Cada um desses três grupos é dividido em subgrupos de acordo com características específicas de cada técnica.

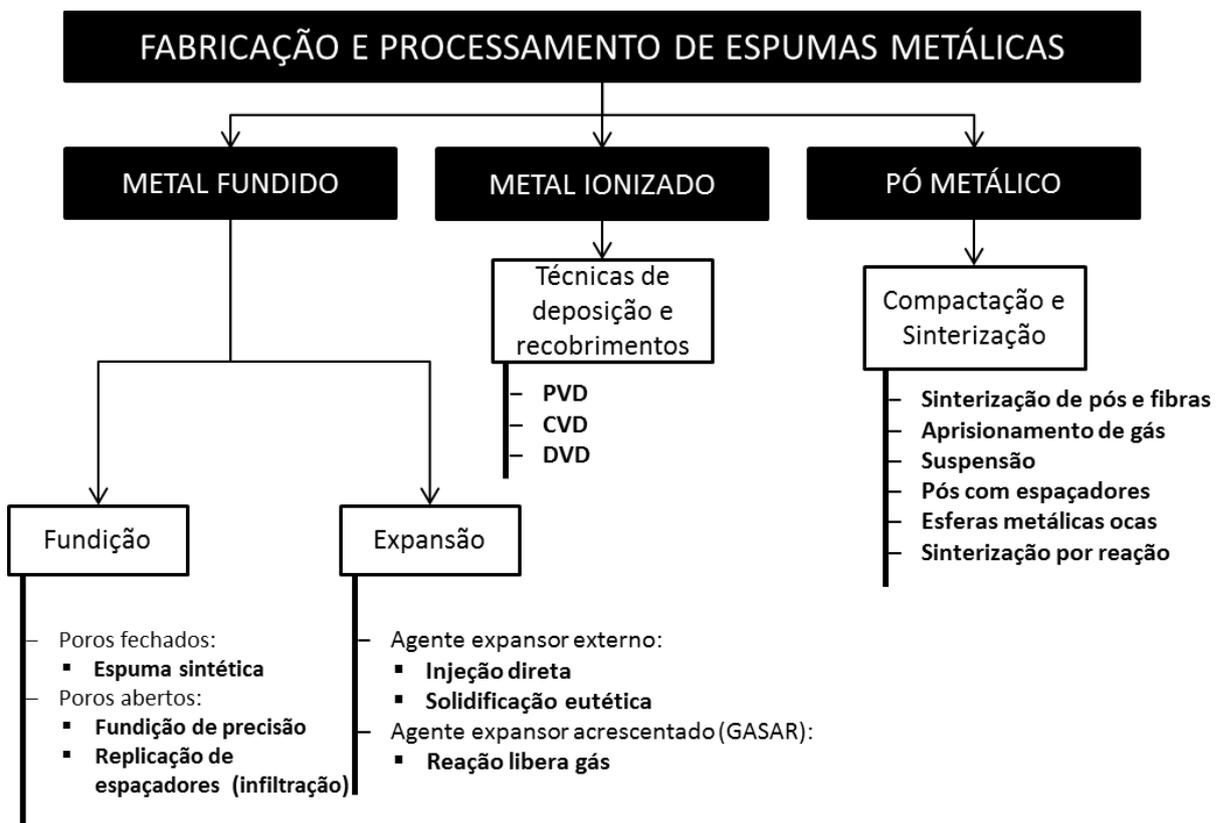


Figura 7. Diferentes rotas de processamento de metais celulares [2,11].

A escolha do metal sólido base para a fabricação da espuma é também de suma importância. Algumas rotas de fabricação carecem de metais que suportem altas temperaturas, sejam mais resistentes a meios agressivos, possuam ponto de fusão baixo, entre outros que possibilitem o processamento adequado para se obter a morfologia de poros desejada. Em suma, o processamento a ser selecionado deve ser aquele que possibilite realizar quaisquer transformações necessárias no metal de base inerentes ao método, como capacidade de fundir o material ou de ionizá-lo, entre outros, além de resultar nas características desejadas para as espumas. Assim sendo, cada rota de fabricação atende a grupos específicos de metais.

Fatores econômicos devem ser considerados uma vez que, se o produto final for altamente oneroso, dificilmente será encontrada uma aplicação. O processamento

tem maior influência na redução nos custos de uma espuma metálica, uma vez que, sendo o método de tecnologia simples ou que possibilite produção de lotes numerosos, haverá considerável alívio financeiro. Paralelamente, materiais mais baratos, naturalmente, reduzem o custo final da espuma de maneira direta [2].

2.1.3.1. Espumas metálicas a partir do metal fundido

Processos de fabricação a partir do metal fundido se dividem em duas áreas: fundição e expansão (*foaming*). A fundição consiste na dispersão de um substrato sólido no metal fundido, agindo como espaçador (*space holder*) e moldando os espaços que se tornarão poros com a solidificação do metal. Espumas de poros fechados podem ser obtidas pela incorporação do metal líquido no interior de partículas ocas, geralmente inorgânicas. Como resultado, obtém-se uma chamada espuma sintética, uma vez que as partículas espaçadoras não são removidas [2,6,11].

Alternativamente, o metal fundido pode ser incorporado aos espaçadores de maneira que estes possam ser posteriormente removidos, formando uma espuma metálica de poros abertos [11], pelos métodos de fundição de precisão e replicação de espaçadores.

A fundição de precisão (*investment casting*) descrita na Figura 8, é iniciada com uma espuma polimérica de poros abertos. Os vazios são preenchidos por uma suspensão contendo algum composto resistente ao calor. Após cura da suspensão, o polímero é removido, restando uma espécie de molde. O metal fundido é incorporado nos espaços anteriormente ocupados pelo polímero e em seguida, o material resistente ao calor do molde é removido, dando origem a uma espuma metálica de poros abertos.

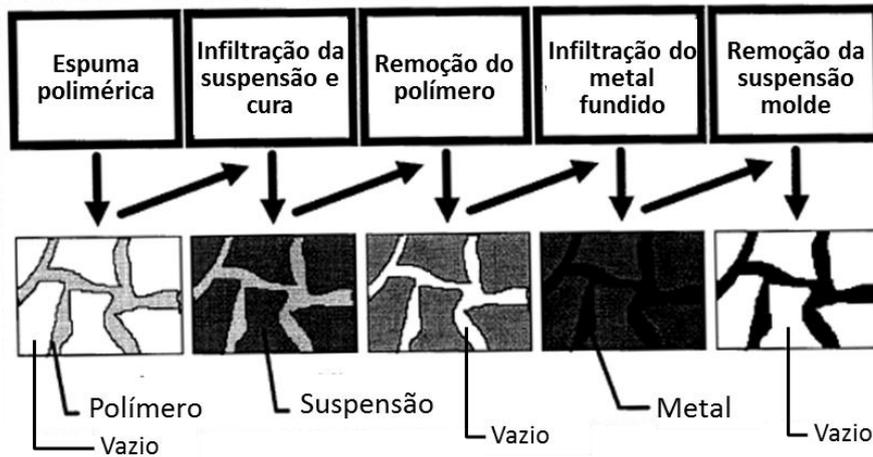


Figura 8. Processo de fundição de precisão. Adaptado [2].

A replicação de espaçadores, ou infiltração, consiste na fundição do metal ao redor dos substratos espaçadores. Esses substratos são normalmente inorgânicos, porém é possível se utilizar materiais orgânicos se a solidificação do metal for suficientemente rápida. A Figura 9 demonstra cada etapa do processo. Primeiramente, os espaçadores são dispostos em um molde. Em seguida, ocorre a infiltração do metal líquido em atmosfera pressurizada, de forma a garantir o molhamento de todas as partículas, uma vez que o líquido metálico possui alta energia de superfície. Finalmente, após a solidificação do metal, os espaçadores são totalmente removidos, gerando uma espuma metálica de poros abertos [2].

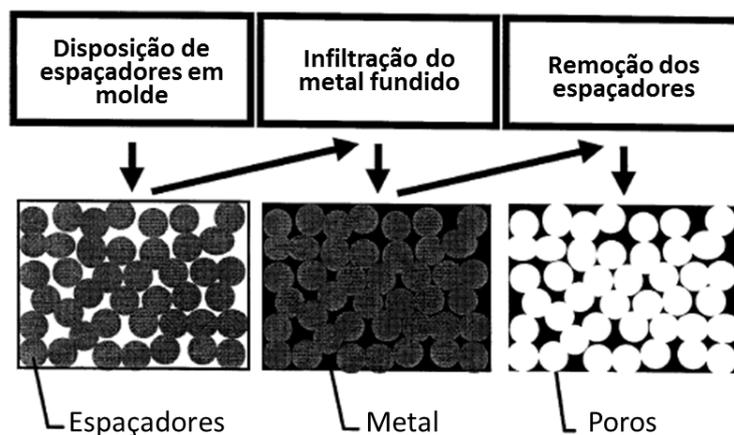


Figura 9. Processo de fabricação de espumas metálicas por replicação de espaçadores. Adaptado [2].

A remoção dos espaçadores pode ser realizada de diversas formas, de acordo com o tipo de material utilizado, e.g. partículas de SiO₂ (sílica) podem ser dissolvidas em ácido fluorídrico (HF). Se utilizado um sal como espaçador, água promove sua remoção. Caso sejam utilizados espaçadores inorgânicos ou outros com baixa resistência ao calor, a exposição à alta temperatura na última etapa do processo garante a formação dos poros [2].

Os métodos de expansão direta (*direct foaming*) compreendem aqueles cujo objetivo é criar bolhas de gás no metal fundido. Para isso, o agente espumante pode ser obtido de uma fonte externa na forma gasosa ou pode ser liberado após uma reação de dissociação provocada em um sólido misturado ao metal fundido. O processo mais simples consiste na injeção direta de um gás externo em um recipiente contendo o metal líquido. [2,7]. Um segundo processo cujo agente espumante possui origem externa é chamado processo de solidificação eutética sólido-gás, denominado GASAR. Neste método, o metal é fundido em atmosfera de hidrogênio, obtendo-se uma mistura saturada. Ao ser resfriado, ocorrerá transformação eutética de um sistema bifásico sólido-gás e, caso a composição esteja próxima da composição eutética, ocorrerá segregação [2,6].

Complementando os métodos de fabricação de espumas metálicas, existem aqueles cujo agente espumante é acrescentado na forma sólida ao metal fundido (*foaming with blowing agents*), sofrendo uma reação de dissociação térmica com o próprio calor do metal em alta temperatura, liberando um gás responsável pela expansão. O processo é realizado a pressão constante e resulta em poros esféricos fechados [2,5,6].

2.1.3.2. Rotas alternativas de processamento

Uma forma mais sofisticada de preparação de espumas envolve métodos de fabricação de espumas a partir do metal ionizada, abrangendo técnicas de recobrimentos e deposições conhecidas, como PVD (*Physical Vapor Deposition*), CVD (*Chemical Vapor Deposition*), DVD (*Direct Vapor Deposition*) entre outras.

Métodos de fabricação de espumas metálicas a partir do pó metálico compreendem um terceiro grupo de técnicas. Nelas, o material permanece no estado sólido durante todo o procedimento, sendo submetida simplesmente a um processo de sinterização, algumas vezes precedida de compactação.

Para maiores detalhes sobre outras rotas de processamento de espumas metálicas, sugere-se consulta aos trabalhos de Gibson e Ashby [1], Banhart [2] e Degischer e Kriszt [11].

2.1.4. Aplicações de Espumas Metálicas

Em função da grande gama de propriedades obtidas para cada um dos muitos tipos de espumas metálicas distintas possíveis de se produzir, esses materiais encontram as mais diversificadas aplicações na indústria. A ampla capacidade de se combinar propriedades de acordo com cada tipo de material base, espaçador ou rota de fabricação selecionados justifica a versatilidade única apresentada pelas espumas metálicas [2,3].

A Figura 10 apresenta a exigência de morfologia dos poros para algumas aplicações mais comuns de espumas metálicas. As aplicações são diferenciadas em dois tipos: estruturais, onde um componente ou dispositivo tem por objetivo apenas fornecer resistência mecânica adequada para executar um determinado papel na aplicação, como sustentar um certo peso, absorver cargas por meio de deformações, entre outras; ou funcionais, onde um componente ou dispositivo possui uma função específica a ser exercida onde está sendo aplicado sem necessariamente fornecer suporte estrutural, como permitir e controlar a troca de calor entre dois meios, filtrar fluidos, fornecer suporte para catalisadores, etc.

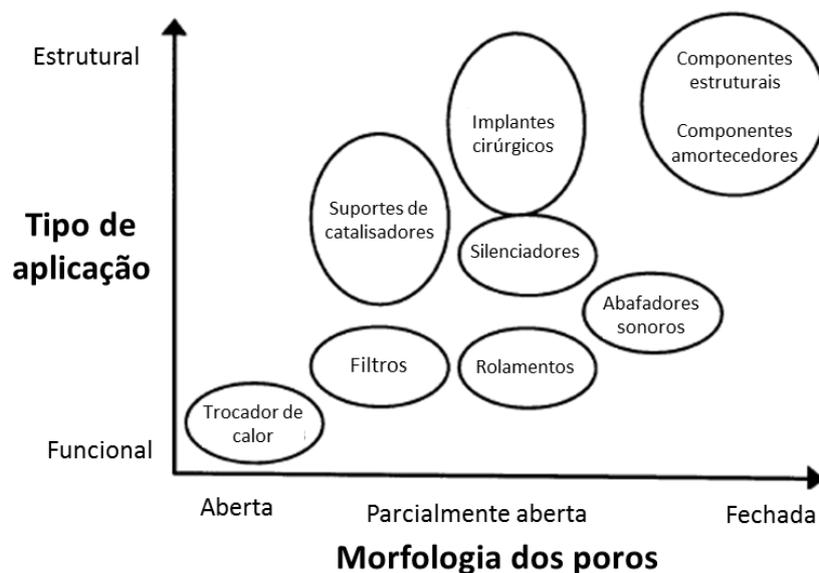


Figura 10. Aplicações de espumas metálicas em função da morfologia dos poros. Adaptado [2].

Espumas de ligas de latão encontram na indústria aplicações principalmente em trocadores de calor e filtros. Devido à ótima condutividade térmica das ligas de cobre e à porosidade aberta, um fluido que atravessa uma espuma de cobre poderá trocar calor com alta eficiência, uma vez que a área superficial da liga aumenta consideravelmente quando na forma porosa. A espuma de liga de cobre Duocel®, comercializada pela ERG Aerospace®, por exemplo, já é aplicada em trocadores de calor para áreas médicas, sistemas de defesa, plantas industriais de geração de energia e aplicações aeroespaciais [12]. Filtros KDF® de ligas de Cu-Zn da CuZn Water Systems® atuam utilizando o princípio das reações de oxidação e redução (redox) existentes em metais dissimilares. Em atmosfera aquosa, o cobre age como catodo e o zinco como anodo. Com a passagem do fluido, os contaminantes reagem com a liga formando hidróxidos de cobre e zinco que criam atmosferas agressivas para algas, fungos e bactérias. Além disso, as reações redox em filtros de espuma de latão são capazes de impedir a formação de depósitos cristalinos de cálcio e magnésio nas paredes de tubulações e removem até 98% de metais pesados da água [13].

2.2. Mecânica da Fratura

Quando métodos de cálculo estrutural já conhecidos e estabelecidos se tornaram insuficientes para prever ou mesmo explicar certos tipos de falhas estruturais abaixo de níveis de tensão considerados seguros, tornou-se necessário o desenvolvimento de novos métodos mais completos de análise. A partir dos estudos dessas falhas, detectou-se que as estruturas que apresentavam problemas continham defeitos planares, isto é, trincas. Assim, ao observar-se que a propagação de trincas pré-existentes levavam a fraturas sem deformação plástica relevante, foi dado início ao estudo da Mecânica da Fratura [14].

O objetivo da Mecânica da Fratura é permitir, essencialmente de forma quantitativa, uma análise detalhada dos problemas e riscos causados pela existência de trincas em uma estrutura. Por outro lado, falhas dominadas por escoamento ou deformação plástica estão associadas aos defeitos na estrutura cristalina, que por sua vez caracterizam o limite de escoamento do material, e.g. contornos de grão, precipitados e intersticiais, que influenciam na movimentação das discordâncias [15].

A Mecânica da Fratura introduziu uma nova filosofia de projeto de estruturas e seleção de materiais, uma vez sabido que falhas catastróficas tem origem na

propagação de trincas instáveis a partir de defeitos já existentes e inerentes ao material. Essa filosofia consiste basicamente em duas linhas de análise: determinar a tensão máxima a que o material pode ser submetido em função da dimensão de uma trinca existente ou determinar a dimensão máxima de uma trinca que o material pode acomodar dada uma tensão operacional, sem que ocorra em ambos os casos propagação instável da trinca.

A habilidade de certo material de suportar a presença de uma trinca de determinada dimensão quando submetido a uma certa carga aplicada está relacionada com uma propriedade mecânica conhecida como tenacidade à fratura. Igualando-se a força motriz da propagação da trinca com a tenacidade à fratura do material, é possível se determinar o ponto de equilíbrio entre estabilidade e instabilidade de uma trinca. Essa igualdade resulta em uma expressão que correlaciona cargas aplicadas à estrutura, dimensões e geometria da trinca e da peça estudada e a tenacidade à fratura do material. Assim sendo, mediante a aplicação da Mecânica da Fratura é possível determinar, por exemplo, a tensão máxima a que a estrutura fabricada de um certo material pode ser submetida em função da dimensão de uma trinca existente, a dimensão máxima de uma trinca que o material pode suportar para uma dada uma tensão aplicada e qual a tenacidade requerida do material quando é provável a existência de um defeito de certas dimensões submetido a uma certa tensão de trabalho, em todos os casos sem que ocorra propagação instável da trinca [16].

O conceito de tenacidade à fratura de um material começou a ser desenvolvido ao fim da Segunda Guerra Mundial, incentivados pelas famosas falhas observadas nos navios Liberty e nos navios-tanque T2. Muitos simplesmente partiram em dois, falhando sob baixas tensões até mesmo quando docados. Os novos equipamentos tinham em comum costado integralmente soldado – até então as estruturas eram rebitadas e a propagação de trincas era interrompida ao encontrar o limite de uma chapa – o que contribuiu para a ocorrência dessas falhas catastróficas. As falhas observadas nos primeiros anos da Mecânica da Fratura eram essencialmente frágeis, ou seja, o material fratura ainda dentro do seu limite elástico. O estudo desse fenômeno é conhecido como Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e, mesmo com a correção para plasticidade proposta por em 1948, sua abordagem fica restrita a fraturas sem ou com pouca deformação plástica. Com o advento de aços estruturais mais avançados, dúcteis, de alta tenacidade e boa resistência mecânica, deformações plásticas consideráveis passaram a ser observadas antecedendo as fraturas. Estudos dos mais variados foram propostos e diversas teorias para deformações com comportamentos não-lineares foram

desenvolvidas após a década de 1960. Ao estudo da Mecânica da Fratura em comportamento não-linear dá-se o nome de Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). A MFEP evoluiu a partir dos resultados obtidos pela MFLE, e, devido a sua alta complexidade, seus conceitos ainda não são bem estabelecidos, tornando essencial um aprofundamento nos fundamentos da MFLE [14-17].

2.2.1. Modos Puros de Carregamento de Trincas

Uma chapa metálica contendo uma trinca vazante pode ser carregada de três modos, de acordo com a Figura 11. O Modo I representa um carregamento trativo perpendicular ao plano da trinca, onde ocorre uma abertura do defeito, sendo este modo correspondente à maioria dos casos observados pela Mecânica da Fratura. O Modo II representa um cisalhamento dos planos da trinca, enquanto o Modo III representa um cisalhamento fora do plano, resultando em um movimento similar ao de torção [18].

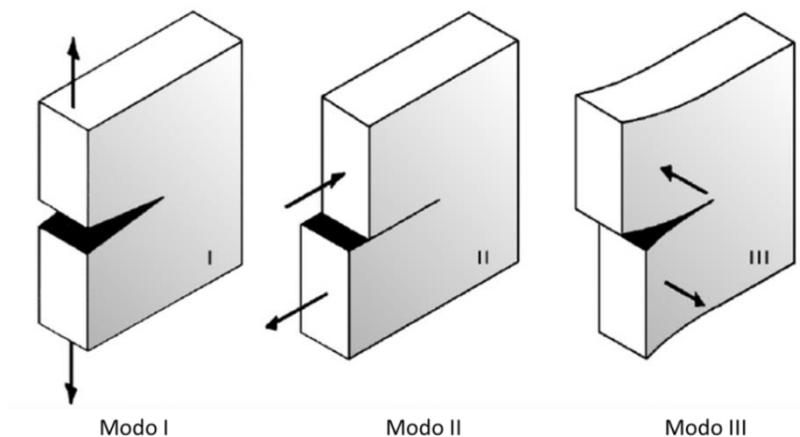


Figura 11. Modos de carregamento puro para uma trinca vazante. Adaptado [15].

2.2.2. Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Conforme discutido anteriormente, a MFLE corresponde aos primeiros passos do desenvolvimento da Mecânica da Fratura. O trabalho de Griffith [19] desenvolvido em 1920 e publicado em 1921 pode ser considerado o marco inicial da Mecânica da Fratura e a base da MFLE. Nesse trabalho, as condições de propagação de uma trinca são tratadas do ponto de vista puramente energético em materiais frágeis, avaliando-se a taxa de liberação de energia (G). Após a II Guerra Mundial, foram propostas

correções relativamente simples ao trabalho de Griffith que consideravam os efeitos da deformação plástica no balanço energético [20].

Em 1957, a MFLE deu um novo passo com o estudo da distribuição de tensões na ponta de uma trinca, dando origem ao conceito de Fator de Intensidade de Tensões (K) e o estabelecimento de uma correlação entre os fatores K e G , mostrando que ambos são conceitualmente equivalentes [14,21,22].

2.2.2.1. O Balanço Energético de Griffith

O balanço energético de Griffith é baseado na teoria da energia mínima [19], indicando que uma trinca em um sólido elástico linear irá se propagar se, e somente se, essa propagação acarretar na redução da energia do sistema como um todo [15].

A Figura 12 apresenta uma chapa de comprimento e largura infinitas e espessura B , com a presença de uma trinca centralizada vazante de comprimento $2a$, sob uma tensão trativa de valor σ .

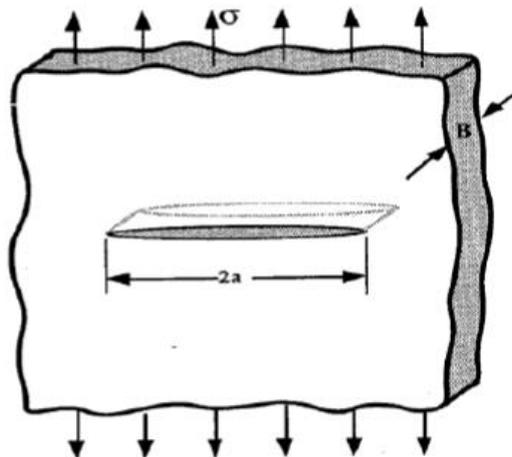


Figura 12. Chapa de espessura B com a presença de uma trinca vazante de comprimento $2a$. Adaptado [21].

Seja U a energia potencial total, U_0 a energia do sistema sem a presença da trinca, U_a o decréscimo energético resultante da presença da trinca vazante e U_γ o acréscimo de energia devido à criação de superfícies ocasionada pela presença desse defeito. A energia potencial total será dada então pela Equação 3:

$$U = U_0 - U_a + U_\gamma \quad (3)$$

Griffith demonstrou que o decréscimo de energia potencial elástica daquela geometria causado pela presença da trinca é

$$U_a = \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E} \quad (4)$$

onde E corresponde ao módulo de elasticidade do material.

A área de cada lado da trinca é dada por $2aB$, ou seja, a área total equivale a $4aB$. Assim, sendo γ a energia de superfície por unidade de área, a energia de superfície total da trinca é dada por:

$$U_\gamma = 4aB\gamma \quad (5)$$

Em seguida, é necessário se considerar como a energia potencial do sistema reage à variação do tamanho da trinca:

$$\frac{\partial U}{\partial a} = -\frac{2\pi\sigma^2 aB}{E} + 4B\gamma \quad (6)$$

Ou seja, em uma condição de equilíbrio, onde $\delta U=0$ obtém-se:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma \quad (7)$$

O lado esquerdo da Equação 7, conhecido como módulo G em honra a Griffith [19] é a taxa de liberação de energia elástica com o crescimento da trinca e representa a força motriz para o crescimento da mesma. Já o lado direito da Equação 7 está associado à resistência do material ao crescimento da trinca e é definido como R [20]. Considerando R como uma propriedade de um material, ou seja, uma constante, haverá propagação da trinca quando G for maior que R . Assim, existirá para cada material, um valor crítico G_c numericamente igual a R [21,22].

É possível, a partir da Equação 7, se determinar a tensão crítica de propagação de trinca, ou tensão crítica de fratura σ_f :

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi a}} \quad (8)$$

No final dos anos 1940, foi proposta a adição de um termo que levasse em consideração a deformações plásticas na ponta da trinca e a consequente dissipação energética causada por essa deformação. Dessa maneira, a resistência ao crescimento da trinca foi definido como:

$$R = \gamma_s + \gamma_p \quad (9)$$

onde γ_s e γ_p correspondem à energia de superfície e à energia consumida pela deformação plástica, respectivamente. Nos materiais metálicos normalmente a energia de superfície no processo de fratura tem valor desprezível quando comparada à energia consumida em deformação plástica na ponta da trinca, mesmo para materiais que fraturam no regime elástico [19]. Após essa correção a tensão crítica de propagação de trinca passa ser dada então por:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} \quad (10)$$

2.2.2.2. O Fator de Intensidade de Tensões

Dificuldades práticas na abordagem energética da MFLE levaram a avanços consideráveis no ano de 1957. Os esforços das pesquisas na época se concentraram em medir o campo de tensões nas vizinhanças de um defeito macroscópico [23]. A Figura 13 ilustra uma trinca e sua vizinhança, sendo σ_{ij} a tensão em um ponto a uma distância r da ponta da trinca e ângulo θ em relação ao eixo de propagação do defeito (x).

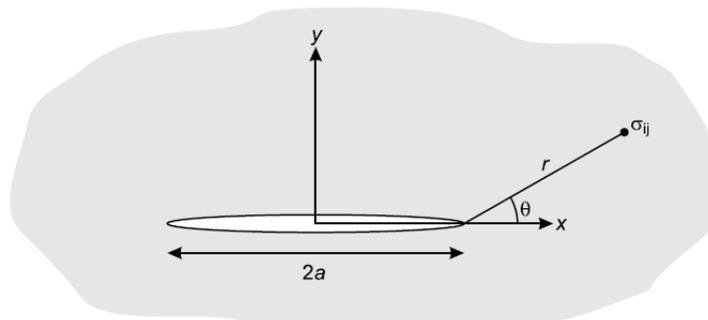


Figura 13. Tensões no entorno de uma trinca [15].

A Equação 11 a seguir expressa o valor da tensão no ponto ilustrado pela Figura 5:

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}(\theta) \quad (11)$$

onde K é definido como o fator de intensidade de tensões e f_{ij} é uma função dependente unicamente de θ . O fator de intensidade de tensões é definido, de forma geral, como:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (12)$$

onde Y é o fator de forma ou fator geométrico, dependente da geometria da estrutura e do defeito [23]. Assim sendo, o valor de K depende do modo de carregamento, da geometria da estrutura e do defeito e da tensão aplicada. Para o modo de carregamento I, utiliza-se a notação K_I . A tenacidade à fratura de um material pode ser definida como o valor crítico de K_I , chamado K_{Ic} . Ou seja, quando K_I aplicado na estrutura é maior ou igual a K_{Ic} , que é propriedade do material, ocorrerá fratura [21].

2.2.2.3. Relação entre G e K

Os modelos do balanço energético e do fator de intensidade de tensões podem ser relacionados de maneira muito simples, levando-se em consideração apenas o estado de tensões de deformações e o módulo de elasticidade do material.

A obtenção dessa relação é feita de forma simples, ao se substituir a Equação 12 na Equação 7, resultando em:

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (13)$$

para estado plano de tensões e

$$G = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (14)$$

para o estado plano de deformações, sendo ν a razão de Poisson [14].

2.2.3. Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A MFEP foi – e ainda está sendo – desenvolvida com o objetivo de ampliar a aplicabilidade da Mecânica da Fratura a materiais mais dúcteis, dando origem a modelos que preveem o comportamento em fratura de materiais que apresentam certa deformação plástica até a fratura.

O conceito de abertura da ponta da trinca (hoje chamado CTOD – *Crack Tip Opening Displacement*) foi introduzido no início dos anos 1960 e seu desenvolvimento pode ser considerado o marco inicial da MFEP. O modelo, um dos dois mais importantes para a MFEP, considera que a trinca crescerá a partir de um certo nível de deslocamento das faces da trinca na ponta da mesma. Medidas experimentais corroboraram esse suposto, estabelecendo um deslocamento (CTOD) específico como parâmetro de fratura. O outro parâmetro importante da MFEP corresponde à Integral J, desenvolvida nos anos 1970. Tal modelo considera as mudanças de energia potencial envolvidas no crescimento de uma trinca em um sólido elástico não-linear e é uma generalização do módulo G. Uma vez desconsiderados quaisquer descarregamentos, sólidos elasto-plásticos podem ser muito bem modelados matematicamente como de sólidos elásticos não-lineares. As variações energéticas por sua vez são calculadas por uma integral de contorno ao longo de um caminho fechado arbitrário ao redor da ponta da trinca, tendo como resultado um parâmetro de fratura [15].

2.2.3.1. O CTOD

Na ponta de uma trinca em um material com comportamento elasto-plásticos, as tensões ali concentradas irão produzir o embotamento da ponta da trinca. Esse embotamento está associado a um deslocamento. Wells propôs que poderia se esperar que esse deslocamento venha a controlar a ocorrência de fratura [15]. Observou-se experimentalmente que esse deslocamento variava de acordo com a tenacidade do material. Tal observação levou à proposição da abertura da ponta da trinca (CTOD, também representada por δ), demonstrada na Figura 14, como parâmetro para a fratura [17,21].

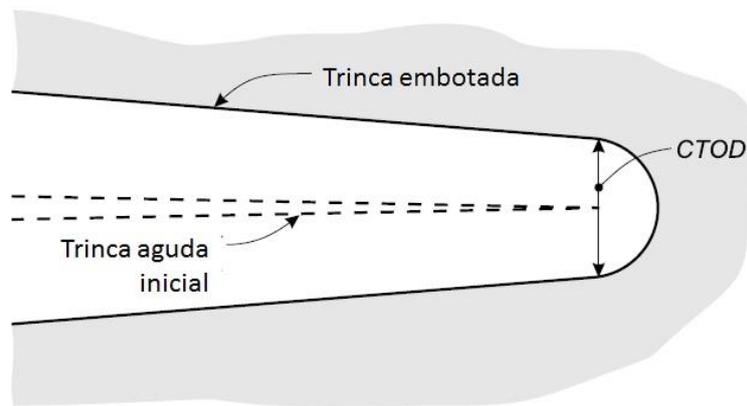


Figura 14. Abertura na ponta da trinca após embotamento. Adaptado [15].

2.2.3.2. A Integral J

A Integral J é muito apreciada como parâmetro para fratura para materiais com comportamento elasto-plástico. Essa abordagem tem base na avaliação de uma integral de linha contornando por completo a ponta de uma trinca, que pode ser vista como uma generalização do módulo de Griffith [15].

Seja dois materiais, um elasto-plástico, outro elástico não-linear, submetidos a um carregamento e posterior descarregamento. A Figura 15 demonstra os comportamentos distintos resultantes. No descarregamento, o sólido elástico não-linear volta à sua forma original aliviando a tensão do mesmo modo que foi carregado. Já o sólido elasto-plástico não retorna à sua forma anterior, sendo deformado plasticamente, aliviando apenas a tensão elástica linear apresentada anteriormente a deformação plástica.

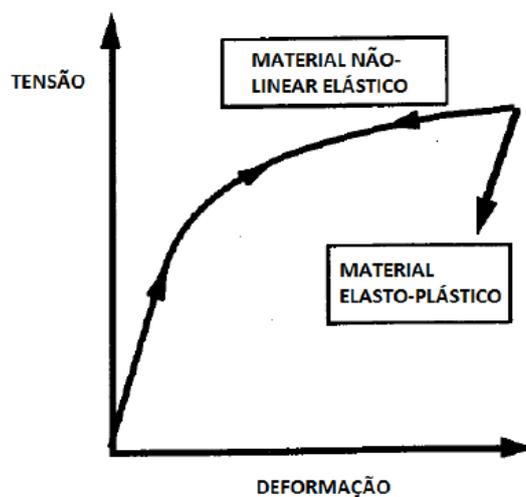


Figura 15. Curva tensão vs. deformação de materiais elásticos não-lineares e elasto-plásticos e seus comportamentos quando descarregados [22].

Se o incremento de tensão for exclusivamente monotônico, isto é, sem nenhum descarregamento, observa-se claramente que os dois materiais possuirão comportamentos idênticos [17,21].

Considerando uma trinca circundada por um caminho arbitrário Γ percorrido no sentido contrário às agulhas do relógio da face inferior à face superior, conforme a Figura 16, a Integral J é definida pela Equação 15 [21]:

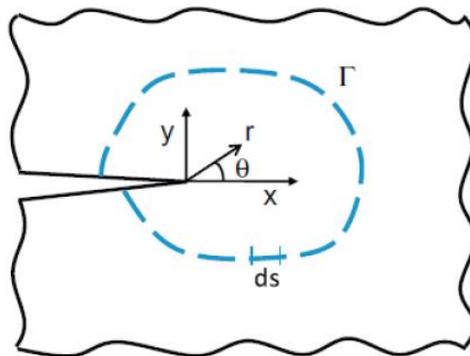


Figura 16. Ponta da trinca circundada por caminho arbitrário [22].

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (15)$$

onde W é a densidade de energia de deformação, T_i é o vetor tração, u_i o vetor deslocamento e ds um infinitesimal do caminho Γ [21]. O valor dessa integral, que tem unidades de energia por unidade de área, é independente do caminho e pode ser calculado para qualquer geometria e estado de tensões. Por outro lado, foi demonstrado que J corresponde à taxa de liberação de energia potencial de um material não-linear com o aumento da trinca é definida como:

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{dU}{da} \right) \quad (16)$$

sendo U a energia potencial e a o comprimento da trinca. O J definido na Equação 16 é análogo ao G para materiais elásticos. Como a Integral J é independente do caminho, é possível, para fins de conveniência, selecionar o caminho de integração mais conveniente, o que facilita seu cálculo.

Quando a fratura acontece em um material com comportamento elasto-plástico uma parcela elevada da energia é absorvida em forma de deformação plástica e J não pode já ser definido como a taxa de liberação de energia potencial, mas sim como a diferença na energia absorvida durante o testes de dois CP's idênticos com tamanhos de trinca levemente diferentes [21].

Em 1968, foram publicados dois estudos dos campos de tensões e deformações na ponta da trinca de um material com comportamento elasto-plástico, modelado pela equação de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (17)$$

onde σ_0 e ε_0 são valores de tensão e deformação de referência, respectivamente, α é uma constante adimensional e n é definida como a taxa de encruamento do material.

Esses estudos permitiram definir os chamados campos HRR (Hutchinson, Rice e Rosengren), que descrevem as tensões e deformações ao redor da ponta da trinca em função de J :

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{1/n+1} \widetilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (18)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{n/n+1} \widetilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (19)$$

onde I_n corresponde a uma constante de integração cujo valor é função do valor de n , e $\widetilde{\sigma}_{ij}$ e $\widetilde{\varepsilon}_{ij}$ funções adimensionais dependentes de n e do ângulo polar sobre a trinca θ [17,21]. Como pode ser visto, o valor da Integral J controla os campos de tensões e deformações em uma região vizinha à ponta da trinca em materiais elasto-plásticos de forma análoga ao fator de intensidade de tensões K_I em materiais com comportamento elástico linear. Assim sendo, a Integral J é também utilizada como parâmetro de fratura. O critério, neste caso, indica que haverá crescimento de trinca quando J aplicado $> J_{IC}$, sendo J_{IC} a tenacidade à fratura do material.

Vários métodos para avaliar experimentalmente J_{IC} foram propostos, alguns deles envolvendo diversas amostras do mesmo material, outros com elevada dificuldade matemática. Entretanto, existem metodologias normalizadas para se calcular J_{IC} a partir de um único CP utilizando como dados os registros de

deslocamento na linha de carga (*load line displacement*, ou LLD) versus a carga aplicada [21].

Ao se considerar o deslocamento em duas partes, uma elástica, outra plástica, podemos estender essa consideração para o valor de J . Conforme supracitado, a componente elástica linear de J é equivalente à G , e é dada pela Equação 20 para estado de tensões planas e pela Equação 22 no estado de deformações planas:

$$J_e = \frac{K^2}{E} \quad (20)$$

$$J_e = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (21)$$

A componente não-linear (plástica) de J pode ser calculada a partir de:

$$J_p = H\sigma\varepsilon_p a \quad (22)$$

onde ε_p corresponde à deformação plástica e H é uma constante adimensional dependente da geometria da peça [24].

De uma forma geral, a Integral J pode ser também calculada a partir da seguinte relação:

$$J = \frac{\eta U_c}{Bb} \quad (23)$$

sendo η um fator dependente da razão comprimento da trinca a largura do corpo de prova (a/W), U_c a energia absorvida, B a espessura do corpo de prova e b o comprimento do ligamento remanescente ($b = W - a$).

Podemos considerar então a energia absorvida U_c igual a área A abaixo da curva no gráfico de carga-LLD (Figura 17), tomando a forma da Equação 24 a seguir:

$$J = \frac{\eta A}{Bb} \quad (24)$$

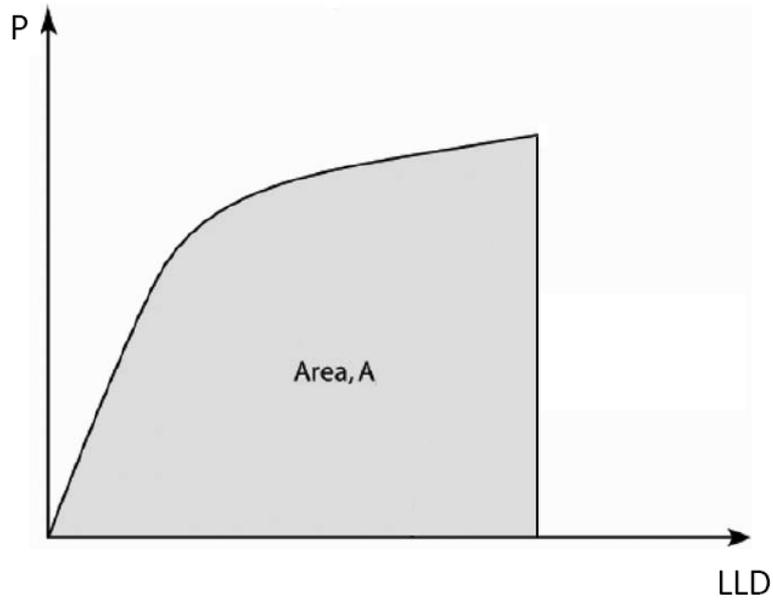


Figura 17. Área total abaixo da curva carga-deslocamento equivalente à energia referente à Integral J. Adaptado [9].

Caso seja preferível por algum motivo separar o cálculo de J nas suas componentes elástica e plástica, o valor da Integral J em estado de deformações planas pode ser calculado como [9,21]:

$$J = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) + \frac{\eta A_{pl}}{Bb} \quad (25)$$

onde A_{pl} é a área correspondente à região de deformação plástica, conforme observado na Figura 18 .

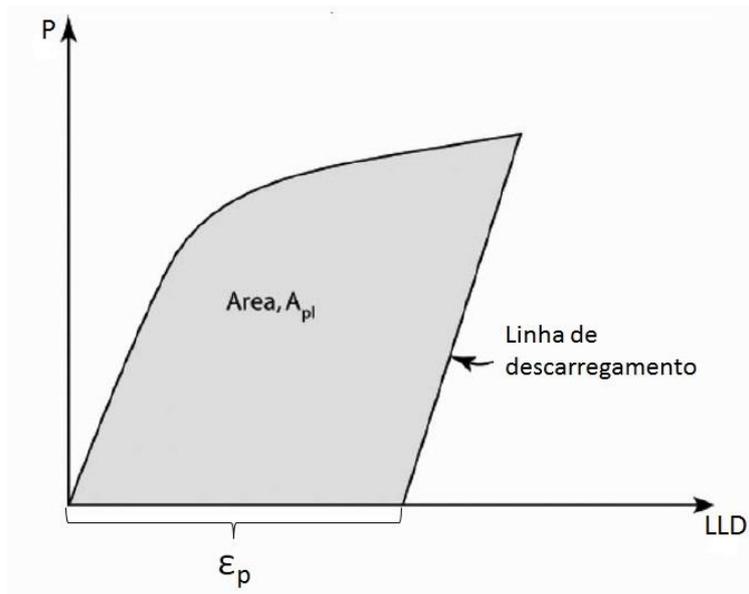


Figura 18. Área plástica abaixo da curva resultante do carregamento e da deformação plástica. Adaptado [9].

2.2.4. Curvas de Resistência ao Crescimento de Trincas

Sólidos elasto-plásticos não fraturam catastróficamente após atingir determinado valor constante de J ou de CTOD. Na verdade, esses materiais apresentam as chamadas curvas de resistência, ou curvas R , que descrevem como a resistência ao crescimento de trincas cresce em função do crescimento da própria trinca.

A Figura 19 apresenta um exemplo de uma curva do tipo J - R . Inicialmente, ocorre embotamento da trinca, resultando em uma curva linear e em um crescimento aparente da trinca. A partir de um determinado valor de J (J_{IC}), ocorre crescimento estável da trinca. Se o corpo de prova que está sendo testado possui uma espessura adequada, a maior parte da frente da trinca estará submetida a condições de deformação plana e o valor de J correspondente à iniciação do crescimento de trinca é considerado a tenacidade à fratura do material [21], uma propriedade mecânica.

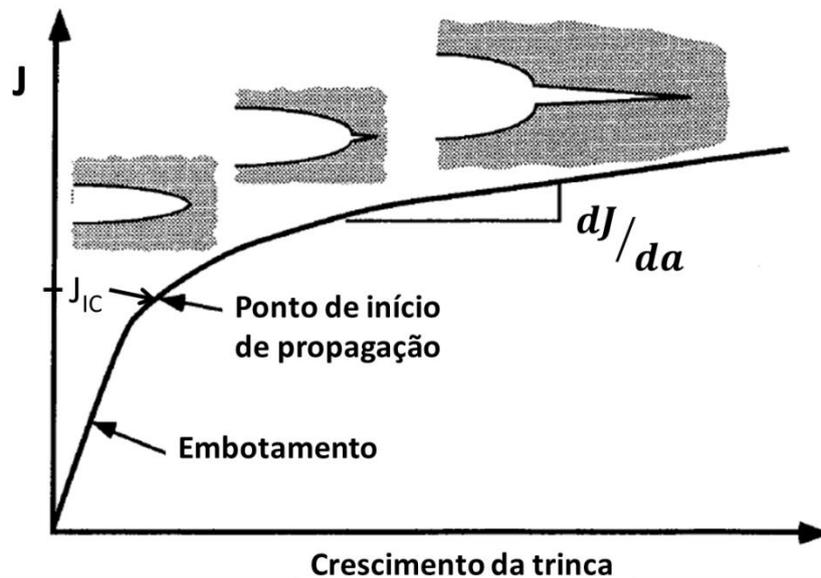


Figura 19. Curva J-R e etapas associadas de crescimento de trinca. Adaptado [21].

O método mais comum para a obtenção de curvas de resistência *J-R* ou *CTOD-R* ($\delta-R$) é o método das descargas parciais. Primeiramente, aplica-se uma carga que provoca um pequeno crescimento da trinca. Em seguida, essa carga é parcialmente aliviada e aplicada novamente. À medida que a trinca cresce, o material se torna menos rígido, elevando o valor de sua *compliance* (por definição, inverso da rigidez, identificado pela letra *C*). Cada descarga parcial resulta em uma reta na curva carga *versus* LLD, conforme observado na Figura 20. A inclinação da reta é equivalente ao inverso da *compliance*. Várias normas fornecem equações relacionando a *compliance* ao tamanho da trinca e a geometria do corpo de prova. Para cada geometria específica de corpo de prova, existe uma equação adequada.

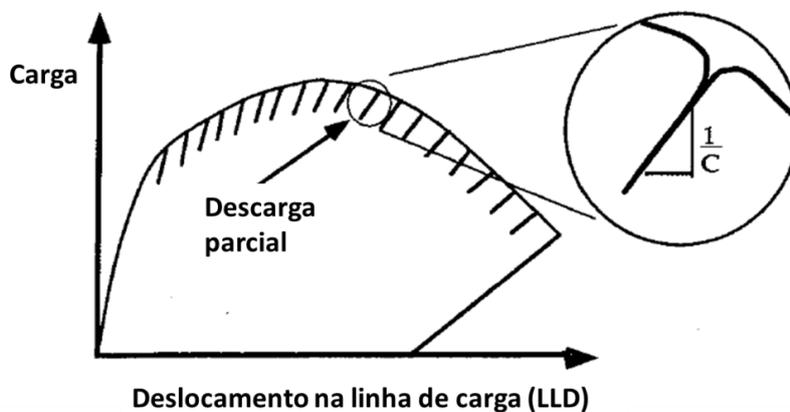


Figura 20. Curva carga *versus* LLD resultante do método das descargas parciais. Adaptado [21].

Assim, mediante o método das descargas parciais é possível se obter curvas de resistência de um certo material a partir de um único corpo de prova, ao se medir, para cada descarga, o tamanho da trinca. De posse do tamanho da trinca, podemos calcular a evolução nos valores de K , J e δ e dessa forma, construir uma curva semelhante à apresentada na Figura 19 [15,21].

A obtenção do valor candidato a valor crítico (J_Q ou δ_Q) é mais comumente feita a partir da interseção da curva de resistência experimental com uma reta paralela à chamada linha de embotamento (*blunting line*). A inclinação da linha de embotamento varia para cada norma. A tenacidade é normalmente estabelecida na interseção da curva R com uma reta paralela à região de embotamento com origem no ponto de 0,2 mm de crescimento de trinca, como indicado na Figura 21 [15].

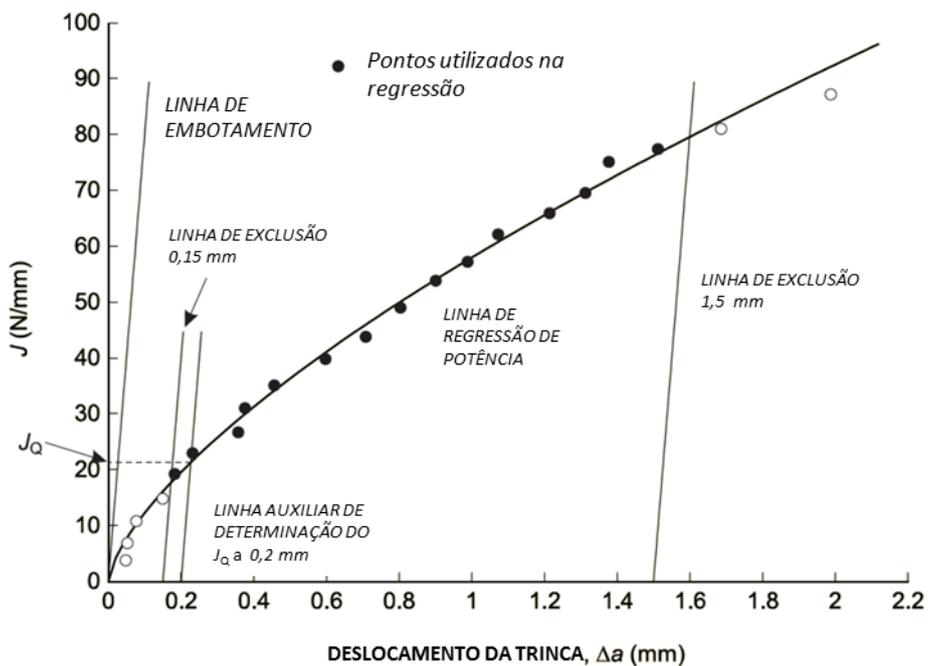


Figura 21. Curva de resistência J - R e linhas auxiliares. Adaptado de [15].

3. Materiais e Métodos

3.1. Espuma Metálica

A espuma metálica utilizada neste trabalho foi produzida a partir de uma liga de Cu-Zn (latão) do tipo α/β ou duplex, comercialmente denominado CW614N. A densidade da liga é igual a $8,45 \text{ g.cm}^{-3}$. Na Tabela 2 encontra-se a composição química da liga. O chumbo (Pb), que permanece insolúvel, é acrescentado com o objetivo de melhorar a usinabilidade do material [25,26].

Tabela 2. Composição química do latão CW614N [25].

Elemento	Composição (%p)
Cobre (Cu)	57,0 – 59,0
Chumbo (Pb)	2,7 – 3,0
Estanho (Sn)	< 0,3
Ferro (Fe)	< 0,3
Zinco (Zn)	Balanço

As espumas sólidas de porosidade aberta de ligas de latão CW614N foram estudadas em trabalhos anteriores [25,26] e foram obtidas a partir da técnica de replicação de espaçadores ou infiltração, introduzindo a liga fundida em molde cilíndrico de aproximadamente 50 mm de diâmetro contendo partículas de sílica-gel. A sílica-gel amorfa (SiO_2) comercial Sigma S7500 Tipo II foi selecionada para ser utilizada como agente espaçador formador de poros. É um material inerte, sem efeitos adversos conhecidos na maioria os ambientes. Tem ponto de fusão de $2230 \text{ }^\circ\text{C}$, muito mais elevado que o do latão ($880\text{-}895 \text{ }^\circ\text{C}$), ou seja, o ambiente formado pelo latão fundido não exerce nenhuma influência na sílica-gel. Ainda, é um material largamente comercializado como dissecante, sendo de fácil acesso e baixo custo [25,26].

Um das principais vantagens de se utilizar espaçadores sólidos é o melhor controle da distribuição do tamanho dos poros. Por outro lado, esse método não permite obtenção de espumas com mais de 80% de porosidade [2]. Ainda, é possível dessa forma se obter morfologia de poros abertos.

3.2. Preparação dos Corpos de Prova

A produção das espumas é descrita a seguir: inicialmente, aproximadamente 30% do volume final esperado de latão foram acrescentados ao molde; em seguida, os espaçadores de sílica-gel foram acrescentados acima da liga e um cilindro de grafite foi utilizado de forma a permitir uma melhor distribuição de calor no molde (Figura 22a); o metal então foi progressivamente aquecido até sua fusão (Figura 22b), e, após aquecimento do líquido, os espaçadores de sílica-gel foram pressionados contra o latão fundido, ocorrendo assim infiltração do líquido nos espaços entre as partículas (Figura 22c); finalmente, o latão foi resfriado, solidificando ao redor dos espaçadores, sendo estes removidos posteriormente (Figura 22d) [25,26].

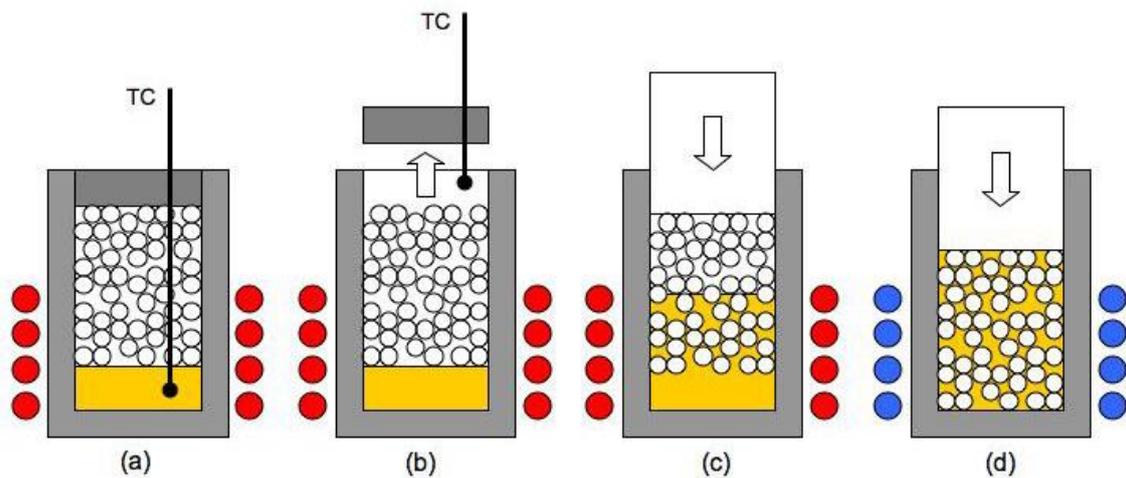


Figura 22. Etapas da produção das espumas metálicas [25].

As amostras utilizadas neste trabalho foram recebidas ainda com as partículas de sílica-gel presentes e são apresentadas na Figura 23. A única etapa de produção das espumas realizada nesse trabalho envolveu a remoção dos espaçadores.



Figura 23. Espumas de latão cilíndricas de 50 mm de diâmetro conforme recebidas, ainda com espaçadores de sílica-gel em seu interior.

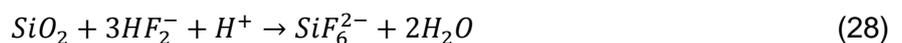
3.2.1. Remoção dos Espaçadores

Para a etapa final da fabricação das espumas de latão por replicação de espaçadores, foi realizada a remoção das partículas de sílica-gel promovendo-se sua dissolução em solução aquosa de ácido fluorídrico (HF) 48% P.A., contendo 50% HF e 50% de H₂O destilada.

De acordo com a literatura [25], a reação estequiométrica da sílica (SiO₂) com HF é dada pela seguinte equação:



A solução aquosa de HF promove a dissolução da sílica de acordo com as Equações 27 e 38 :



Por possuir morfologia altamente porosa, a sílica-gel facilita a interação com a solução aquosa de HF, acelerando assim a cinética de reação e tornando a dissolução mais eficiente. A agitação da solução aquosa se faz necessária para facilitar a saída de ar dos poros e romper qualquer bloqueio gerado por tensões superficiais, permitindo a efetiva entrada da solução de HF na espuma e o contato com a superfície do espaçador.

Para a remoção eficiente da sílica-gel, as espumas permaneceram de 3 a 14 dias imersas na solução 50% HF, 50% H₂O destilada, conforme exibido na Figura 24. Por possuir morfologia de poros abertos, a solução dissolve progressivamente cada partícula de sílica-gel, permitindo de forma gradual sua entrada até que todos os espaçadores fossem efetivamente removidos.



Figura 24. Espumas de cobre-zinco em banho de solução de HF para remoção dos agentes espaçadores.

3.2.2. Geometria dos Corpos de Prova DC(T)

Uma vez finalizada a preparação das espumas, foi determinado o perfil de usinagem dos corpos de prova em forma de disco DC(T) (*Disk-Shaped Compact Specimen*) para ensaio por descargas parciais a partir de uma adaptação dos perfis sugeridos pelas normas ASTM E399-09 [27] e ASTM E1820-11 [9], semelhante à adaptação observada na literatura [28] para corpos de prova porosos. Um esquema da geometria dos CP's utilizados, assim como detalhes da usinagem do entalhe, podem ser vistos na Figura 25 .

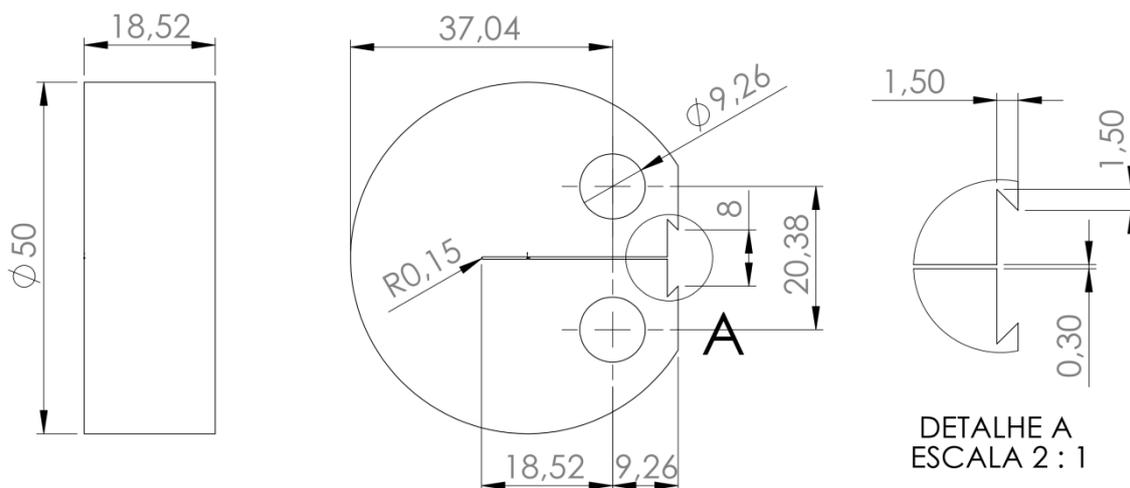


Figura 25. Corpo de prova DC(T) e detalhes do entalhe.

A Tabela 3 descreve as principais dimensões dos corpos de prova, relevantes para os cálculos do fator de intensidade de tensões K e da Integral J .

Tabela 3. Dimensões relevantes dos CP's estudados.

Dimensão	Símbolo	Valor (mm)
Tamanho inicial de trinca	a_0	18,52
Largura em relação à linha de carga	W	37,04
Ligamento restante inicial ($W-a$)	b_0	18,52
Espessura	B	18,52

O diâmetro do cilindro que deu origem às amostras é de 50 mm. De acordo com a norma, o valor de W foi determinado conforme a Equação 29 :

$$W = \frac{D}{1,35} \quad (29)$$

onde D corresponde ao diâmetro.

O valor a/W deve estar entre 0,45 e 0,55, sendo o valor 0,5 o escolhido. A espessura B por sua vez é igual a $W/2$.

3.2.3. Seleção e Identificação dos Corpos de Prova

Após a remoção dos espaçadores e a determinação da geometria final, os corpos de prova (CP) foram encaminhados para usinagem. Procurou-se selecionar espumas com diferentes características de forma a se obter resultados passíveis de comparação, entretanto, a quantidade de amostras ficou restrita à disponibilidade de material. Sua identificação se deu em função da morfologia dos seus poros, na seguinte forma: o primeiro campo referência à espuma de latão (EL); o segundo identifica a morfologia do espaçador que deu origem aos poros, podendo ser poliédrica irregular (I), esférico regular com poros relativamente pequenos (RP), esférico regular com poros relativamente grandes (RG). Foram selecionados para avaliação da tenacidade à fratura duas espumas de latão de poros irregulares, uma de poros esféricos de menor dimensão e três de maior dimensão. As Figuras 26, 27 e 28 apresentam cada lado dos corpos de prova selecionados para os três grupos de morfologia de poros distintos.

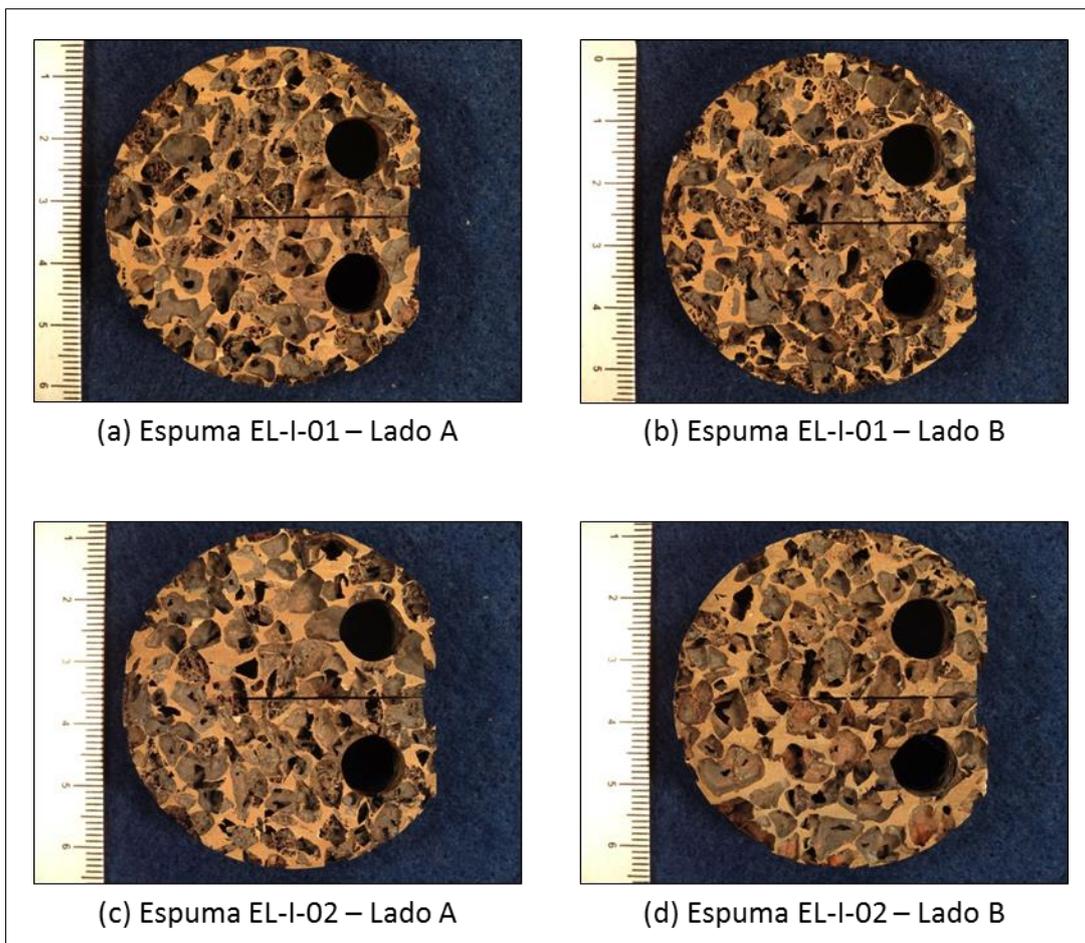


Figura 26. Espumas de latão de morfologia irregular de poros.

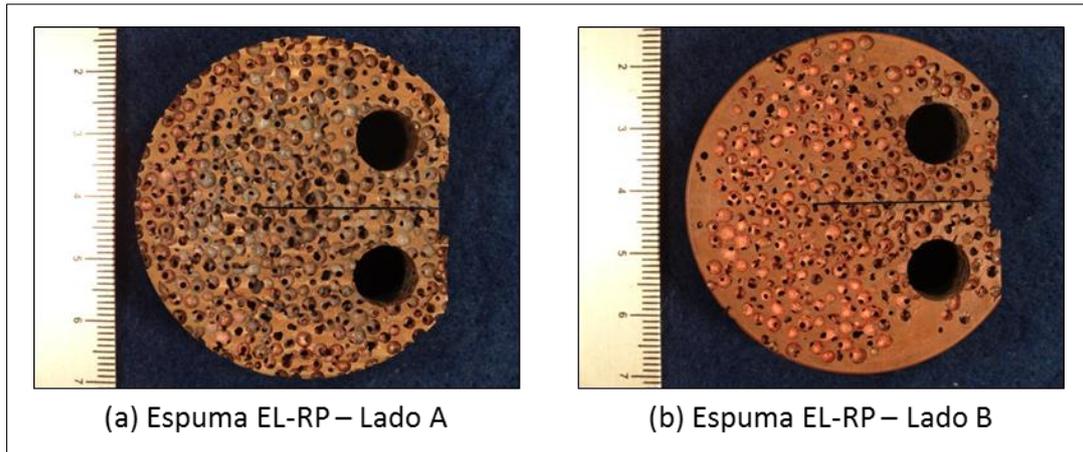


Figura 27. Espuma de latão de morfologia esférica de poros de menor dimensão.

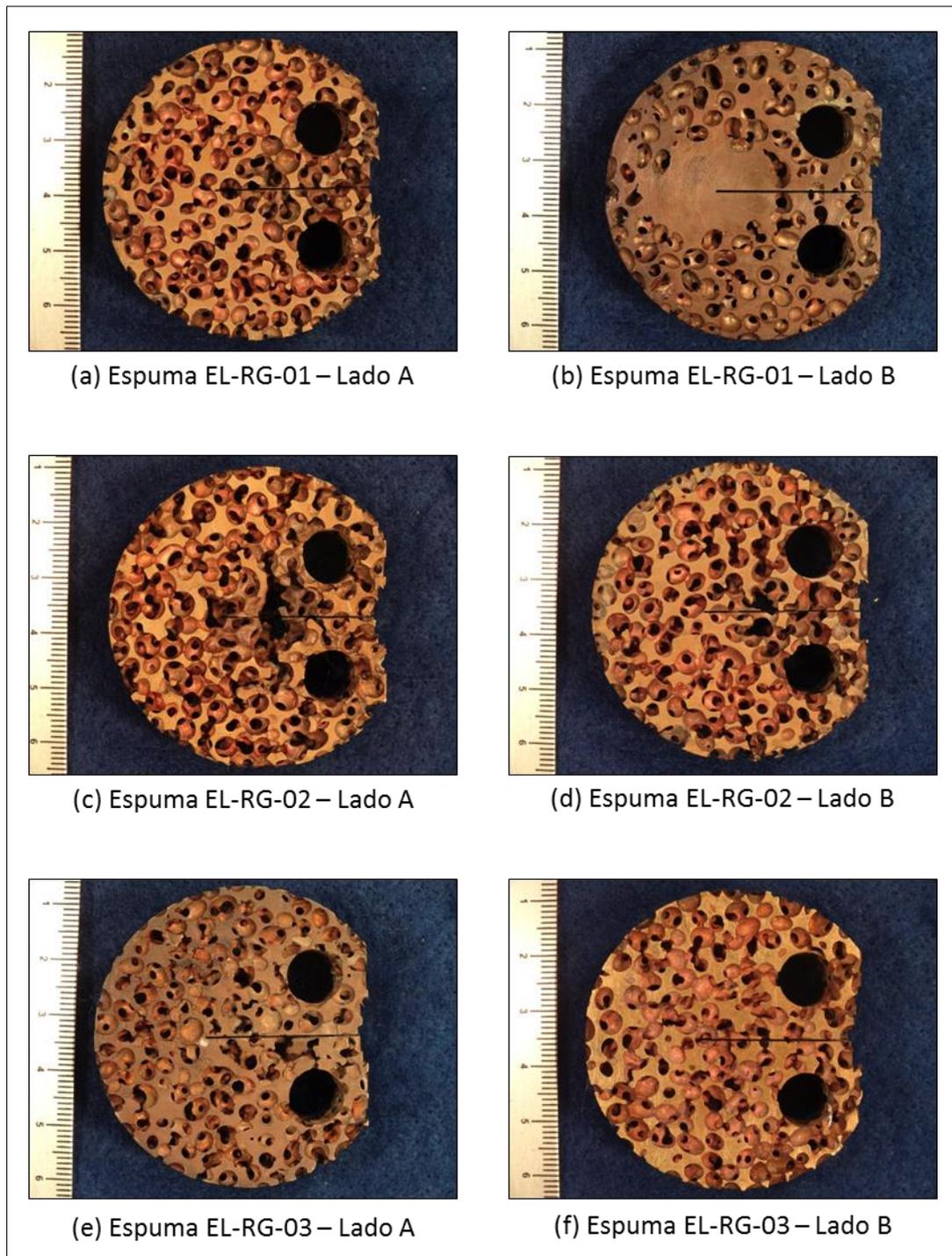


Figura 28. Espumas de latão de morfologia esférica de poros de maior dimensão.

3.2.4. Determinação da Porosidade

O nível de porosidade das espumas foi estimado com base no método geométrico de avaliação de densidade relativa, por meio do cálculo do volume do corpo de prova, medição de sua massa e subsequente determinação da densidade,

sendo esta finalmente comparada à densidade padrão do latão para a obtenção da estimativa da densidade relativa e da porosidade conforme a Equação 2.

A densidade teórica do latão foi determinada de acordo com a literatura [25]. O volume dos CP's foi estimado através das suas medidas conforme apresentadas na Figura 25. A densidade de cada CP foi então estimada pelo produto da massa e do volume medidos. A razão entre a densidade estimada dos CP's e a densidade teórica do latão resulta na estimativa do nível de porosidade de cada amostra.

3.3. Metodologia de Avaliação da Tenacidade à Fratura

Os testes de fratura foram realizados baseados na ASTM E1820-11 [9], com pequenas modificações. Originalmente a norma exige o pré-trincamento por fadiga das amostras, porém, foi demonstrado na literatura que, sendo o diâmetro da ponta do entalhe menor que o diâmetro médio dos poros da espuma, o pré-trincamento por fadiga não exerce influência na avaliação da tenacidade à fratura da espuma [29]. Por outro lado, mesmo tendo alta porosidade as propriedades mecânicas do material são isotrópicas, o que torna possível, a priori, a aplicação da norma em referência, desenvolvida para materiais metálicos.

Durante os testes, o comprimento da trinca foi medido segundo o método de descargas parciais. Devido a limitações da instrumentação, baseadas na dificuldade de fixação do extensômetro e o pouco curso dos extensômetros disponíveis, os valores de CMOD não foram medidos ao longo de todo o teste. Assim sendo, para os cálculos do comprimento de trinca em cada descarga foram utilizados valores do deslocamento do ponto de aplicação da carga (LLD).

3.3.1. Ensaio de Descargas Parciais

Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente, utilizando-se uma máquina de testes mecânicos da marca Instron®, modelo 5582. Devido à porosidade do material, a medição da trinca inicial (a_0) é dificultada, portanto, optou-se por estabelecer o valor inicial da trinca como a dimensão do entalhe usinado até a linha de carga. Os corpos de prova foram posicionados em clévise de ensaios de fratura, alinhados e centralizados em relação à linha de carga, para uma medição mais precisa

do LLD a ser utilizado nos cálculos seguintes. A Figura 29 mostra um corpo de prova pronto para a realização do ensaio.



Figura 29. Disposição do corpo de prova para ensaio de descargas parciais.

As descargas parciais foram programadas utilizando-se o software Bluehill® 2. Os corpos de prova foram carregados sob controle de deslocamento até 0,35 mm de LLD. Em seguida, três ciclos de descarga e carga com -0,10 mm e 0,10 mm de LLD respectivamente foram aplicados, visando o cálculo da *compliance* inicial e a estimativa do módulo de elasticidade. Finalmente, os ciclos de carregamento/descarregamento do material com 0,25 mm de carregamento, descarga a -0,15 mm e recarga até mais 0,15 mm de LLD, reiniciando a partir desse ponto, sendo carregado mais 0,25 mm, assim sucessivamente até o fim do ensaio. Cada ciclo de carga-descarga-recarga (0,25 – 0,15 + 0,15 mm) corresponde a um ponto (i) para a determinação dos pares deslocamento da trinca vs. Integral J ($\Delta a_{(i)}$ vs. $J_{(i)}$) que irão compor as curvas de resistência de cada amostra. Ao longo dos testes obteve-se registros de carga (P) e deslocamento (LLD), incluindo as descargas parciais. A partir desse registro P-LLD obteve-se a *compliance* ($C_{(i)}$) de cada ciclo. A partir deste mesmo registro, ainda, obtém-se as áreas totais ($A_{(i)}$) e plásticas ($A_{pl(i)}$) de cada ciclo.

3.3.2. Estimativa do Módulo de Elasticidade

Uma vez que não foi realizada a caracterização mecânica das espumas, foi necessário estimar, para fins de cálculo da Integral J , o módulo de elasticidade de cada amostra, uma vez que as diferentes morfologias de poros e densidades relativas de cada espuma resultam em diferentes propriedades mecânicas difíceis de prever. A

utilização das equações propostas na Tabela 1 (seção 2.1.2.2) foi desconsiderada devido às altas dispersões dos valores das constantes de ajuste para o material.

A partir dos três ciclos de descarga e carga realizados no início dos ensaios de descargas parciais, foi obtido experimentalmente a *compliance* inicial ou *compliance* elástica (C_0). De posse desse valor, foi estimado o módulo de elasticidade de cada espuma através de uma equação para determinação da *compliance* experimental proposta pela ASTM E1820-11.

$$E^* = \frac{1}{BC_0} q(a_0/W) \quad (30)$$

Como conhecemos as dimensões do corpo de prova e sendo o a_0 pré-estabelecido, temos dados suficientes para estimar o módulo de elasticidade pela *compliance* C_0 medida. O fator q , função da relação a_0/W é dado por:

$$q(a_0/W) = \left(\frac{1 + a_0/W}{1 - a_0/W} \right)^2 \left[2,0462 + 9,6496(a_0/W) - 13,7346(a_0/W)^2 + 6,1748(a_0/W)^3 \right] \quad (31)$$

A estimativa do módulo de elasticidade por esse método acarreta em um ajuste intrínseco no valor de a_0 . Ao correlacionar a *compliance* medida com o a_0 estabelecido como o entalhe usinado, o módulo elástico passa a se comportar como uma constante que faz com que os valores de a estimados por *compliance* e os reais de certa forma se alinhem. Em outras palavras, sendo a *compliance* função do tamanho da trinca, a constante E^* ajusta a equação da *compliance* inicial em função do comprimento do entalhe a_0 conhecido. Esse módulo elástico, que, por outro lado, tem um valor bem razoável para o tipo de espuma utilizado, é utilizado posteriormente na estimativa do tamanho da trinca a cada descarga e no cálculo do termo elástico de J .

3.3.3. Estimativa do Tamanho da Trinca

A evolução da trinca na avaliação das curvas de resistência pelo método das descargas parciais é dada a partir da medição da *compliance* em cada i -ésima descarga e é estimada pela equação a seguir:

$$\frac{a_{(i)}}{W} = 0,998193 - 3,88087u_{(i)} + 0,187106u_{(i)}^2 - 20,3714u_{(i)}^3 - 45,2125u_{(i)}^4 + 44,5270u_{(i)}^5 \quad (32)$$

onde $u_{(i)}$ é dado por:

$$u_{(i)} = \left[\sqrt{C_{(i)}BE^* + 1} \right]^{-1} \quad (33)$$

sendo $C_{(i)}$ a *compliance* em cada descarga, obtida pela regressão linear das descargas da curva P-LLD resultante dos testes, B é a espessura do corpo de prova e E^* , o módulo elástico estimado da espuma.

A Equação 32 retorna o tamanho da trinca em cada descarga. Para avaliar seu crescimento $\Delta a_{(i)}$, fazemos:

$$\Delta a_{(i)} = a_{(i)} - a_0 \quad (34)$$

onde a_0 corresponde ao valor da trinca inicial estabelecido.

3.3.4. Cálculo da Integral J

O valor da integral J no início de cada descarga parcial foi calculada através das equações propostas pela ASTM E1820-11 apresentadas a seguir:

$$J_{(i)} = \frac{K_{(i)}^2}{E^*} (1 - \nu^2) + J_{pl(i)} \quad (35)$$

O fator de intensidade de tensões $K_{(i)}$ é calculado pela Equação 36:

$$K_{(i)} = \frac{P_{(i)}}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a_{(i)}}{W}\right) \quad (36)$$

onde $P_{(i)}$ corresponde à carga no início de cada descarga e o fator f é dado por:

$$f\left(\frac{a^{(i)}}{W}\right) = \frac{\left\{2 + \frac{a^{(i)}}{W}\right\} \left[0,76 + 4,8 \frac{a^{(i)}}{W} - 11,58 \left(\frac{a^{(i)}}{W}\right)^2 + 11,43 \left(\frac{a^{(i)}}{W}\right)^3 - 4,08 \left(\frac{a^{(i)}}{W}\right)^4\right]}{\left[1 - \frac{a^{(i)}}{W}\right]^{3/2}} \quad (37)$$

O termo plástico da Integral J em cada i -ésima descarga é dado pela equação abaixo:

$$J_{pl(i)} = \frac{\eta_{(i)} A_{pl(i)}}{B b_{(i)}} \quad (38)$$

O termo $b_{(i)}$ corresponde ao ligamento restante no material à medida que a trinca avança ($W - a_{(i)}$). A área plástica $A_{pl(i)}$ é simplesmente a área total abaixo da curva Carga-LLD subtraída da área elástica (Figura 18). Seu valor foi obtido numericamente por integração mediante o software Origin 8.0[®]. O termo $\eta_{(i)}$ é função de $b_{(i)}$ e é dado por:

$$\eta_{(i)} = 2 + 0,522 \frac{b_{(i)}}{W} \quad (39)$$

Calculado $J_{(i)}$, plota-se a curva $J-\Delta a$. A finalização da curva de resistência $J-R$ se dá com a construção das linhas de exclusão (*exclusion lines*) e o ajuste da curva $J-\Delta a$ segundo a Equação 40, usando apenas os dados qualificados, isto é, que ficam na região delimitada pelas linhas de exclusão.

$$J = C_1 (\Delta a)^{C_2} \quad (40)$$

onde C_1 e C_2 são constantes experimentais. De acordo com a norma ASTM E1820 a curva $J-R$ avaliada é válida se C_2 for menor que a unidade.

3.3.5. Qualificação dos pontos $J-\Delta a$ para a determinação das curvas $J-R$

Por se tratar de uma espuma metálica, a aplicabilidade do conceito de linha de embotamento não está ainda clara. Assim sendo, neste trabalho foi proposto que os pontos qualificados para o ajuste não linear das curvas $J-R$ fossem aqueles com valores de Δa entre 0,2mm e 20% do ligamento inicial (b_0), o que neste caso

corresponde a 3,7mm. Por outro lado, para a definição da tenacidade à fratura das espumas avaliadas foi assim utilizada uma linha auxiliar vertical a 0,5mm de Δa , ou seja, considerou-se arbitrariamente a definição de tenacidade à fratura quando o crescimento da trinca atinge 0,5mm, independentemente do possível embotamento.

4. Resultados e Discussão

4.1. Densidade e Porosidade

Após a medição da massa e do cálculo estimado do volume de cada corpo de prova, foi calculada sua densidade. A Tabela 4 apresenta os valores calculados. A densidade relativa foi calculada conforme a Equação 1. A porosidade foi calculada conforme a Equação 2.

Tabela 4. Estimativa do nível de porosidade de cada amostra

Corpo de Prova	Densidade (g/cm^3)	Densidade relativa	Porosidade (%)
EL-I-01	1,998	0,237	76,35%
EL-I-02	2,216	0,262	73,78%
EL-RP	3,362	0,398	60,21%
EL-RG-01	3,396	0,402	59,81%
EL-RG-02	2,370	0,281	71,95%
EL-RG-03	2,741	0,324	67,56%

Observam-se valores de densidade relativa entre 0,2 e 0,4, conforme esperado para espumas metálicas produzidas por esta rota. As espumas do grupo RG, com poros de maior dimensão, apresentam variações grandes de porosidade, o que pode estar relacionado à posição da amostra no cilindro original da qual foi usado. Pode-se verificar que a amostra EL-RG-01 retirada do fundo de um cilindro apresenta maior densidade e conseqüentemente menor porosidade. Isso se dá devido ao fato de que, provavelmente, durante a fabricação da espuma, um maior volume da liga fundida se dispôs ao fundo do recipiente devido ao seu maior peso específico, resultando assim em menos poros nessa região.

Deve-se levar em consideração, porém, que o método geométrico para estimativa de densidade relativa é passível de uma margem de erro quando comparado com outros métodos, devido fundamentalmente a imprecisões na medição da geometria. Os valores apresentados permitem apenas uma noção básica da quantidade de material sólido em cada amostra, o que pode auxiliar na discussão de possíveis resultados distintos para espumas de morfologia similar. Para resultados mais precisos, recomenda-se uma caracterização mais completa das espumas de latão. A densidade de cada amostra pode ser medida de forma mais significativa com

o auxílio da técnica de Arquimedes e/ou a partir de análise de imagem e cálculo de fração de área.

4.2. Avaliação da Tenacidade à Fratura

4.2.1. Registros Carga vs. Deslocamento

Os registros experimentais de carga vs. deslocamento da linha da carga (LLD) para cada amostra são apresentados nas Figuras 30 a 35 . Nesses registros podem ser claramente identificadas as sequencias de descargas parciais, necessárias para a avaliação do comprimento de trinca ao longo do teste pelo método da flexibilidade elástica. Como pode ser visualizado, em todos os casos o nível máximo de descarregamento não ultrapassou o 50% da carga no ponto, como recomendado pelas normas.

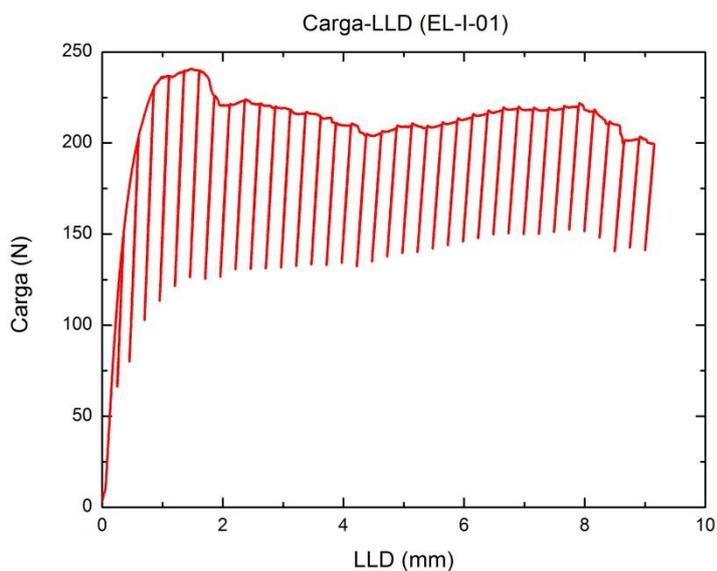


Figura 30. Registro Carga-LLD para o corpo de prova EL-I-01 de morfologia de poros irregular.

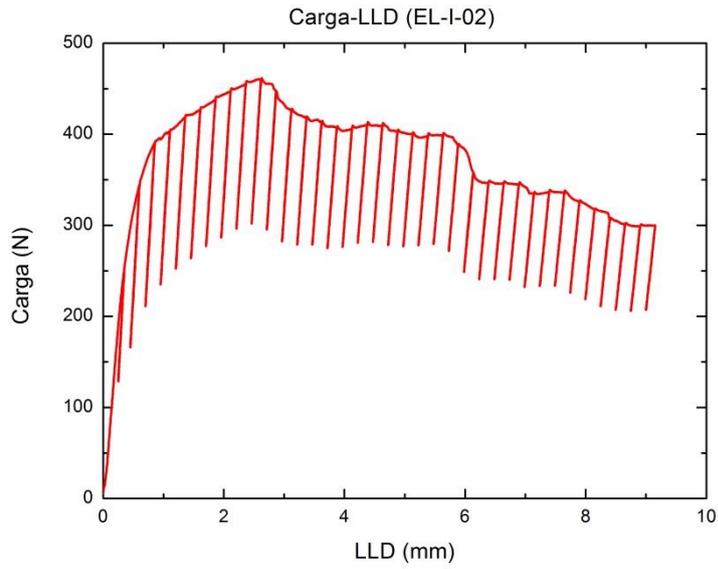


Figura 31. Registro Carga-LLD para o corpo de prova EL-I-02 de morfologia de poros irregular.

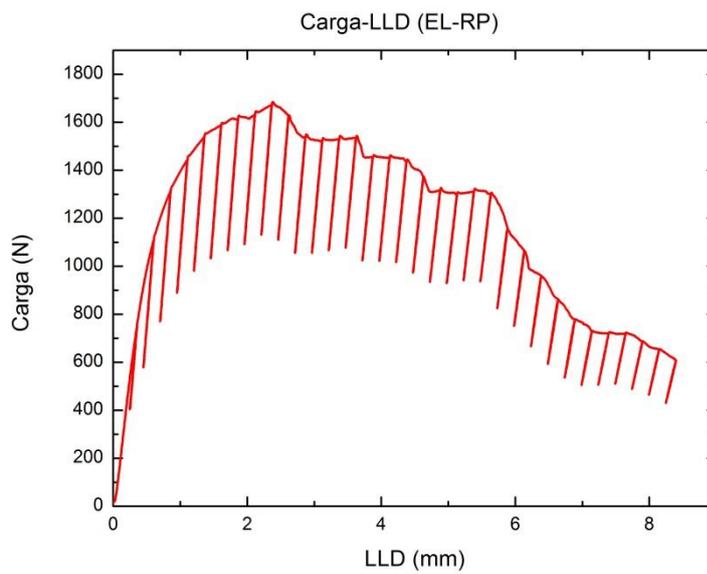


Figura 32. Registro Carga-LLD para o corpo de prova EL-RP de morfologia de poros regular e de menor dimensão.

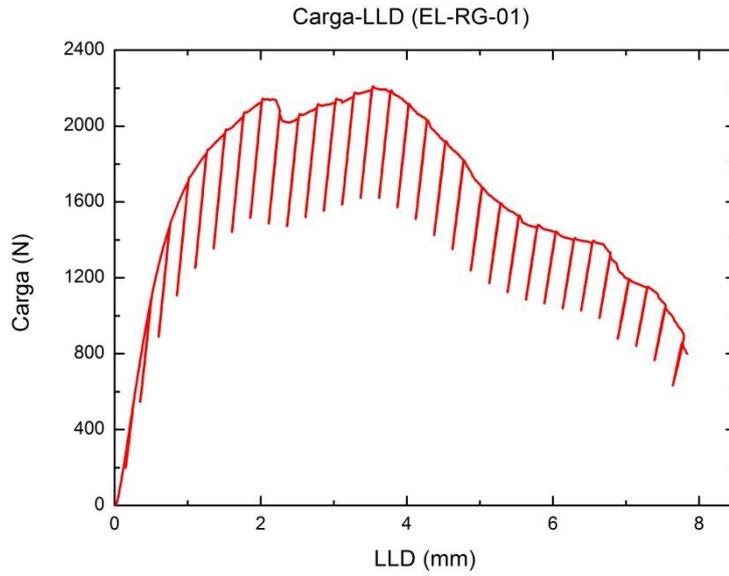


Figura 33. Registro Carga-LLD para o corpo de prova EL-RG-01 de morfologia de poros regular e de maior dimensão.

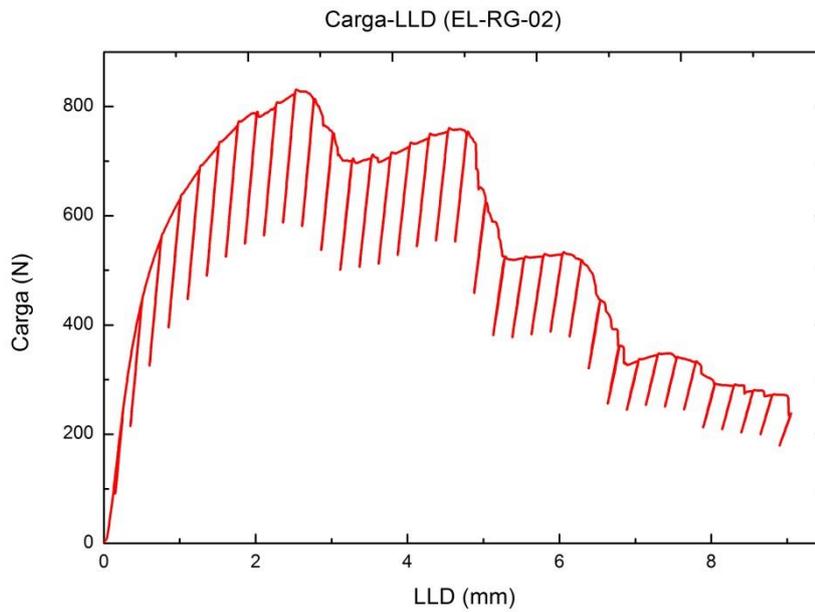


Figura 34. Registro Carga-LLD para o corpo de prova EL-RG-02 de morfologia de poros regular e de maior dimensão.

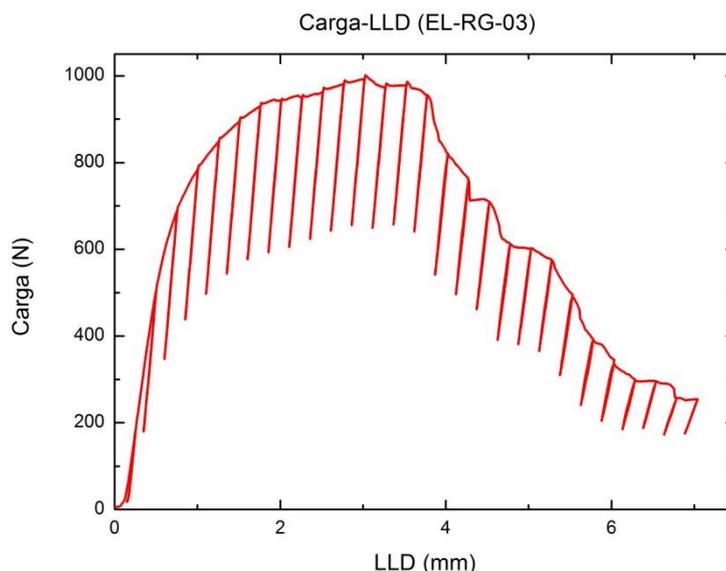


Figura 35. Carga-LLD para o corpo de prova EL-RG-03 de morfologia de poros regular e de maior dimensão.

Como pode ser observado nas Figuras 30 a 35, os registros indicam um comportamento bastante peculiar das espumas quando submetidas aos testes de fratura. Em alguns desses registros a carga apresenta uma queda pontual, mas o material recupera sua capacidade de carga, para novamente apresentar uma queda, resultando em uma espécie de serrilhado. As espumas do grupo RG, apesar da morfologia similar, apresentaram curvas distintas. Apesar de não ter sido realizada análise detalhada da distribuição dos poros, tampouco dos mecanismos de fratura, essa distinção está provavelmente associada à aleatoriedade da distribuição dos poros nos materiais e à ocorrência de rupturas de ligamentos fora do plano do entalhe.

Cada queda na curva Carga-LLD está possivelmente associada a rupturas nos ligamentos de uma certa região vizinha à ponta da trinca, levando ao seu avanço abrupto por uma região de vazio que não oferece resistência. Após esse avanço, as tensões na região da ponta da trinca poderiam se redistribuir em ligamentos intactos e a carga volta a subir, novamente caindo com a sua ruptura. Após certo crescimento da trinca os ligamentos remanescentes ficariam submetidos a um alto nível de tensão e a capacidade na recuperação da carga não é mais observada. A partir desse ponto existe uma queda regular na carga, similar ao comportamento de corpos de prova metálicos sólidos.

Finalmente, podemos observar que, em espumas com maior nível de porosidade, a carga máxima atingida foi menor. O significado deste fenômeno fica

claro ao se considerar que, quando maior a porosidade, menos material sólido há na espuma para resistir ao carregamento imposto. Dessa forma, esse resultado está de acordo com os resultados na bibliografia, que indicam propriedades mecânicas mais baixas para espumas com densidade relativa mais baixa.

4.2.2. Módulos de Elasticidade

A Tabela 5 apresenta os valores dos módulo de elasticidade (E^*) inferidos a partir das equações da *compliance* inicial (C_0) obtida dos registros P-LLD. Observa-se que esses valores estão na mesma ordem de grandeza de valores usuais para espumas metálicas [3,11], o que permite deduzir que o método de cálculo escolhido é adequado para o propósito.

Tabela 5. Módulos de elasticidade das espumas inferidos a partir das equações de *compliance*.

Corpo de Prova	E^* (GPa)
EL-I-01	1,63
EL-I-02	2,46
EL-RP	6,70
EL-RG-01	7,76
EL-RG-02	3,11
EL-RG-03	4,56

Com o auxílio do gráfico da Figura 36, podemos observar a influência da densidade relativa/porosidade nos valores de módulo de elasticidade inferidos. A tendência linear do crescimento de E^* em função do aumento da densidade relativa é esperada, conforme apresentado na literatura [30,31] e corrobora a dedução da adequação do método proposto neste trabalho.

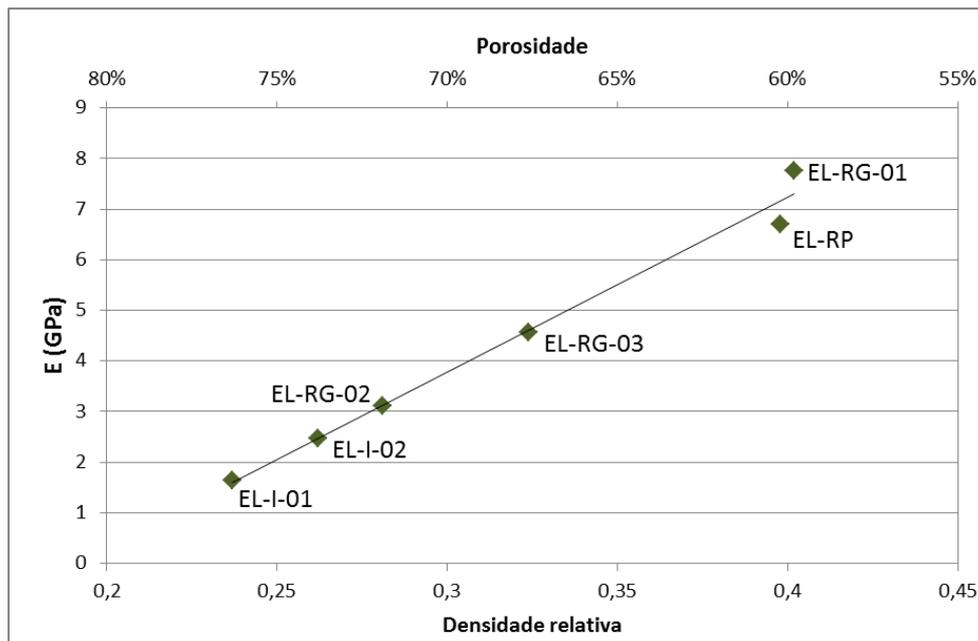


Figura 36. Módulo de elasticidade inferido vs. densidade relativa/porosidade.

4.2.3. Curvas de Resistência

A partir dos registros de carga e deslocamento e utilizando as equações apresentadas nas seções 3.3.3 e 3.3.4, foram obtidos os pares $J-\Delta a$ que compõem as curvas apresentadas nas Figuras 37 a 42. Conforme discutido na seção 4.2.1, o Δa apresentado nas curvas a seguir deve ser entendido conceitualmente como a propagação de uma trinca não tão claramente definida em um plano único, como no caso de materiais metálicos sólidos. As linhas de exclusão paralelas ao eixo vertical estão posicionadas a 0,2 mm e a 3,7 mm (20% do ligamento inicial) conforme estabelecido na seção 3.3.5. Os pontos válidos são aqueles dentro da região delimitada pelas linhas de exclusão e estão destacados nos gráficos.

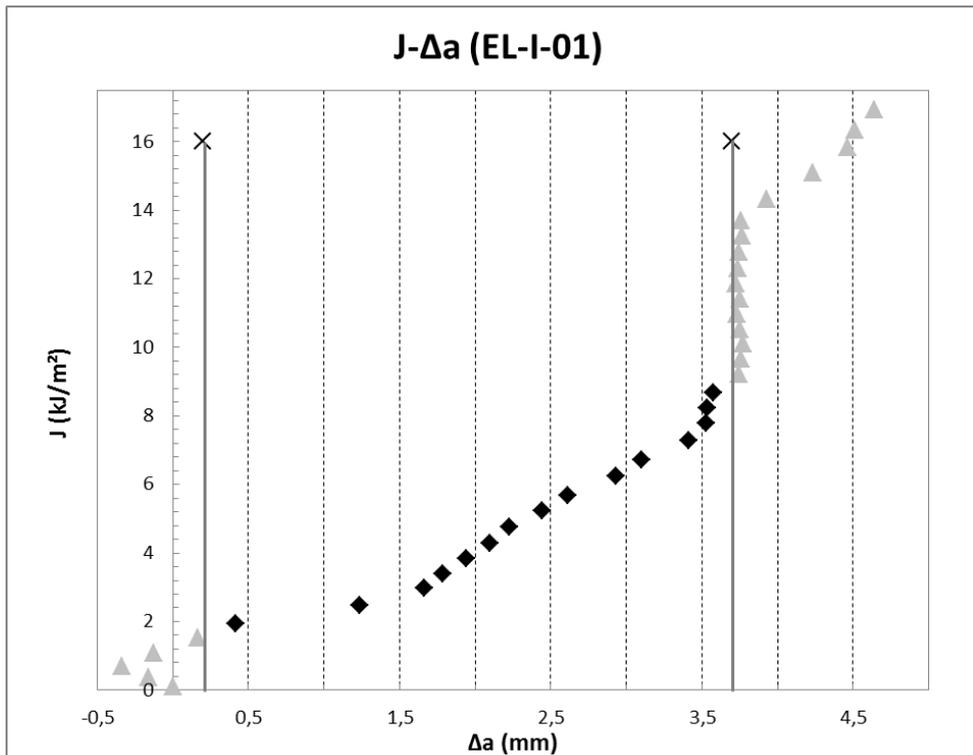


Figura 37. Pontos J - Δa , linhas de exclusão e qualificação dos pontos para obtenção da curva J - R para a amostra de morfologia irregular de poros EL-I-01.

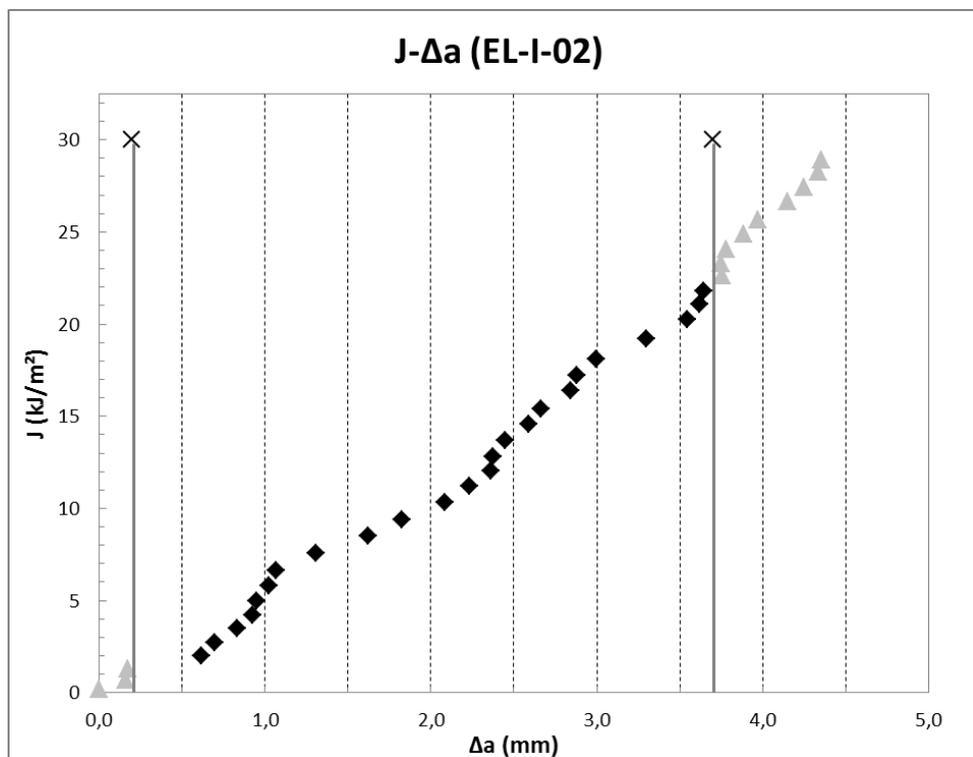


Figura 38. Pontos J - Δa , linhas de exclusão e qualificação dos pontos para obtenção da curva J - R para a amostra de morfologia irregular de poros EL-I-02.

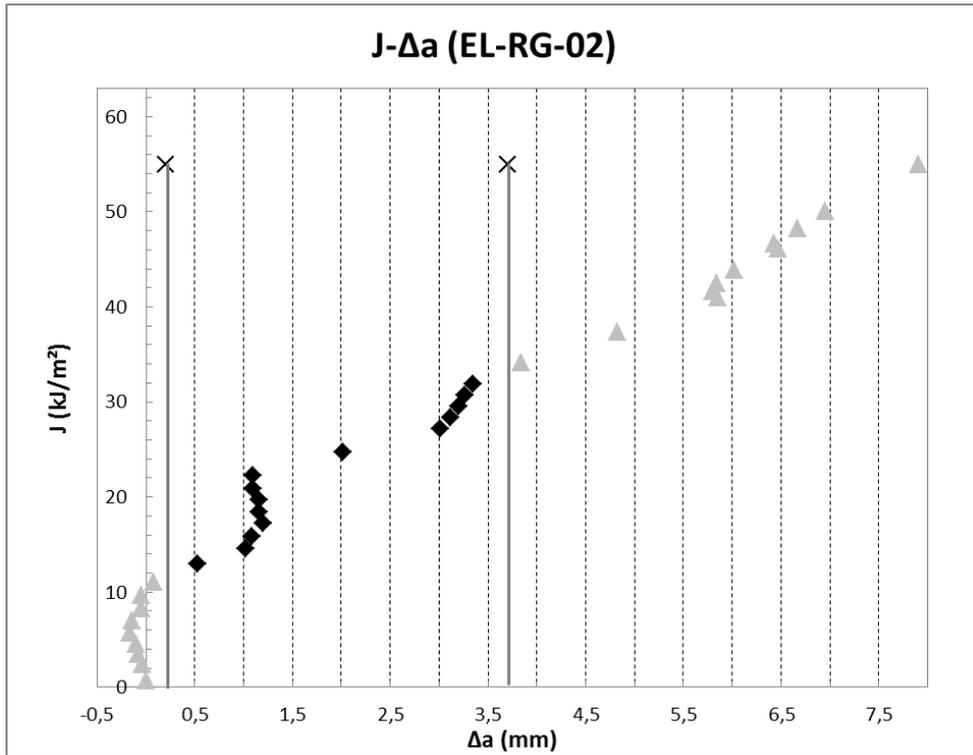
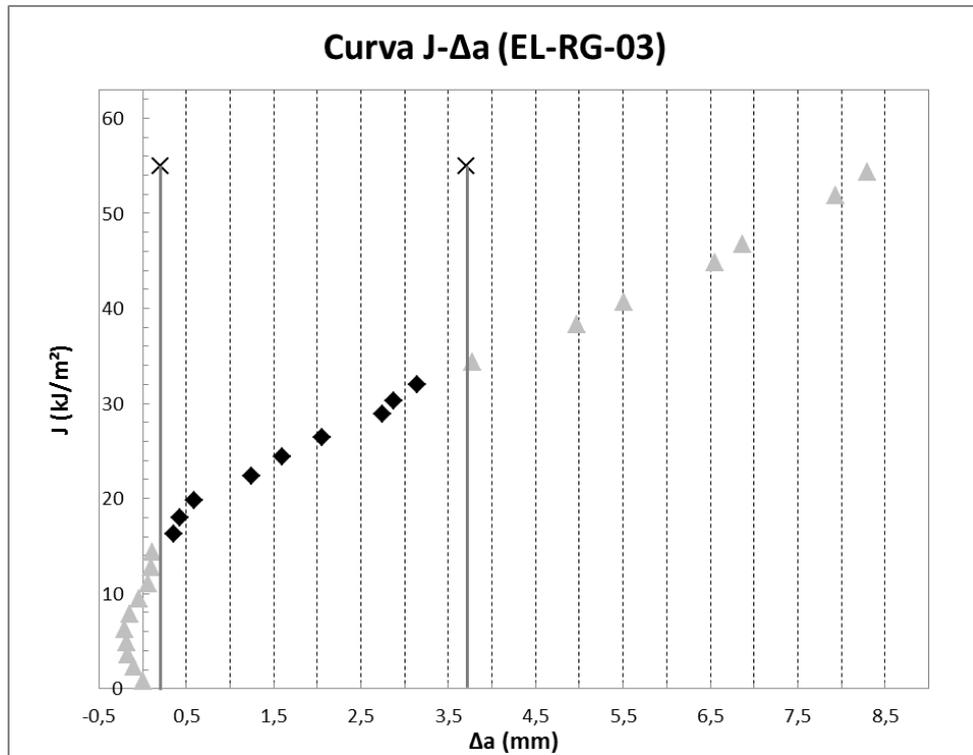


Figura 41. Pontos J - Δa , linhas de exclusão e qualificação dos pontos para obtenção da curva J - R para a amostra de morfologia regular grande de poros EL-RG-02.



As curvas experimentais, de uma forma geral, apresentaram um formato normal, exceto pelas amostras EL-I-01 e EL-RG-02. Nos dois casos existem regiões nas que há um crescimento de J para valores de Δa constantes, o que provoca uma curva com degraus. Uma explicação para esse comportamento pode estar baseada no fato que a trinca, naquele momento, encontra uma série de ligamentos resistentes (ou com alta capacidade de deformação plástica) e o J aplicado aumenta até provocar novamente o crescimento da trinca. Na bibliografia, as curvas J-R experimentais não apresentam este tipo de comportamento, provavelmente devido a uma morfologia das espumas muito mais homogênea [32]. Por outro lado, ao ocorrer a ruptura desses ligamentos, ocorre um salto no eixo horizontal, indicando um avanço discreto da trinca para níveis de J constantes. Isto poderia ser produto do avanço da trinca em uma região de vazios. Esse fenômeno pode não ter existido nas outras amostras devido a uma melhor distribuição dos poros, fazendo que a trinca cresça de forma muito mais suave pela presença de ligamentos bem distribuídos ao longo do ligamento remanescente do corpo de prova. Um mapeamento da distribuição dos poros tomografia tridimensional ao longo de toda a espessura da espuma poderia auxiliar na discussão dos resultados citados, ao fornecer dados detalhados da porosidade na região da ponta do entalhe.

A utilização da *compliance* calculada a partir do deslocamento da linha de carga traz consigo uma maior imprecisão nos valores do Δa . Tais limitações também podem contribuir na ocorrência dos fenômenos descritos, observados nos pares J - Δa obtidos experimentalmente.

Ao serem qualificados os pontos válidos dentro da região delimitada pelas linhas auxiliares de exclusão, foi obtida a curva de resistência teórica a partir do ajuste não linear sugerido pela norma (Equação 40), Esse ajuste foi realizado utilizando o software Origin 8.0[®]. Os valores das constantes C_1 e C_2 são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6. Coeficientes da equação proposta pela norma para o ajuste dos pontos válidos da curva $J-\Delta a$.

Corpo de Prova	C_1	C_2
EL-I-01	2,685	0,752
EL-I-02	4,670	1,197
EL-RP	33,26	0,520
EL-RG-01	57,98	0,310
EL-RG-02	17,22	0,478
EL-RG-03	22,12	0,277

Conforme estabelecido pela norma aplicada neste trabalho, os resultados calculados para a amostra EL-I-02 foram considerados inconsistentes, pois sua constante de ajuste não linear C_2 apresentou valor maior que a unidade.

As Figuras 43 a 47 apresentam as curvas de resistência de cada amostra, bem como as equações ajustadas e as correspondentes linhas auxiliares de determinação do valor candidato a J_Q .

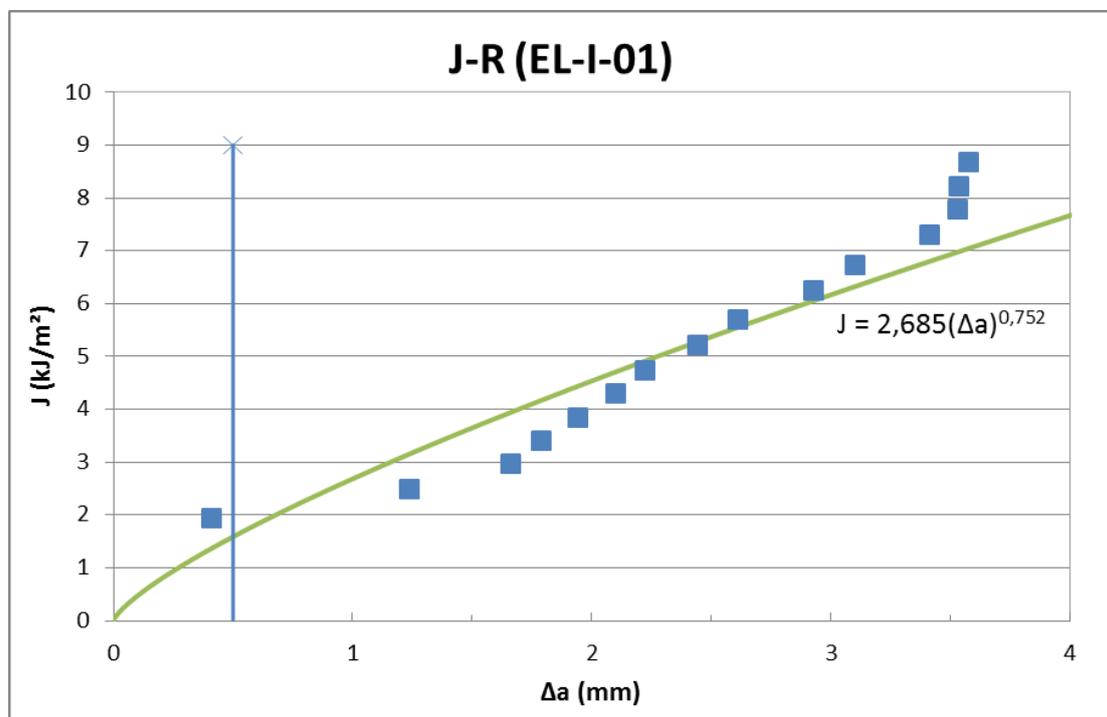


Figura 43. Curva J-R e linha auxiliar em 0,5 mm para amostra de morfologia irregular de poros EL-I-01.

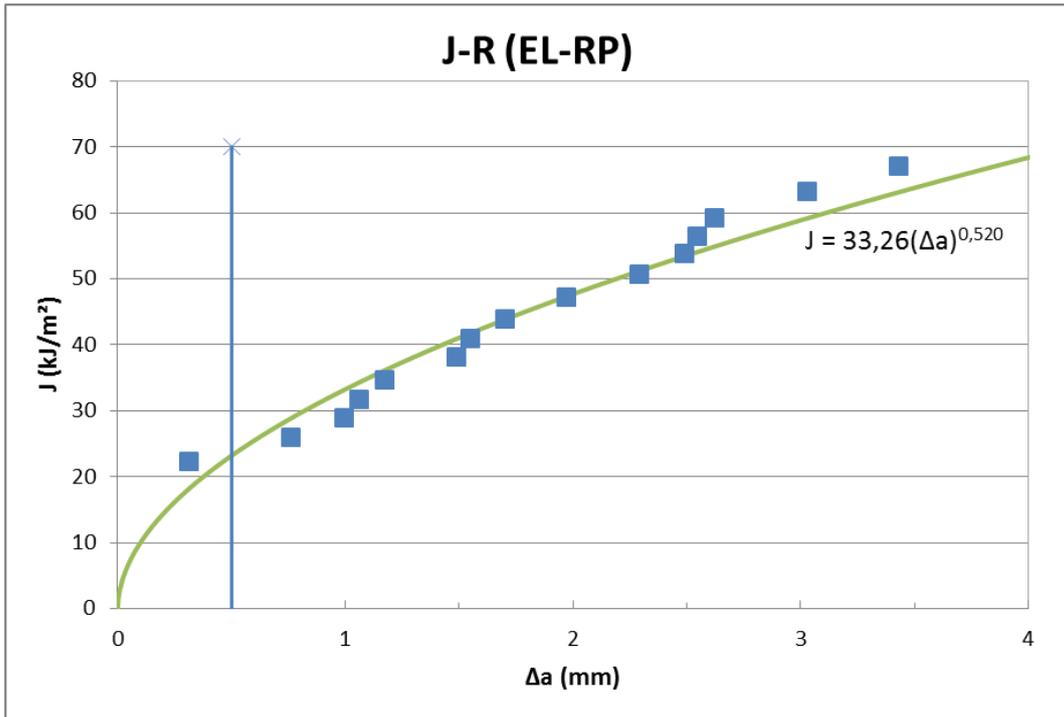


Figura 44. Curva J-R e linha auxiliar em 0,5 mm para amostra de morfologia regular e pequena de poros EL-RP.

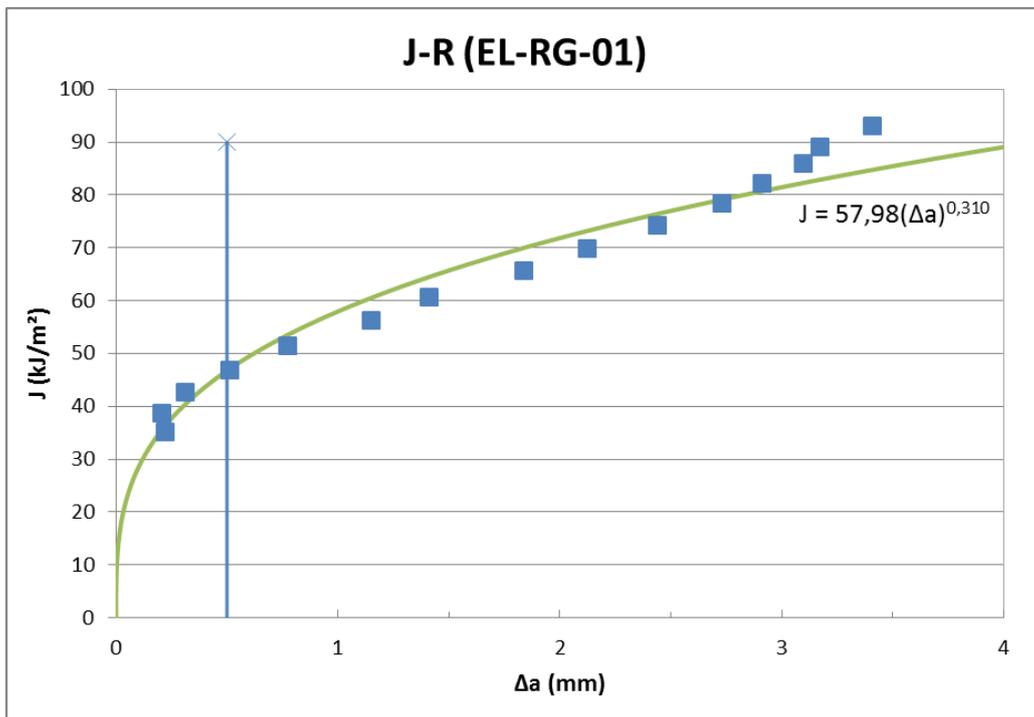


Figura 45. Curva J-R e linha auxiliar em 0,5 mm para amostra de morfologia regular grande de poros EL-RG-01.

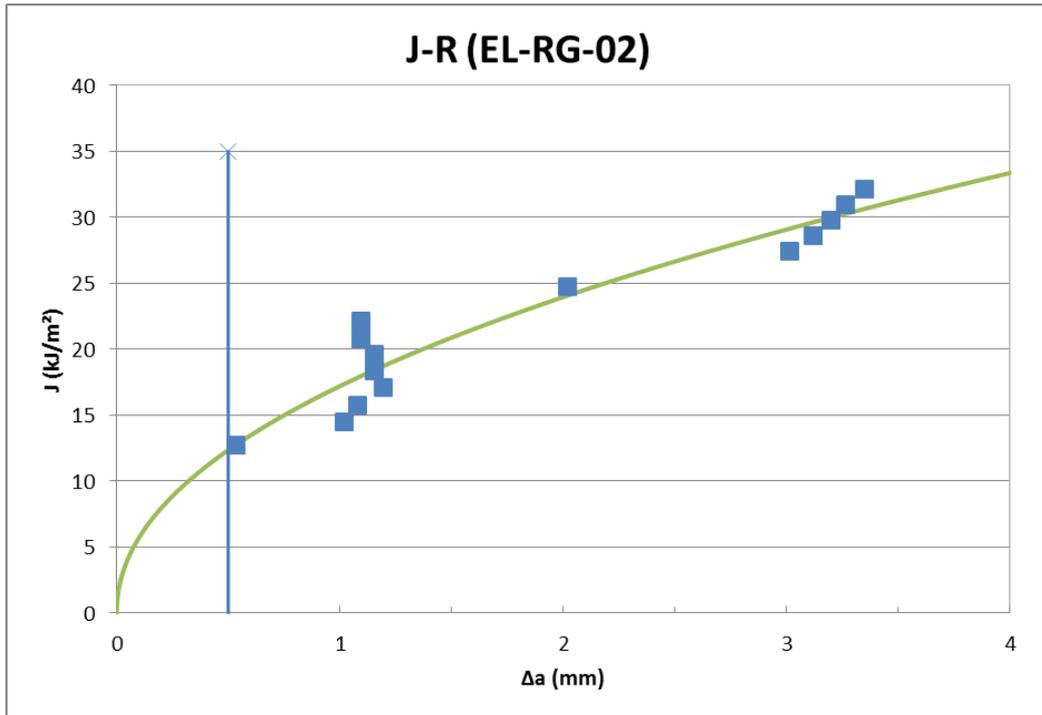


Figura 46. Curva J-R e linha auxiliar em 0,5 mm para amostra de morfologia regular grande de poros EL-RG-02.

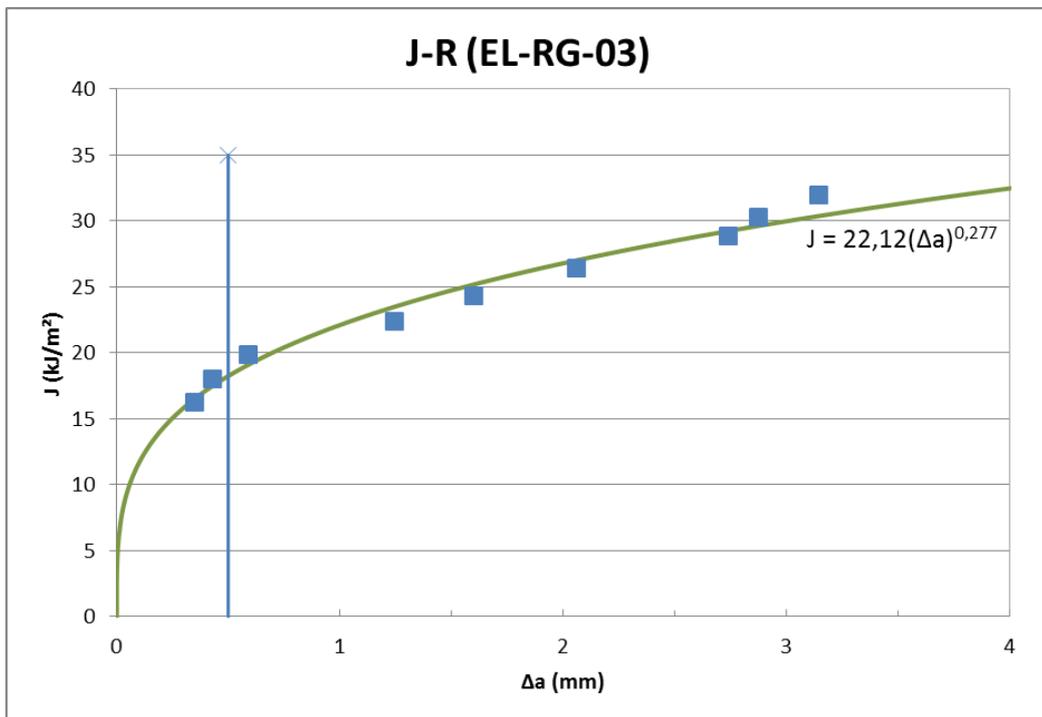


Figura 47. Curva J-R e linha auxiliar em 0,5 mm para amostra de morfologia regular grande de poros EL-RG-03.

Na Tabela 7 são apresentados os valores de J_Q definidos pela interseção das curvas de resistência teóricas com as linhas auxiliares a 0,5 mm. Observa-se que a

espuma de morfologia irregular apresenta valor de J de iniciação sensivelmente abaixo dos outros grupos de morfologia. Esta discrepância poderia estar associada à concentração de tensões imposta pela característica irregular dos poros da amostra, que funcionariam como microconcentradores de tensão, já que a liga CW614N apresenta ductilidade a frio limitada (20%) e não ocorre deformação plástica suficiente para mitigar os efeitos de um entalhe no material [25,26]. Ainda, a densidade relativa também exerce papel importante. De fato, a espuma EL-I-01 possui o menor valor de densidade relativa. Podemos observar com o auxílio do gráfico da Figura 48 a dependência dos valores de J_Q com os valores de densidade relativa. Conforme o esperado, quanto menor a porosidade, maiores os valores de J crítico, pois há mais material na amostra oferecendo resistência à propagação da trinca [29].

Tabela 7. Valores de J_Q estimados para cada corpo de prova

Corpo de Prova	J_Q (kJ/m^2)
EL-I-01	1,589
EL-I-02	--
EL-RP	23,20
EL-RG-01	46,77
EL-RG-02	12,36
EL-RG-03	18,26

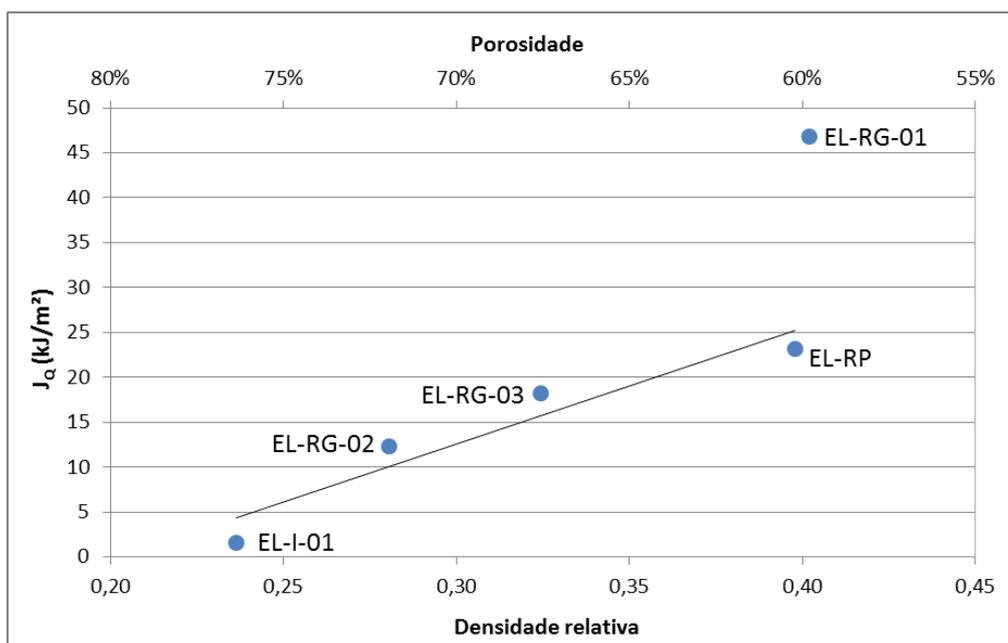


Figura 48. Valores de J crítico em função da densidade relativa/porosidade.

Pode-se constatar que o resultado encontrado para a amostra EL-RG-01 (46,77 kJ/m²) se encontra fora da tendência de valores encontrados nas outras amostras e foi, portanto desconsiderado no ajuste linear apresentado acima. A causa está provavelmente associada à região densa no lado B da amostra, conforme observado na Figura 29b. Essa região pode ter provocado uma resistência maior às cargas aplicadas, elevando ainda mais os valores de J em relação ao que se observaria se a distribuição dos poros fosse efetivamente homogênea.

A Figura 49 demonstra a influência da porosidade no perfil das curvas J - R das quatro amostras cujos valores de J_Q se apresentaram dentro de uma tendência de crescimento linear observada no gráfico da Figura 48. Conforme discutido anteriormente, maiores níveis de porosidade e a concentração de tensão imposta pelos poros irregulares do grupo RG levaram a menores valores de J .

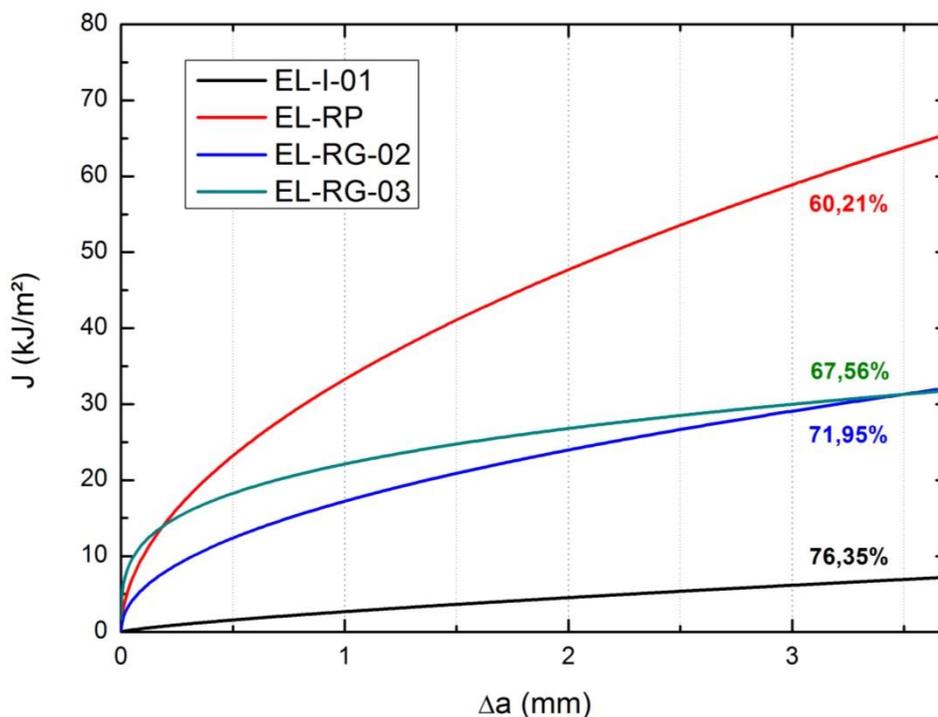


Figura 49. Influência da porosidade no perfil das curvas J - R .

A dimensão dos poros também mostrou ter influência na tenacidade à fratura das espumas de latão analisadas. A espuma RP possui menores poros e seus valores de J são consideravelmente maiores que os observados para os outros grupos. Em

espumas de poros menores, a razão entre o comprimento e a largura, ou razão de aspecto dos ligamentos é menor e, portanto oferecem maior resistência [8].

4.2.4. Condições dos CP's Ensaaiados

As Figuras 50 a 55 apresentam ambas as faces dos corpos de prova antes e após o ensaio de descargas parciais para efeito de comparação. Ao lado da identificação da amostra, entre parênteses, a identidade do lado do corpo de prova. As setas apontam fraturas visíveis dos ligamentos ou paredes dos poros e deformações óbvias dos poros das espumas. A linha tracejada aponta a direção original do plano do entalhe.

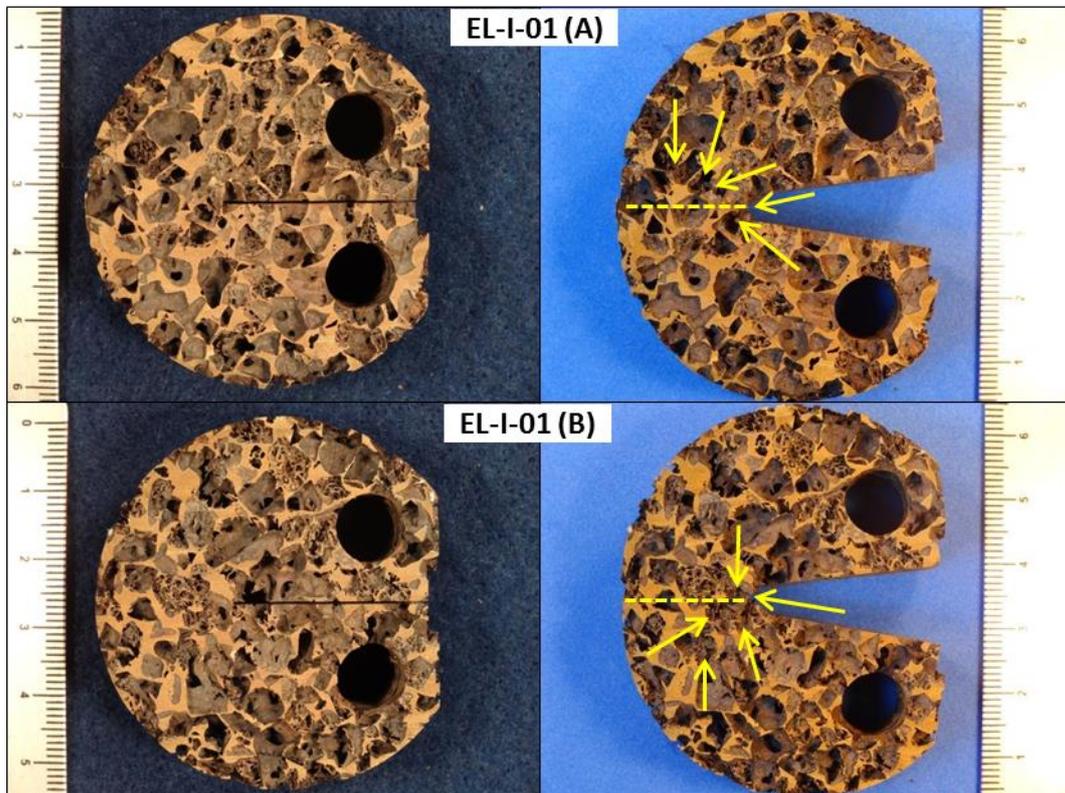


Figura 50. Espumas EL-I-01 de morfologia irregular após ensaio de descargas parciais.

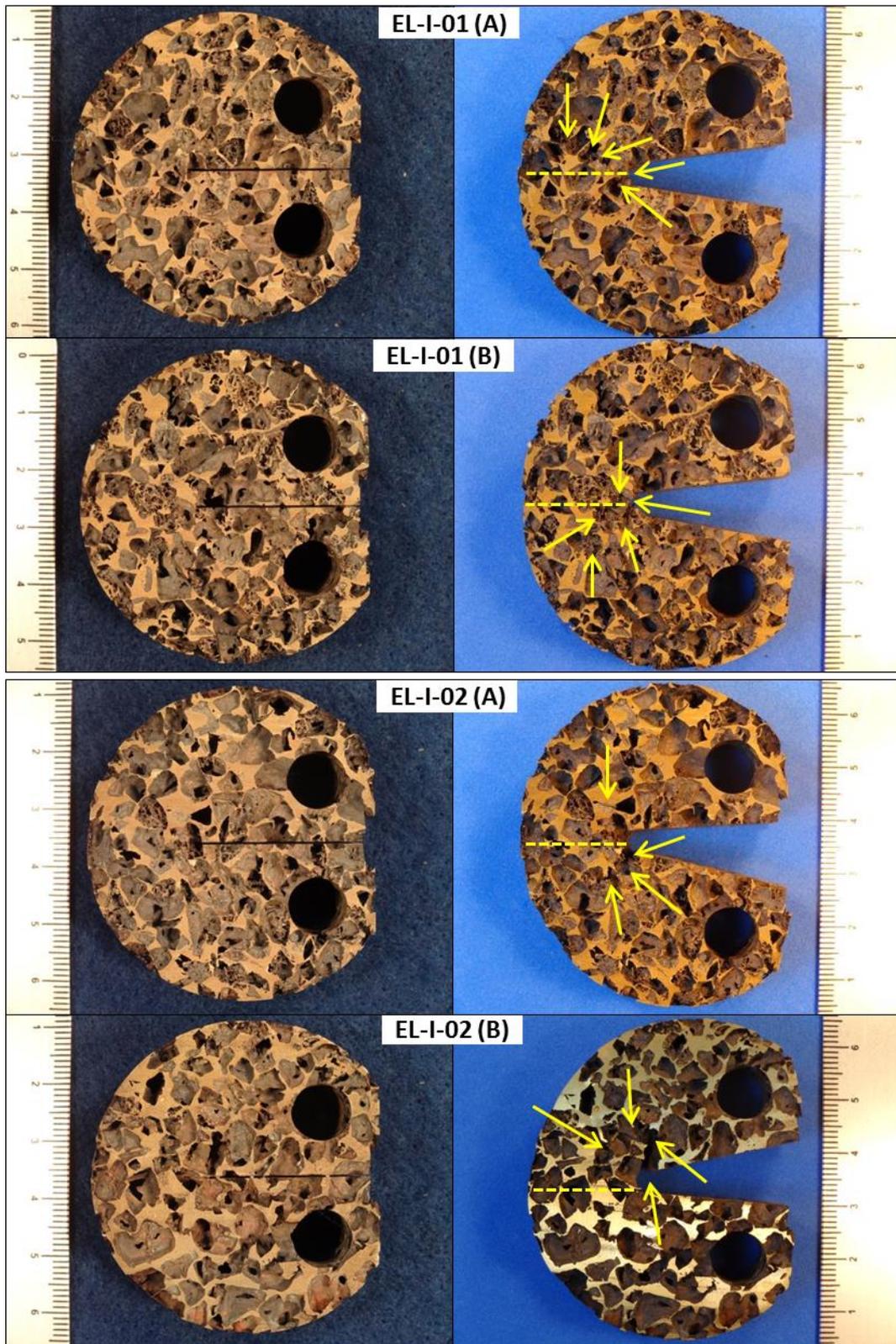


Figura 51. Espuma EL-I-02 de morfologia irregular após ensaio de descargas parciais.

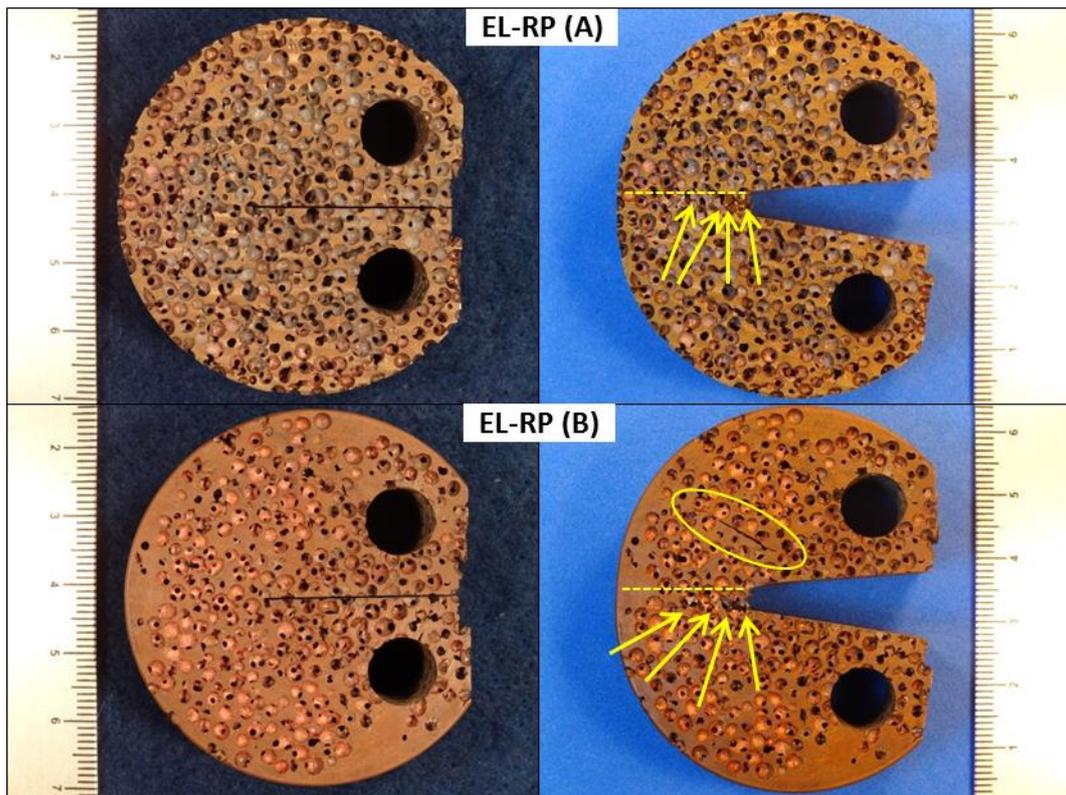


Figura 52. Espuma de EL-RP morfologia regular pequena após ensaio de descargas parciais.

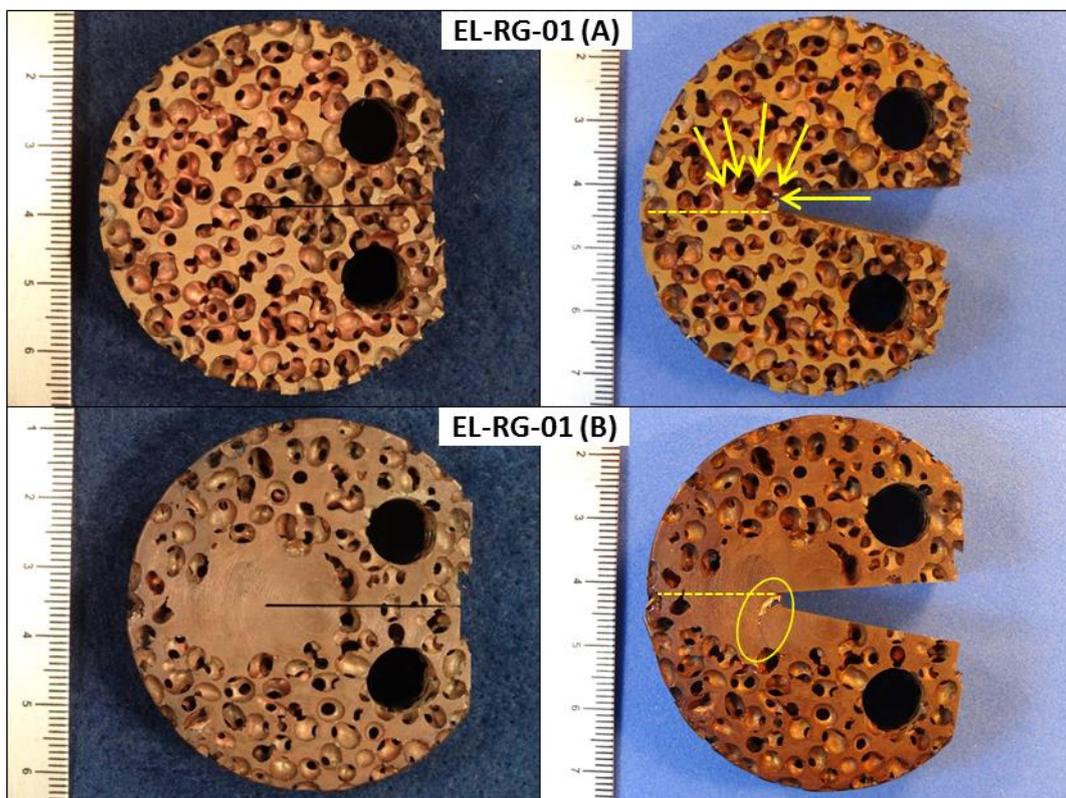


Figura 53. Espuma de EL-RG-01 morfologia regular grande após ensaio de descargas parciais.

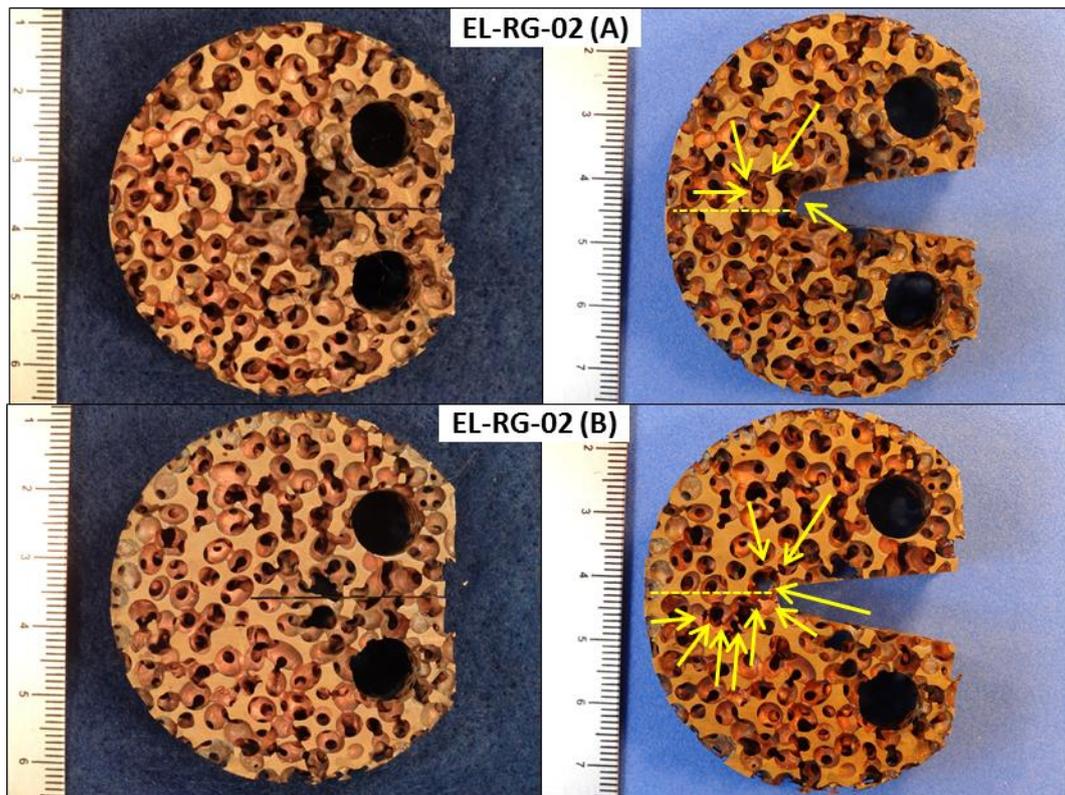


Figura 54. Espuma de EL-RG-02 morfologia regular grande após ensaio de descargas parciais.

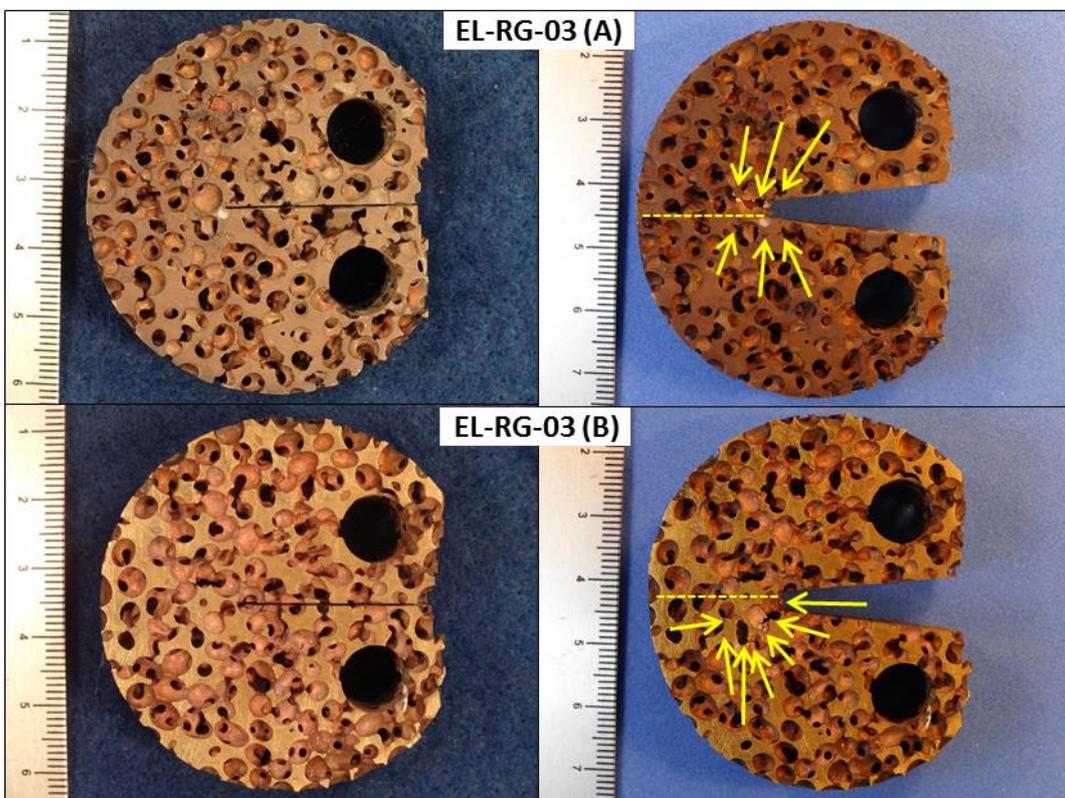


Figura 55. Espuma de EL-RG-03 morfologia regular grande após ensaio de descargas parciais.

A partir das imagens das Figuras 50 a 55 é possível identificar que o crescimento de trinca ocorre, pelo menos nas superfícies laterais dos CP's, fora do plano original do entalhe. Em alguns casos esse desvio não é muito importante, mas em outros casos sim. Aspectos morfológicos da espuma ocasionam mecanismos competidores de crescimento da trinca. Quando a tensão na região vizinha à ponta da trinca atinge níveis elevados, a trinca avança para as regiões de menor resistência e/ou maior concentração de tensões, tais como regiões mais pontiagudas dos poros, no caso das espumas irregulares, ou ligamentos finos no caso das espumas com porosidade regular. Seja como for, o avanço da trinca segue sempre o caminho de menor resistência. Ainda, observa-se a ocorrência de fratura não somente fora do plano do entalhe, como também em regiões relativamente afastadas do entalhe usinado, como pode ser visto no lado B da amostra EL-RP (Figura 52) e, em menor escala, em outros corpos de prova.

O desvio da propagação da trinca e a ocorrência de falhas nos ligamentos em regiões próximas ao plano do entalhe podem também estar associados ao fenômeno de ponteamento da trinca (*crack bridging*). Nesse mecanismo, alguns dos ligamentos resistem às tensões na ponta de uma trinca, levando a mesma a se desviar ou ficando para trás no rastro da trinca. Outros ligamentos falham em regiões vizinhas, levando a fraturas fora do plano original ou em alguns casos à propagação de trincas secundárias [8,29,32].

A espuma EL-RP apresentou melhor comportamento de propagação do entalhe, sendo o mesmo praticamente linear, apesar de ligeiramente fora do plano original, possivelmente em função do menor diâmetro médio dos poros e à maior homogeneidade da espuma, conforme observado na literatura [8,28,29].

Em função da discussão apresentada, os resultados de tenacidade à fratura apresentados, se bem coerentes com as densidades relativas e tipo de morfologia dos poros das espumas avaliadas, devem ser utilizados com cautela. Naturalmente, existe a necessidade de maiores estudos, em especial sobre os micromecanismos de fratura, para um melhor entendimento do processo nesse tipo de espumas. Adicionalmente, um estudo das superfícies de fratura dos CP's faz-se necessária, mas por limitações práticas está fora do escopo do presente trabalho.

5. Conclusões

As diferentes morfologias e proporções dos poros das espumas estudadas exerceram grande influência nos registros de Carga-LLD obtidos experimentalmente, bem como nos valores de tenacidade e módulo de elasticidade calculados.

A estimativa do módulo elástico das espumas avaliadas mediante as equações de *compliance* se mostrou adequada, corroborada pelos valores obtidos, que se encontram dentro da faixa observada para espumas metálicas e são linearmente dependentes da densidade relativa, em conformidade com o observado na literatura para diferentes tipos de metais celulares.

A aplicação das normas desenvolvidas para materiais metálicos sólidos, com modificações tais como a não utilização do conceito de linha de embotamento e não pré-trincamento dos CP's antes de serem testados, forneceu resultados de tenacidade à fratura coerentes com os resultados da literatura para espumas metálicas e as curvas $J-\Delta a$ apresentaram perfis aceitáveis e condizentes com a literatura.

A mudança na forma das curvas $J-R$ experimentais é condizente com a mudança na densidade relativa dos CP's. Os valores de J_Q obtidos se mostraram coerentes uma vez que são linearmente dependentes da densidade relativa, conforme esperado.

O crescimento da trinca nas espumas metálicas avaliadas aconteceu de forma estável, sem apresentar instabilidades nos registros carga versus deslocamento do tipo *pop-in* ou similares. O comportamento das amostras testadas foi elasto-plástico, eliminando a possibilidade da utilização da mecânica da fratura linear elástica na avaliação da tenacidade desses materiais.

O crescimento da trinca nas amostras testadas aconteceu de uma forma pouco convencional, existindo em alguns casos um forte desvio do plano do entalhe, especialmente nos CP's com porosidade irregular. Um estudo aprofundado dos mecanismos de fratura envolvidos, assim como uma avaliação mais precisa da distribuição dos poros na espuma deveriam ser realizados, mas estão fora do escopo do presente trabalho.

6. Sugestões de Trabalhos Futuros

- Análise de imagem para determinação mais precisa de fração volumétrica, diâmetro médio e distribuição dos poros;
- Mapeamento tridimensional da distribuição de poros por meio de tomografia;
- Estudo de técnicas de fabricação que permitam preparar amostras com distribuição de poros ordenada que corroborem os dados obtidos neste trabalho, como impressão 3D de moldes de fundição, por exemplo;
- Medição mais detalhada das dimensões da trinca inicial, permitindo uma análise mais precisa do crescimento da trinca e cálculos mais acurados de módulo elástico e conseqüentemente da Integral J ;
- Caracterização mecânica visando:
 - A comparação dos valores de módulo elástico obtidos pelo método da compliance inicial com valores medidos mecanicamente;
 - Obtenção da tensão limite de escoamento e tensão de fratura para construção da linha de embotamento para fins de comparação dos valores de J_Q obtidos pelas linhas auxiliares arbitrárias;
- Estudo aprofundado dos mecanismos de fratura que permitam avaliar com precisão as causas dos desvios da trinca e trincamentos secundários observados;
- Medições de CMOD para obtenção de curvas $\delta-R$ e de δ_{IC} , bem como de CTOD de carga máxima.

7. Referências Bibliográficas

- [1] GIBSON, L. J., ASHBY, M. F., **Cellular Solids - Structure and Properties**, 2. ed., Cambridge, Reino Unido, Cambridge Solid State Science Series, 1997.
- [2] BANHART, J., "Manufacture, Characterization and Application of Cellular Metals and Metal Foams", **Progress in Materials Science**, v. 46, pp. 529-632, 2001.
- [3] ASHBY, M. F., EVANS, A. G., FLECK, N. A. *et al.*, **Metal Foams - A Design Guide**, Butterworth-Heinemann, 2000.
- [4] BANHART, J., "Metal Foams - From Fundamental Research to Applications". In: RAJ, B., *et al.* **Frontiers in the Design of Materials.**, Índia, University Press Limited, pp. 279-289, 2007.
- [5] TAVARES, J. I. M., **Influência das Condições Ambientais nas Espumas de Alumínio**, Tese de M.Sc., Depto. de Engenharia Mecânica/Universidade do Aveiro, Aveiro, Portugal, 2008.
- [6] DUARTE, I. M. A., **Espumas Metálicas - Processo de Fabrico, Caracterização e Simulação Numérica**, Tese de D.Sc., Depto. de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial/Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2005.
- [7] CARDOSO, E., **Estudo do Emprego da Espuma Metálica do Design Automotivo**, Tese de Mestrado, PgDesign/UFRGS, Porto Alegre, 2009.
- [8] KASHEF, S., ASGARI, A., HILDITCH, T. B. *et al.*, "Fracture Mechanics of Stailess Steel Foams", **Materials Science & Engineering A**, n. 578, pp. 115-124, 2013.
- [9] ASTM E1820., **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**, ASTM International, 2011.
- [10] GIBSON, L. J., "Mechanical Behaviour of Metallic Foams", **Annual Review of Materials Science**, n. 30, pp. 191-227, 2000.
- [11] DEGISCHER, H. P., KRISZT, B., **Handbook of Cellular Metals - Production, Processing, Application**, Wiley-VCH, 2002.

- [12] ERG AEROSPACE CORPORATION. [S.I.]. Disponível em: <<http://ergaerospace.com/products/heat-exchanger.htm>>. Acesso em: 27 nov. 2013.
- [13] CUZN WATER FILTRATION SYSTEMS. [S.I.]. Disponível em: <<http://cuzn.com/filterfoamtechnology/how-it-works.html>>. Acesso em: 27 nov. 2013.
- [14] ACEVEDO, R. A. B., **Causas Microestruturais das Delaminações em Teste de Tenacidade à Fratura de Aços DH36**, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 2013.
- [15] JANSSEN, M., ZUIDEMA, J., WANHILL, R., **Fracture Mechanics**, 2. ed., Spon Press, 2004.
- [16] GDOUTOS, E. E., **Fracture Mechanics**, 2. ed., Xanthi, Grécia, Springer, 2005.
- [17] SAXENA, A., **Nonlinear Fracture Mechanics for Enginners**, 2. ed., CRC Press, 1995.
- [18] SILVA, M. L. V. J., **Avaliação da Tenacidade à Fratura do Metal de Base e Linha de Fusão de Juntas Soldadas de Aço DH-36 nas Temperaturas de -20°C e -40°C**, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 2013.
- [19] GRIFFTH, A. A., "The Phenomena of Rupture and Flows in Solids", **Philosophical Transactions of The Royal Society of London**, v. A221, pp. 163-197, 1920.
- [20] WEI, R. P., **Fracture Mechanics - Integration of Mechanics, Materials Science, and Chemistry**, Nova Iorque, EUA, Cambridge University Press, 2010.
- [21] ANDERSON, T. L., **Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications**, 2. ed., CRC Press, 1995.
- [22] MARTINS, I. P., **Curvas J-R e CTOD-R de Aços Estruturais Segundo Normas ASTM e BSI**, Projeto de Graduação, Escola Politécnica/UFRJ, Rio de Janeiro, 2012.
- [23] BROEK, D., **The Practical Use of Fracture Mechanics**, Dordrecht, Holanda, Kluwer Academic Publishers, 1988.

- [24] KUMAR, P., ***Elements of Fracture Mechanics***, Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, 2009.
- [25] CASTRODEZA, E. M., MAPELLI, C., "Processing of Brass Open-Cell Foam by Silica-Gel Beads Replication", ***Journal of Materials Processing Technology***, v. 209, pp. 4958-4962, 2009.
- [26] CASTRODEZA, E. M., MAPELLI, C., VEDANI, M. *et al.*, "Processing of Shape Memory CuZnAl Open-cell Foam by Molten Metal Infiltration", ***Journal of Materials Engineering and Performance***, v. 18, n. 5-6, pp. 484-489, 2009.
- [27] ASTM E399., ***Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials***, ASTM International, 2009.
- [28] COMBAZ, E., MORTENSEN, A., "Fracture Toughness of Replicated Al Foam", ***Acta Materialia***, v. 12, n. 48, pp. 172-198, 2010.
- [29] MCCULLOUGH, K. Y., FLECK, N. A., ASHBY, M. F., "Toughness of Aluminium Alloy Foams", ***Acta Metallurgica Inc.***, v. 47, pp. 2331-2343, 1999.
- [30] WOUTERSON, M. E., BOEY, F. Y. C., HU, X. *et al.*, "Specific Properties and Fracture Toughness of Syntactic Foam: Effect of Foam Microstructures", ***Composites Science and Technology***, v. 65, pp. 1840-1850, 2005.
- [31] OLURIN, O. B., FLECK, N. A., ASHBY, M. F., "Deformation and Fracture of Aluminium Foams", ***Materials Science & Engineering A***, v. 291, pp. 136-146, 2000.
- [32] KASHEF, S., ASGARI, A., HILDITCH, T. B. *et al.*, "Fracture Toughness of Titanium Foams for Medical Applications", ***Materials Science and Engineering A***, v. 527, pp. 7689-7693, 2010.