

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR DANIEL TADEU DE
CARVALHO RIBEIRO E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 14/03/2011.
.....
Mhela Robert
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Estudo da viabilidade técnica do processo de fabricação de
espumas metálicas por reciclagem de cavacos da liga AA356**

Autor: Daniel Tadeu de Carvalho Ribeiro
Orientador: Maria Helena Robert

54/2011

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

**Estudo da viabilidade técnica do processo de fabricação de
espumas metálicas por reciclagem de cavacos da liga AA356**

Autor: Daniel Tadeu de Carvalho Ribeiro

Orientador: Maria Helena Robert

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2011

SP - Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

R354e Ribeiro, Daniel Tadeu de Carvalho
Estudo da viabilidade técnica do processo de
fabricação de espumas metálicas por reciclagem de
cavacos da liga AA356 / Daniel Tadeu de Carvalho
Ribeiro. – Campinas, SP: [s.n.], 2011.

Orientador: Maria Helena Robert
Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Espumas. 2. Processos de fabricação. 3. Espuma -
Aplicação industrial. 4. Alumínio - Reaproveitamento.
5. Liga de alumínio. I. Robert, Maria Helena. II.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Study of the technical viability of the fabrication process of metal
foams by means of AA356 alloy machined chips recycling

Palavras-chave em Inglês: Foams, Manufacturing processes, Foam - Industrial
application, Aluminium recycling, Aluminium alloy

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca Examinadora: João Batista Fogagnolo, Jefferson de Oliveira Gomes

Data da defesa: 14/03/2011

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Estudo da viabilidade técnica do processo de fabricação de
espumas metálicas por reciclagem de cavacos da liga AA356**

Autor: Daniel Tadeu de Carvalho Ribeiro

Orientador: Maria Helena Robert

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação



**Profa. Dra. Maria Helena Robert, Presidente
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas**



**Prof. Dr. João Batista Fogagnolo
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas**



**Prof. Dr. Jefferson de Oliveira Gomes
ITA/Instituto Tecnológico da Aeronáutica**

Campinas, 14 de Março de 2011

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus amados pais Ronaldo e Rosemary e ao meu queridíssimo irmão Lucas por terem me dado uma excelente formação, sempre me mostrando o caminho quando a vida pareceu ter tomado um rumo incerto.

À minha namorada e companheira Rosiane, por ter aparecido em minha vida para me prover de todo seu amor, carinho e cumplicidade em todos os momentos, nestes últimos anos.

À minha avó Elza, por todo seu amor e por me fazer sentir que sou o melhor neto do mundo, mesmo que o Lucas seja um forte concorrente.

Aos meus falecidos avós José Flávio e José Ribeiro por estarem me acompanhando sempre, onde quer que estejam.

Às minhas tias Márcia e Grace por terem sempre valorizado minha jornada acadêmica.

Ao meu afilhado Breno por ter um padrinho super legal que sempre dá bons exemplos de vida, como ser estudioso e simpático.

À Claudete, Rubens, Bi e Dré, pessoas muito especiais, pelo incentivo em buscar sempre o aperfeiçoamento em tudo o que fazemos.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ter sido realizado sem o apoio de algumas pessoas, as quais merecem meus sinceros agradecimentos.

À Profa. Dra. Maria Helena Robert pela nossa amizade, pelos ensinamentos e pela grande oportunidade de realizar este trabalho de mestrado.

Ao Prof. João Batista Fogagnolo pelos debates científicos pelos corredores da FEM e por ter me despertado para a arte da fotografia.

Aos grandes amigos que fiz durante o mestrado: Robin, Renato, Alexandre, Vanderlei, Guilherme e Gata; formamos uma turma e tanto!

Aos meus novos amigos IC's José Vitor, Rydie e Vinícius por toda a ajuda técnica e disponibilidade em me ajudar nos momentos complicados do trabalho.

Ao pessoal das antigas: Diego, Colen, André, Gabriel (Espeto) e vários outros pelo apoio durante estes dois últimos anos.

À Profa. Dra. Cecília Amélia de Carvalho Zavaglia e seus alunos Hugo, Léo, André e Lola pela gentileza em disponibilizar equipamentos durante a realização deste trabalho e, acima de tudo, pela ajuda e amizade.

Ao Prof. Dr. Osvaldo Vidal Trevisan e ao pesquisador Ronaldo do CEPETRO/UNICAMP pela imensa prestatividade.

Aos técnicos João Polis, Claudenete, Claudiomiro e José Luiz da Faculdade de Engenharia Mecânica pela ajuda em meus experimentos.

À empresa BRATZ Indústria e Comércio de Produtos Metálicos Especiais Ltda pela gentileza em fornecer uma importante matéria prima para meus experimentos.

*"Se fosse fácil, não era pra nós.
Só não podemos fraquejar..."*
Daniel T. C. Ribeiro

Resumo

RIBEIRO, D. T. C.. **Estudo da viabilidade técnica do processo de fabricação de espumas metálicas por reciclagem de cavacos da liga AA356**. Dissertação (Mestrado) — Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, SP, 2011.

Este trabalho tem como objetivo desenvolver um método alternativo para a fabricação de espumas metálicas pela reciclagem de cavacos de Al e a caracterização mecânico-metalúrgica do produto obtido. O processo investigado envolve a espumagem de compactados de misturas de cavacos e pó de agente espumante, com a espumagem ocorrendo na liga em estado semi-sólido tixotrópico. Foram fabricados precursores espumáveis pela mistura de cavacos da liga de Al AA356, com duas distintas granulometrias, a 1,5wt% do agente espumante TiH_2 e posterior compressão também em duas distintas condições: compressão simples a frio e compressão dupla, a frio e a quente. Os elementos precursores foram aquecidos, sofrendo espumagem em estado semi-sólido, pela dissociação do agente espumante formando gás H_2 no interior do metal. As espumas metálicas produzidas foram analisadas quanto à sua qualidade interna, arquitetura celular (dimensões, geometria de poros, espessura de paredes metálicas), propriedades físicas (densidade, teor de porosidade, condutividade e difusividade térmicas) e mecânicas em compressão semi-estática. O comportamento mecânico em compressão e o comportamento térmico das espumas produzidas foram também estimados teoricamente utilizando modelos da literatura. Os resultados obtidos mostraram que o processo proposto é eficaz para a produção de espumas de boa qualidade. Os melhores resultados são obtidos com o emprego de compactação dupla e espumagem direcional do precursor. Não foi possível observar influência das dimensões dos cavacos utilizados, na faixa de tamanhos empregada, nas características e propriedades das espumas produzidas. O comportamento das espumas metálicas sob compressão semi-estática demonstrou a formação de um platô de deformação plástica ascendente, o que indica uma grande capacidade de absorção de energia mecânica; todas as amostras apresentaram condutividade térmica bastante inferior e difusividade superior à do metal maciço, representando boas propriedades isolantes térmicas. Os valores de propriedades mecânicas estimadas teoricamente diferem dos obtidos experimentalmente, indicando necessidade de cuidado no emprego destes modelos.

Palavras-chave: Espumas metálicas, metais celulares, reciclagem de alumínio, liga AA356

Abstract

RIBEIRO, D. T. C.. **Study of the technical viability of the fabrication process of metal foams by means of AA356 alloy machined chips recycling.** Thesys (MsC) — Mechanical Engineering Faculty, UNICAMP, Campinas, SP, 2011.

This work aims to develop an alternative method for manufacturing metal foams by Al alloy machined chips recycling and mechanical and metallurgical characterization of the product. The process investigated involves foaming a compressed mixture of Al chips and foaming agent powder, with foaming occurring with the alloy in semi-solid thixotropic state. Foamable precursors were manufactured by mixing Al alloy A356 machined chips in two different particle sizes, to 1.5 wt% of the foaming agent TiH_2 and its posterior compression also in two distinct conditions: simple cold compression and double compression, cold and hot. The precursors were heated, being foamed in semisolid state, by dissociation of the foaming agent generating H_2 into the bath. The internal quality, cellular architecture (pore size and geometry, cell wall thickness), physical properties (density, porosity level, thermal conductivity and thermal diffusivity) and mechanical behaviour under semi-static compression were analyzed for the metal foams produced. The mechanical behavior under compression and thermal behavior of the foams produced were also calculated using theoretical models from literature. The results showed that the procedure proposed is effective for the production of foams of good quality. The best results are obtained foaming directionally precursors manufactured by double compression. It was not possible to observe the influence of the dimensions of the machined chips, considering the size range adopted, on the characteristics and properties of the foams produced. The mechanical behavior of metallic foams under semi-static compression showed the formation of a ascendent plateau of plastic deformation, which indicates a great capacity of absorbing mechanical energy; all samples showed significantly lower thermal conductivity and diffusivity compared to the solid metal, what represents good thermal insulation properties. The theoretical estimative of the sample's mechanical properties differ from those obtained experimentally, indicating that the matemactical models proposed has to be used carefully.

Key-words: Metal foams, Cellular metals, Aluminium recycling , AA356 alloy

Sumário

| | |
|---|--------------|
| Resumo | viii |
| Abstract | ix |
| Lista de Figuras | xiii |
| Lista de Tabelas | xviii |
| Nomeclatura | xix |
| 1 Introdução e objetivos | 1 |
| 1.1 Introdução | 1 |
| 1.2 Objetivos | 3 |
| 2 Fundamentos Teóricos | 5 |
| 2.1 Definições básicas e aplicações de metais celulares | 5 |
| 2.1.1 Definições | 5 |
| 2.1.2 Aplicações | 6 |
| 2.2 Processos de fabricação de metais celulares | 13 |
| 2.2.1 Processamento a partir da matéria-prima no estado líquido | 13 |
| 2.2.2 Processamento a partir da matéria-prima no estado semi-sólido | 17 |
| 2.2.3 Processamento a partir da matéria-prima no estado sólido | 19 |
| 2.3 Propriedades de metais celulares | 22 |
| 2.3.1 Propriedades físicas | 24 |
| 2.3.2 Propriedades mecânicas em compressão | 25 |
| 2.3.3 Propriedades térmicas | 31 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 2.4 | Reciclagem do alumínio | 33 |
| 3 | Metodologia Experimental | 36 |
| 3.1 | Escolha da liga utilizada | 36 |
| 3.1.1 | Composição química | 38 |
| 3.1.2 | Diagrama de fases | 38 |
| 3.1.3 | Determinação do intervalo de solidificação e variação da fração líquida com a temperatura | 39 |
| 3.1.4 | Caracterização microestrutural da liga no estado fundido | 40 |
| 3.2 | Caracterização do agente espumante TiH ₂ | 41 |
| 3.2.1 | Morfologia de partículas de TiH ₂ | 42 |
| 3.2.2 | Granulometria de partículas de TiH ₂ | 42 |
| 3.2.3 | Determinação da temperatura de dissociação do TiH ₂ | 43 |
| 3.3 | Fabricação e caracterização de cavacos da liga AA356 | 44 |
| 3.4 | Fabricação de espumas metálicas pelo reaproveitamento de cavacos da liga AA356 | 47 |
| 3.4.1 | Fabricação de elementos precursores | 47 |
| 3.4.2 | Operação de espumagem | 50 |
| 3.5 | Caracterização do produto espumado | 50 |
| 3.5.1 | Qualidade interna do produto e caracterização de sua arquitetura | 50 |
| 3.5.2 | Microestrutura de paredes celulares | 52 |
| 3.5.3 | Densidade | 53 |
| 3.5.4 | Investigação das propriedades mecânicas do produto - compressão | 53 |
| 3.5.5 | Avaliação teórica das propriedades térmicas do produto | 53 |
| 4 | Resultados e Discussões | 55 |
| 4.1 | Análise da tixotabilidade da liga AA356 | 55 |
| 4.2 | Processo de produção de espumas investigado | 58 |
| 4.2.1 | Mistura de cavacos de alumínio e agente espumante | 58 |
| 4.2.2 | Precursores para espumagem produzidos | 61 |
| 4.2.3 | Operação de espumagem | 63 |
| 4.3 | Produtos porosos obtidos | 65 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 4.3.1 | Aspectos gerais | 65 |
| 4.3.2 | Qualidade interna | 66 |
| 4.3.3 | Densidade e teor de porosidade | 69 |
| 4.3.4 | Caracterização quantitativa da arquitetura de poros | 71 |
| 4.3.5 | Caracterização metalúrgica | 73 |
| 4.3.6 | Caracterização das propriedades mecânicas em compressão | 80 |
| 4.3.7 | Avaliação teórica de propriedades térmicas | 91 |
| 5 | Conclusões | 95 |
| | Referências Bibliográficas | 97 |

Lista de Figuras

| | | |
|------|--|----|
| 2.1 | Esquema representativo de aplicações para metais celulares, de acordo com o tipo de poros. Adaptado de Banhart (2002). | 7 |
| 2.2 | Trocadores de calor fabricados em metais celulares (NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2000). | 8 |
| 2.3 | Principais aplicações estruturais de metais celulares na indústria automotiva. Adaptado de Banhart (2001). | 10 |
| 2.4 | Exemplo de aplicação estrutural de metais celulares na indústria automotiva (KAMMER, 1999). | 11 |
| 2.5 | Exemplo de aplicação estrutural de metais celulares na construção civil (KAMMER, 1999). | 12 |
| 2.6 | Exemplo de painel sanduíche para aplicação na indústria aeroespacial (NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2000). | 12 |
| 2.7 | Esquema representativo do processo de produção de espumas metálicas por adição de agentes espumantes ao metal líquido. Adaptado de Miyoshi <i>et al.</i> (2000). | 14 |
| 2.8 | Esquema representativo do processo FORMGRIP de produção de espumas metálicas. Adaptado de Gergely e Clyne (2000). | 15 |
| 2.9 | Esquema representativo do processo GASAR para a produção de metais celulares . Adaptado de Ashby <i>et al.</i> (2000c). | 17 |
| 2.10 | Representação esquemática do processo de produção de metais celulares por tixoconformação em pré-formas removíveis (DELBIN, 2006; SILVA, 2008). | 18 |
| 2.11 | Pré-forma de esferas de vidro ocas sinterizadas utilizadas para fabricação de espumas metálicas sintáticas por tixoconformação (GATAMORTA, 2009). | 19 |

| | | |
|------|--|----|
| 2.12 | Esquema representativo do processo de produção de metais celulares (espumas sintáticas) por tixoinfiltração de pré-formas não removíveis (GATAMORTA, 2009). | 19 |
| 2.13 | Representação esquemática do processo FOAMINAL para a fabricação de espumas metálicas por metalurgia do pó (FRAUNHOFER INSTITUTE OF TECHNOLOGY, 1999). Adaptado de Kammer (1999). | 21 |
| 2.14 | Representação esquemática do processo ALULIGHT de fabricação de espumas metálicas por metalurgia do pó (MEPURA GmbH). Adaptado de Kammer (1999). | 21 |
| 2.15 | Representação esquemática da técnica de tomografia computadorizada de raios-X para análise de metais celulares. Adaptado de Banhart (2001). | 23 |
| 2.16 | Desenho esquemático dos mecanismos de deformação de metais celulares apresentando diferentes tipos de células. Adaptado de Duarte (2005). | 26 |
| 2.17 | Curva tensão x deformação típica resultante de ensaio de compressão de metais celulares, apresentando três regiões distintas: 1) região elástica; 2) região do platô de deformação plástica e 3) região de densificação. Adaptado de (KAMMER, 1999). | 28 |
| 2.18 | Evolução mundial da produção de Al primário e reciclado. Adaptado de INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (2010b). | 34 |
| 2.19 | Evolução das parcelas de produção mundial de Al primário e reciclado. Adaptado de INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (2010b) | 35 |
| 3.1 | Organograma contendo as etapas envolvidas no desenvolvimento experimental do trabalho. | 37 |
| 3.2 | Diagrama de fases do sistema binário Al-Si com destaque para a liga AA356 utilizada, cujo teor de Si é de 8,4% em peso (MURRAY; MCALISTER, 1993). | 39 |
| 3.3 | Microestrutura da liga AA356 fundida como recebida. | 41 |
| 3.4 | Morfologia de partículas do agente espumante TiH ₂ observada por MEV. | 42 |
| 3.5 | Distribuição do tamanho das partículas de TiH ₂ (frequência relativa e frequência relativa acumulada) obtidos via difração à Laser. | 43 |
| 3.6 | Resultado da análise termogravimétrica do agente espumante TiH ₂ apresentando sua perda de massa em função da temperatura. | 44 |
| 3.7 | Operação de fresamento adotada para fabricação de cavacos da liga AA356. | 45 |
| 3.8 | Classes de cavacos da liga AA356 obtidos via desbaste por fresamento. | 46 |

| | | |
|------|--|----|
| 3.9 | Microestrutura típica do cavaco da liga AA356 obtido via fresamento, observada por microscopia óptica. | 46 |
| 3.10 | Desenho dos componentes da matriz de compactação construída para a fabricação de precursores espumáveis: (a) punção inferior, (b) camisa e (c) punção superior. | 48 |
| 3.11 | (a) Matriz metálica utilizada na compactação da mistura de cavacos e agente espumante, montada em condições de trabalho e (b) componentes: punção inferior e mola, camisa, punção superior. | 49 |
| 3.12 | Aspecto de mapeamento de área porosa de uma espuma metálica utilizando-se o <i>software</i> ImageJ. São apresentadas as imagens antes (a) e depois (b) do mapeamento dos poros. | 51 |
| 4.1 | Curva de resfriamento simples durante solidificação da liga AA356. | 56 |
| 4.2 | Gráficos obtidos por análise DSC da liga AA356: (a) Curvas $\Delta E \times T$; (b) Curva $T \times t$; (1) Aquecimento; (2) Resfriamento. | 56 |
| 4.3 | Detalhamento do pico endotérmico de fusão da liga AA356 obtida via DSC demonstrando as temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$, bem como a evolução da transformação de fase ocorrida ($\%f_L \times T$). Destaque para a temperatura escolhida para testes de espumagem. | 57 |
| 4.4 | Típica mistura de cavacos da liga AA356 + 1,5% em peso de pó TiH_2 produzida nas condições: 4h a 30rpm. | 59 |
| 4.5 | Superfície de cavacos da liga AA356 submetidos à mistura com 1,5% em peso de TiH_2 . (a) imagem geral; (b) varredura por EDX para o Al; (c) varredura por EDX para o Ti. (MEV). | 60 |
| 4.6 | Típicos precursores para epumagem produzidos: (a) precursor obtido por compressão simples a frio; (b) precursor obtido por compressão dupla, a frio + a quente. | 61 |
| 4.7 | Valores médios de densidade relativa dos precursores compactados, em diferentes condições do processo. | 62 |
| 4.8 | Valores médios de nível de porosidade dos precursores compactados, em diferentes condições do processo. | 62 |
| 4.9 | Imagens selecionadas do processo de espumagem de precursores AA356 + TiH_2 , em diferentes fases: (a) início da espumagem, (b) espumagem em andamento, (c) fim da espumagem. | 63 |

| | | |
|------|--|----|
| 4.10 | Aspecto geral da expansão promovida pela espumagem do precursor compactado: (a) precursor; (b) produto espumado (espumagem em molde, com direção de expansão preferencial paralela ao eixo longitudinal da amostra). | 64 |
| 4.11 | Aspecto geral de típicas espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de compactados de misturas de cavaco + TiH ₂ (a) espumagem livre; (b) espumagem confinada em molde (direcional). Seções transversais. | 66 |
| 4.12 | Resultado típico de tomografia por raios-X de amostras de espumas da liga AA356 fabricadas a partir de cavacos grosseiros; seções transversais a partir do topo (1) até a base (15) da amostra. Amostra obtida por espumagem direcional. | 67 |
| 4.13 | Resultado típico de ensaio de tomografia por raios-X das amostras de espumas da liga AA356 fabricadas a partir de cavacos finos; seções transversais a partir do topo (1) até a base (15) da amostra. Amostra obtida por espumagem direcional. | 68 |
| 4.14 | Aspecto geral da reconstrução 3D de uma espuma metálica a partir do processamento de imagens obtidas por tomografia de raios-X. (a) Vista frontal; (b) Vista lateral. | 69 |
| 4.15 | Valores médios de densidade relativa das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo. . . | 70 |
| 4.16 | Valores médios de teor de porosidade das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo. . . | 71 |
| 4.17 | Gráfico geral de valores médios de parâmetros da estrutura interna das espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições. | 72 |
| 4.18 | Microestruturas típicas de paredes das espumas metálicas da liga AA356 produzidas. MO. | 74 |
| 4.19 | Esquema representativo do mecanismo de separação de ramos dendríticos deformados, por penetração de líquido em contornos recristalizados de alto ângulo. Adaptado de Robert (2006). | 76 |
| 4.20 | (a) e (b) Microestrutura de parede celular de espuma da liga AA356. MEV.(c) e (d) EDX para Al; (e) e (f) EDX para Ti. | 77 |
| 4.21 | Microestrutura de paredes celulares de espumas da liga AA356 produzidas (MEV). Detalhe de partículas observadas: (a) microestrutura; (b) e (c) microanálise dos pontos indicados. | 78 |

| | | |
|------|---|----|
| 4.22 | (a) Microestrutura de paredes celulares de espumas da liga AA356 produzidas, com detalhe de região próxima a poros (MEV); (b) EDX para Al, (c) EDX para Si e d) EDX para Ti. | 79 |
| 4.23 | Curvas tensão-deformação resultantes de ensaios semi-estáticos de compressão para as espumas da liga AA356 fabricadas a partir de (a) cavaco fino e (b) cavaco grosseiro. | 83 |
| 4.24 | Resultado de ensaios de compressão semi-estática com carregamento na direção preferencial de espumagem para espumas de diversas densidades. Adaptado de Banhart e Baumeister (1998) | 84 |
| 4.25 | Dados comparativos para os valores de tensão de compressão obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo. | 88 |
| 4.26 | Dados comparativos para os valores de tensão do platô obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo. | 89 |
| 4.27 | Dados comparativos para os valores de deformação de densificação obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo. | 90 |
| 4.28 | Dados comparativos para os valores de energia absorvida por unidade de volume obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo. | 90 |
| 4.29 | Estimativa teórica da condutividade térmica média de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo. | 92 |
| 4.30 | Estimativa teórica da condutividade térmica média normalizada de amostras de espumas da liga AA356 produzidas produzidas em diferentes condições de processo. | 92 |
| 4.31 | Estimativa teórica da difusividade térmica de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo. | 94 |

Lista de Tabelas

| | | |
|-----|---|----|
| 3.1 | Composição química da liga AA356 | 38 |
| 3.2 | Composição do reagente <i>Keller</i> utilizado em ataque químico para análise microestrutural. | 40 |
| 3.3 | Classificação dos cavacos da liga AA356 obtidos com relação às suas dimensões . | 45 |
| 4.1 | Resumo dos resultados obtidos para as temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$ da liga AA356 | 58 |
| 4.2 | Valores médios de densidade e nível de porosidade dos precursores compactados, em diferentes condições. | 61 |
| 4.3 | Valores médios de densidade relativa e teor de porosidade das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo. | 70 |
| 4.4 | Valores médios de parâmetros estruturais das espumas da liga AA356 produzidas. . | 72 |
| 4.5 | Estimativa teórica de propriedades mecânicas sob compressão das espumas metálicas produzidas; segundo modelos de (ASHBY <i>et al.</i> , 2000d) | 81 |
| 4.6 | Propriedades mecânicas de espumas metálicas da liga AA356 produzidas, obtidas por testes semi-estáticos de compressão. | 85 |
| 4.7 | Propriedades mecânicas em compressão de espumas da liga AA356 produzidos – comparação de valores estimados segundo modelos teóricos e valores experimentais (valores médios). | 87 |
| 4.8 | Valores teóricos de condutividade térmica e condutividade térmica normalizada médias de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo. | 91 |
| 4.9 | Valores teóricos de difusividade térmica de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo. | 93 |

Nomeclatura

Letras Latinas

| | | |
|----------------|--|-----------------------|
| c_p | - Calor específico | [J/kg.K] |
| C_v | - Capacidade calorífica volumétrica | [J/m ³ .K] |
| E | - Módulo de <i>Young</i> ou de elasticidade | [MPa] |
| E_m | - Energia mecânica absorvida por unidade de massa | [J/kg] |
| E_s | - Módulo de <i>Young</i> ou de elasticidade do metal maciço | [MPa] |
| E_V | - Energia mecânica absorvida por unidade de volume | [J/m ³] |
| F | - Força | [N] |
| f_L | - Fração líquida | |
| f_S | - Fração sólida | |
| m | - Massa | [g] |
| n_1 | - Fator de correção para tensão de compressão de metais celulares | |
| T | - Temperatura | [°C] |
| t | - Tempo | [s] |
| t | - Fator de correção para condutividade térmica de metais celulares | |
| $T_{liquidus}$ | - Temperatura <i>liquidus</i> | [°C] |
| $T_{solidus}$ | - Temperatura <i>solidus</i> | [°C] |
| V | - Volume | [cm ³] |

Letras Gregas

| | | |
|----------------|---|----------------------|
| α | - Difusividade térmica | [m ² /s] |
| α_1 | - Fator de correção para deformação de densificação de metais celulares | |
| α_2 | - Fator de correção para módulo de <i>Young</i> de metais celulares | |
| γ_{cr} | - energia de contorno de grão recristalizado | [J/m ²] |
| γ_{sl} | - tensão superficial sólido/líquido | [J/m ²] |
| ϵ | - Deformação | |
| ϵ_D | - Deformação de densificação | |
| ϵ_o | - Deformação inicial do platô | |
| λ | - Condutividade térmica da espuma metálica | [W/m.K] |
| λ_c | - Efeitos da convecção entre os poros | [W/m.K] |
| λ_G | - Condutividade térmica do gás no interior das células | [W/m.K] |
| λ_n | - Condutividade térmica normalizada | |
| λ_r | - Efeito da radiação através das paredes dos poros | [W/m.K] |
| λ_s | - Condutividade térmica do metal maciço | [W/m.K] |
| λ_w | - Condutividade térmica das paredes das células | [W/m.K] |
| ρ_{real} | - Densidade real | [g/cm ³] |
| ρ_{rel} | - Densidade relativa | [g/cm ³] |
| ρ_s | - Densidade do metal maciço | [g/cm ³] |
| σ | - Tensão | [MPa] |
| σ_c | - Tensão de compressão de metais celulares | [MPa] |
| $\sigma_{c,s}$ | - Tensão de compressão do metal maciço | [MPa] |
| σ_e | - Limite de elasticidade do material maciço | [MPa] |
| σ_{pl} | - Tensão do platô (<i>Plateau stress</i>) | [MPa] |
| ϕ | - Fração de sólido contida na estrutura celular | |

Abreviações/Siglas

| | | |
|----------|---|---|
| AA | - | Aluminium Association |
| ANSI | - | American National Standards Institute |
| ASM | - | <i>American Society for Metals</i> |
| AWJ | - | <i>Abrasive Water Jet Cutting</i> |
| CEPETRO | - | Centro de Estudo do Petróleo |
| CF | - | Cavaco Fino |
| CG | - | Cavaco Grosso |
| DEF | - | Departamento de Engenharia de Fabricação |
| DSC | - | <i>Differential Scanning Calorimetry</i> |
| EDX | - | Energia Dispersiva de raios-X |
| ERG | - | <i>Energy, Research and Generation</i> - Corporação aeroespacial e de materiais |
| FEM | - | Faculdade de Engenharia Mecânica |
| FEQ | - | Faculdade de Engenharia Química |
| FORMGRIP | - | <i>Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors</i> |
| GASAR | - | <i>Gas-Eutectic Porous Materials</i> |
| IAI | - | International Aluminium Association |
| MEV | - | Microscopia Eletrônica de Varredura |
| MO | - | Microscopia Óptica |
| NLP | - | National Physical Laboratory |
| RPM | - | Rotações Por Minuto |
| TG | - | Termogravimetria |
| UNICAMP | - | Universidade Estadual de Campinas |

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

Metais celulares, em particular espumas e esponjas metálicas, vêm despertando o interesse de diferentes ramos do setor industrial nos últimos 20 anos devido à sua interessante combinação de propriedades físicas e mecânicas. Tais propriedades conferem a estes materiais baixo peso específico associado à elevada rigidez e capacidade de absorção de impactos, além de isolamento acústico e térmico (BANHART, 2000).

Os primeiros estudos envolvendo a fabricação de materiais celulares metálicos datam da década de 40 (SOSNICK, 1948); o assunto adquiriu maior ênfase nas duas décadas seguintes (SPINK, 1965; MARKUS; LIPSON, 1970) com o desenvolvimento de diferentes técnicas de processamento. No entanto, as pesquisas nesta área prosseguiram lentamente até a década de 90, quando o tema passou a despertar grande interesse por parte das indústrias e da comunidade científica. Desde então, significativo avanço na produção, caracterização e aplicação de materiais celulares foi alcançado.

Materiais celulares ou porosos podem ser obtidos a partir de diversos tipos de metal como Al, Cu, Sn, Pb, Zn e suas ligas. O Al e suas ligas, no entanto, são os mais utilizados até o momento. Ligas de Al na forma de espumas e esponjas vêm sendo utilizadas na indústria automobilística para fabricação de componentes estruturais devido à sua alta capacidade de absorção de impacto e ao seu baixo peso específico, ocasionando segurança para o passageiro e baixo consumo de combustível. O calor e o ruído gerados pelo motor em funcionamento requerem isolamento térmico e acústico, o que pode ser proporcionado também com o emprego destes materiais (BANHART, 2001; HABERLING, 2002).

Na indústria aeroespacial, placas de espumas de Al podem ser utilizadas na confecção de painéis mais baratos do que os tradicionalmente utilizados, constituídos de estruturas tipo colméias produzidas por adesão (THEOBALD *et al.*, 2010). Além disso, a ausência de substâncias adesivas

em sua fabricação e a isotropia das propriedades destes novos painéis representam grandes vantagens em sua utilização (BANHART, 2001).

A indústria naval também requer baixo peso específico e uma boa relação entre peso e rigidez, o que torna viável a utilização de placas de espumas metálicas na construção de embarcações. Estudos demonstram que estas placas podem ser resistentes à corrosão em água salgada, sendo afetadas apenas superficialmente (KAMMER, 1999; FIGUEIRAS, 2006).

A elevada capacidade de isolamentos térmico e acústico, além da resistência à penetração por fogo, justifica o mercado promissor dos metais celulares na construção civil. Neste setor, placas e painéis para revestimentos internos e externos são empregados; podem ainda constituir elementos estruturais. Esta última finalidade envolve, por exemplo, a construção de pontes móveis mais leves e elevadores que consomem menos energia do que os convencionais (KAMMER, 1999).

Diversos métodos de produção de materiais celulares metálicos foram já desenvolvidos e estão disponíveis ao mercado produtor, sendo que muitos deles envolvem técnicas custosas e de difícil controle, o que limita sua utilização. Para a fabricação de espumas metálicas (material poroso contendo células ou poros fechados), a maioria das técnicas de fabricação envolve a geração de gases no metal líquido, o que demanda a manipulação do metal a elevadas temperaturas, e um difícil controle do processo de espumagem, principalmente com relação à estabilidade e distribuição das bolhas gasosas no interior do líquido.

Com o intuito de reduzir dificuldades operacionais e melhorar o controle do processo e a qualidade do produto, têm sido desenvolvidos processos de fabricação de metais celulares a partir da matéria prima metálica no estado semi-sólido tixotrópico. Neste sentido, estudos recentes mostram a viabilidade de produção de esponjas de ligas de Al (material celular com poros abertos e intercomunicantes), pela infiltração da liga no estado semi-sólido em pré-formas porosas de partículas não reagentes com o metal, denominadas bloqueadores. Após a solidificação do metal, estas partículas são retiradas dando origem aos poros da esponja. Este processo pode ser controlado com maior facilidade, evitando o manuseio de metais líquidos, além de ser de baixo custo (SILVA, 2008).

No caso de espumas metálicas, pouca informação pode ser encontrada relatando a utilização de técnicas de tixoprocessamento para a sua fabricação. Trabalhos de pesquisadores do Fraunhofer Institute de Bremen, Alemanha (FRAUNHOFER INSTITUTE OF TECHNOLOGY, 1999) com-

provam sucesso na fabricação de ligas de Al com poros fechados, a partir da liga no estado semi-sólido. No caso relatado, é promovida a espumagem de compactados de misturas de pós de ligas de Al e agentes espumantes formadores de gás como o hidreto TiH_2 ; a espumagem é promovida à temperaturas superiores à $T_{solidus}$ da liga, e a presença de sólido na pasta permite um melhor controle do processo de espumagem. A espumagem de misturas de pós metálicos e agentes espumantes é empregada com o intuito de promover uma melhor dispersão de bolhas gasosas e, portanto, a obtenção de produtos porosos mais homogêneos.

Apesar da existência de métodos viáveis de produção, a utilização comercial de materiais celulares não atende ainda o seu enorme potencial; no entanto, o desenvolvimento de técnicas de produção mais simples, mais controláveis e de baixo custo pode elevar a empregabilidade desta nova e única classe de materiais.

Levando-se em conta que o crescente rigor do setor industrial com relação às questões ambientais e à escassez de recursos naturais vêm causando transformações nos processos produtivos no que diz respeito ao desperdício de matéria-prima, diversas tecnologias de reciclagem de material vêm sendo estudadas com o objetivo da promoção de um desenvolvimento mais sustentável. Em particular no ramo metal-mecânico, o processo de usinagem é um significativo gerador de desperdício de matéria-prima, na forma de cavacos. Assim, o reaproveitamento de cavacos como matéria prima para a fabricação de novos produtos deve estar na pauta do dia de qualquer setor que se pretenda competitivo. Portanto, a crescente demanda do mercado por processos mais eficientes de reciclagem de materiais, associada à importância dos metais celulares, motivou a proposta do presente trabalho.

1.2 Objetivos

O presente trabalho busca, de modo geral, contribuir para o desenvolvimento da tecnologia de materiais celulares, em particular espumas metálicas, ao investigar um novo processo que permita a sua fabricação de maneira simples e controlável e a reduzido custo, de modo a possibilitar o aumento de aplicação comercial desta particular classe de materiais.

De maneira mais específica, é objetivo do trabalho estudar a viabilidade da produção da liga AA356 (Al-Si) na forma de espumas, a partir da utilização de cavacos provenientes de usinagem, por técnica de espumagem promovida por agente gerador de gases (TiH_2), no metal no estado semi-sólido tixotrópico.

O processo a ser investigado incorpora, portanto, técnicas do processamento semi-sólido, na busca de um melhor controle do processo e de redução de temperatura de trabalho (espumagem no estado semi-sólido e não líquido).

O uso de matéria prima reciclada, além de atender às exigências ambientais, pode significar ganhos financeiros para o setor, visto que a produção de espumas metálicas é um segmento bastante promissor e ainda pouco explorado no país.

O trabalho investiga os parâmetros de controle do processo, buscando a sua otimização, bem como a otimização da qualidade do produto obtido. As espumas produzidas são caracterizadas quanto à sua arquitetura, isto é, dimensões e distribuição de poros, bem como espessuras de paredes metálicas celulares, e ainda quanto à densidade e propriedades mecânicas em compressão. Propriedades térmicas são avaliadas teoricamente, utilizando modelos propostos na literatura.

2 FUNDAMENTOS TEÓRICOS

O tema metais celulares tem se tornado bastante atrativo para o setor produtivo interessado em suas inúmeras possibilidades de aplicações em diferentes áreas, como na indústria metal-mecânica, na indústria química, em bioengenharia, entre outras. Este interesse tem gerado uma quantidade considerável de desenvolvimentos científico e tecnológico que devem resultar em novas técnicas de processamento; conseqüente aumento da gama de metais celulares disponível no mercado pode ser esperado.

Neste capítulo são apresentados conceitos e definições relacionados aos materiais celulares, suas principais características e propriedades, as principais técnicas empregadas para a sua fabricação e caracterização.

2.1 Definições básicas e aplicações de metais celulares

2.1.1 Definições

Metais celulares são materiais heterogêneos formados por uma matriz metálica em três dimensões, a qual possui poros contendo gás. Estes poros constituem 70% do volume total do material, o que confere aos mesmos uma densidade relativa de no máximo 0,3 em relação ao material maciço. Metais celulares são classificados de acordo com os seguintes critérios (DEGISCHER, 2002):

- Condição do metal durante a produção da porosidade: líquido, solução ou emulsão, sólido;
- O processo de conformação envolvido: fundição, espumagem, deposição, sinterização;
- O método de formação de poros: incorporação de substratos ociosos, substratos removíveis ou gás (diretamente, dissolvido, ou a partir da decomposição de um agente que se dissocia);

Os metais celulares, em geral, são popularmente conhecidos como "espumas metálicas", mas o conceito de espuma precisa ser melhor definido. São consideradas espumas as dispersões uniformes de uma fase gasosa em um líquido ou sólido. No caso de materiais metálicos, pode-se promover a

dispersão de bolhas de gás no material em sua fase líquida de modo que, ao solidificar-se, o mesmo mantém a morfologia de uma espuma dando origem ao que é denominado "espuma metálica".

Metais celulares podem, no entanto, ser produzidos a partir de diversos métodos que não envolvam espumagem por dispersão de gás. Distintas técnicas de fabricação podem resultar em materiais com diferentes morfologias de poros, sendo que estes podem mesmo ser interconectados. Nestes casos, eles são denominados metais celulares de poros abertos e, apesar de também ser chamados de "espumas", a denominação "esponja metálica" é mais adequada (BANHART, 2001).

Portanto, em geral é adotada a seguinte nomenclatura: espumas – materiais contendo poros fechados e independentes; esponjas – materiais contendo poros abertos ou interconectados.

2.1.2 Aplicações

Metais celulares podem ser utilizados para diversos fins, sendo que a variedade de suas aplicações vem crescendo com os avanços das pesquisas. O desenvolvimento de um metal celular, seja ele uma esponja ou espuma, para uma finalidade específica, depende de diversas condições. Estas condições podem ser resumidas em quatro tópicos (BANHART, 2001):

- *Morfologia*: O tipo de porosidade requerida (aberta ou fechada); quantidade e tamanho dos poros; área interna total do material.
- *Metalurgia*: Tipo de metal, liga ou condição microestrutural requerida.
- *Processamento*: Possibilidade de produzir chapas, componentes, perfis, constituídos apenas por metais celulares, ou misturados a outros materiais.
- *Economia*: Análise de custos de produção, conveniência em produzir em larga escala.

O primeiro ponto crucial para avaliar as aplicações de metais celulares é a sua morfologia. Alguns componentes, como trocadores de calor (aplicação funcional), requerem poros abertos. Por outro lado, algumas aplicações estruturais como absorvedores de energia, requerem poros fechados. A Figura 2.1 apresenta algumas aplicações estruturais e funcionais de metais celulares, organizadas de acordo com as características de poros.

A seguir, são apresentadas algumas aplicações de metais celulares.

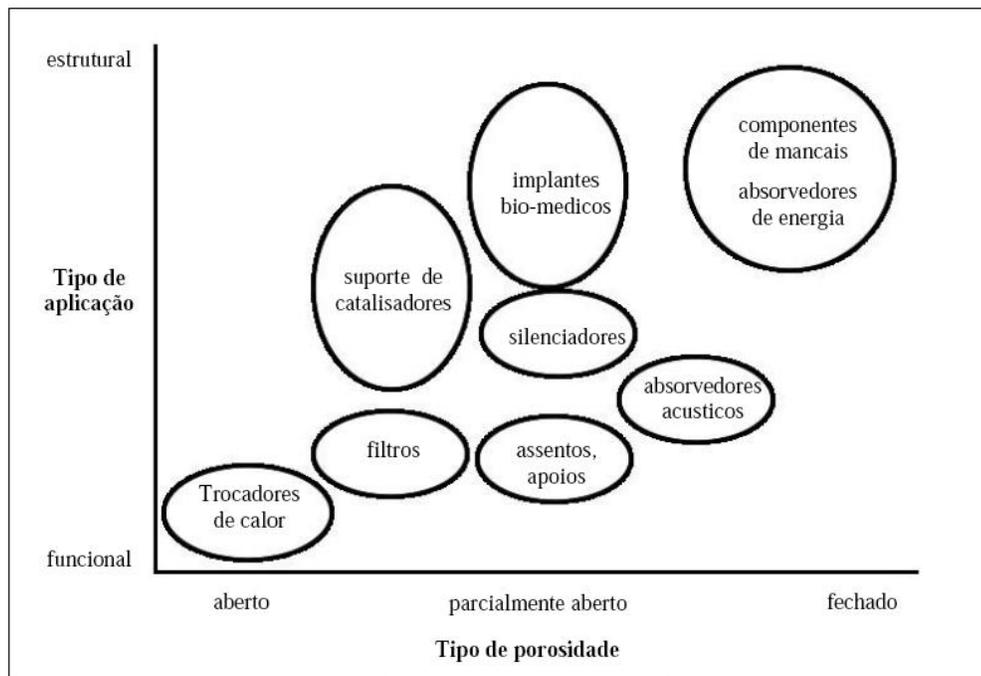


Figura 2.1: Esquema representativo de aplicações para metais celulares, de acordo com o tipo de poros. Adaptado de Banhart (2002).

Aplicações funcionais

Filtração e separação: Existem basicamente dois tipos de filtros: filtros que retêm e separam partículas sólidas ou fibras dispersas em um líquido, ou filtros que retêm e separam partículas sólidas ou líquidas dispersas em um gás (GHIDOSSO *et al.*, 2009). O primeiro tipo encontra aplicações, por exemplo, para a filtragem de óleo contaminado, para a remoção de levedo da cerveja na fabricação desta bebida. O segundo tipo pode ser utilizado para remover água de correntes de ar ou filtragem de fumaça de óleo diesel. As propriedades mais importantes para filtros são a boa capacidade de filtragem, boa capacidade de retenção de partículas, facilidade de limpeza, propriedades mecânicas adequadas à aplicação, resistência à corrosão e custo reduzido. Metais celulares podem apresentar combinação destas propriedades não apresentadas em materiais utilizados tradicionalmente (BANHART, 2002).

Trocadores de calor: Metais com elevada condutividade térmica podem ser processados na forma de metais celulares com a finalidade de constituir trocadores de calor. Calor pode ser removido ou adicionado a gases e líquidos quando os mesmos fluem através de um metal celular. O aquecimento ou resfriamento deste metal de alta porosidade pode ser feito da mesma forma. Um

exemplo para tal aplicação são os extratores de calor compactos para resfriamento, por exemplo, de componentes microeletrônicos com uma alta dissipação de energia, como *chips* de computadores (ZHAO; LU; HODSON, 2005; BOOMSMA; POULIKAKOS; ZWICK, 2003) ou até mesmo de sistemas mecânicos mais robustos que demandem alto resfriamento por convecção de ar (EJLALI *et al.*, 2009). Outra aplicação para metais celulares neste campo é o emprego em aquecedores de ar elétricos (COOKSON; FLOYD; SHIH, 2006), onde estes materiais demonstram elevada eficiência. A sua grande área superficial, a baixa resistência ao escoamento e a boa condutividade térmica tornam os metais celulares promissores nesta área.

A Figura 2.2 apresenta exemplo de trocadores de calor fabricados com espumas de Cu (NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2000).

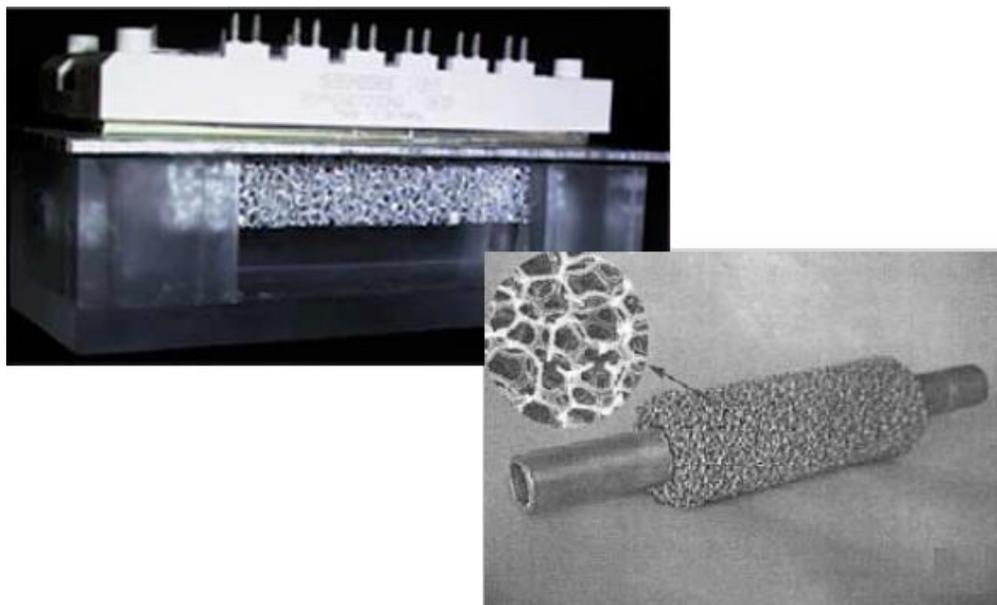


Figura 2.2: Trocadores de calor fabricados em metais celulares (NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2000).

Silenciadores: Componentes para amortecer sons (YU *et al.*, 2007b), pulsos de pressão, ou vibrações mecânicas são bastante utilizados industrialmente. Materiais celulares com um certo grau de abertura de poros podem ser utilizados para amortecer algumas frequências sonoras seletivamente (MU; YAO; LUO, 2010), deixando passar outras. Mudanças bruscas de pressão comuns em compressores ou dispositivos pneumáticos, por exemplo, podem ser amortecidas com o uso de elementos fabricados a partir de materiais celulares sinterizados (BANHART, 2002).

Controladores de fluxo de fluidos: Materiais celulares podem ser utilizados para controlar o

fluxo de líquidos ou gases (MANCIN *et al.*, 2010), e até mesmo de escoamentos bifásicos (BONNET; TOPIN; TADRIST, 2007; GERBAUX *et al.*, 2009). Estudos demonstram que limitadores de fluxo baseados em materiais porosos são mais confiáveis e precisos do que válvulas convencionais. Devido à grande variedade de metais celulares disponível, com os mais variados graus de abertura de poros, a sua correta seleção pode solucionar problemas referentes a várias aplicações (ERG MATERIALS AND AEROSPACE CORPORATION, 2010). Espumas metálicas vêm sendo utilizadas como orientadoras de fluxo em túnel de vento ou distribuição de fluxo em válvulas (RECEMAT INTERNATIONAL B.V., 2010).

Purificadores de água: Metais celulares podem ser utilizados para reduzir a concentração de íons indesejados dissolvidos em água. Nesta aplicação, a água contaminada flui através de um metal celular altamente poroso, de estrutura aberta. Os íons reagem com a matriz metálica da estrutura celular em uma reação de óxido-redução (BANHART, 2002). Atualmente, estes materiais vêm sendo utilizados comercialmente como filtros biológicos para piscinas (LIFEGUARD PURIFICATION SYSTEMS LLC, 2010).

Aplicações estruturais

Indústria automotiva: Nos automóveis modernos, existe uma grande demanda para a redução de peso e de aumento da segurança de passageiros (ITO; KOBAYASHI, 2006). Estas características são profundamente influenciadas pela escolha dos materiais e pelo *design* do automóvel (CARDOSO, 2009). Espumas de alumínio, devido às sua boa capacidade de absorver impactos e ruídos, vêm sendo utilizadas em veículos de passageiros (BANHART, 2005; ASHBY *et al.*, 2000a); dentre várias aplicações para espumas metálicas na indústria automotiva, podem ser destacadas as seguintes (KAMMER, 1999):

- Elementos estruturais de absorção de impacto lateral e frontal fabricados em metais celulares são uma ótima alternativa relacionada à segurança do passageiro. Os veículos atuais possuem elementos deformáveis que absorvem impactos em sua estrutura. Estes elementos devem absorver a energia de uma eventual colisão, ao invés desta energia ser transmitida para o interior do carro, protegendo o passageiro. Entre estes elementos, podem ser citados os pilares ao lado das portas, partes laterais, entre outros, os quais podem ser preenchidos com espumas de Al para aumentar sua eficiência. Estudos mais recentes buscam viabilizar a utilização de espumas metálicas em elementos de porta-malas de veículos (SCHÄFFLER *et al.*, 2007) e na fabricação de capacetes para motociclistas (PINNOJI *et al.*, 2010).

- A boa relação entre baixo peso e elevada resistência mecânica permite que metais celulares sejam utilizados em placas grandes e leves, além de partes estruturais em automóveis. Estes componentes são utilizados nos carros em áreas que requerem grande estabilidade, como o capô e a tampa do porta-malas, por exemplo, que sofrem deformação elástica devido a correntes de ar.
- Outra aplicação de metais celulares na indústria automotiva é na fabricação de componentes para absorção de ruídos e isolamento térmico. O isolamento térmico e acústico é importante para revestimentos de compartimentos de motores, por exemplo. O objetivo, neste caso, é isolar os ruídos e o calor do motor do passageiro e do ambiente.

A Figura 2.3 ilustra as principais combinações de propriedades de metais celulares que atendem a indústria automotiva, enquanto a Figura 2.4 apresenta exemplo de aplicação na fabricação de chapas para a carroceria de automóveis.

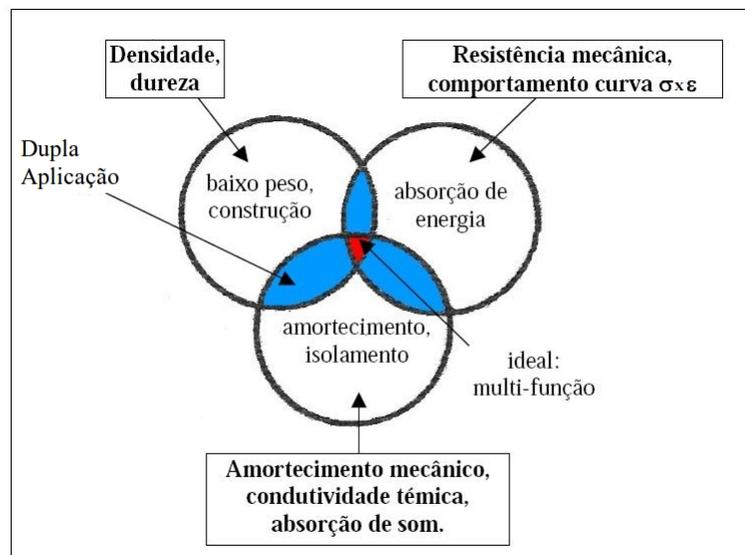


Figura 2.3: Principais aplicações estruturais de metais celulares na indústria automotiva. Adaptado de Banhart (2001).

Implantes biomédicos: Materiais celulares são indicados para implantes ósseos, uma vez que permitem o crescimento de tecidos vivos em seu interior, aumentando a incorporação da prótese pelo organismo (SEVILLA *et al.*, 2007; LEVINE, 2008; BALLA *et al.*, 2010). Além de próteses, implantes dentários são geralmente fabricados a partir de ligas de Ti ou Co-Cr devido à sua grande biocompatibilidade (SCHIEFER *et al.*, 2007). Conhecendo-se o módulo de *Young* de ossos e dentes, pode-se fabricar peças de mesmas características a partir de metais celulares, uma vez que

é possível adaptar estes valores nestes materiais (BANHART, 2002).

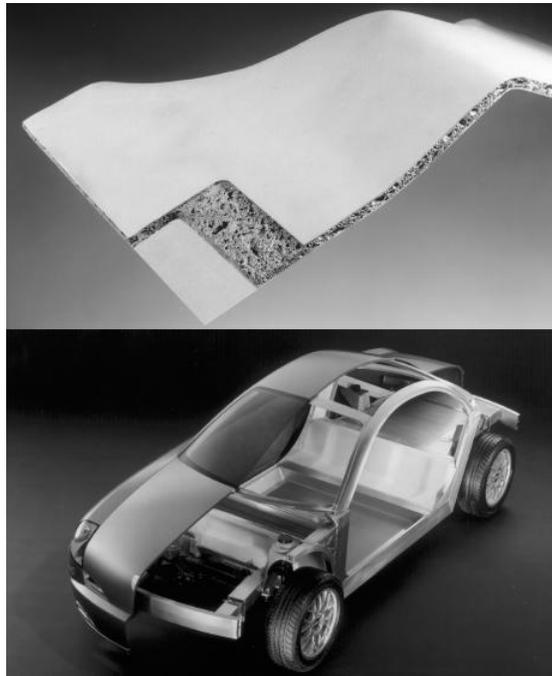


Figura 2.4: Exemplo de aplicação estrutural de metais celulares na indústria automotiva (KAMMER, 1999).

Construção civil: No campo da construção civil, metais celulares podem ser amplamente utilizados, devido à sua boa resistência à penetração de fogo e propriedades de isolamento térmico. Partes formadas ou preenchidas por espumas metálicas podem ser utilizadas como elementos na fachada externa de prédios ou cobrindo paredes internas. Em ambos os casos estes materiais resultam em economia de energia devido ao seu alto isolamento térmico. Outra propriedade conferida a estes painéis é o excelente isolamento acústico (YU *et al.*, 2007a), os quais podem ser utilizados em túneis, sob pontes, conforme mostrado na Figura 2.5, ou no interior de edifícios. Estruturas ultraleves como pontes móveis podem ser construídas utilizando componentes formados por metais celulares, uma vez que os mesmos são bastante resistentes e possuem baixo peso específico.

Indústria aeroespacial: Devido ao seu baixo peso, espumas metálicas podem se tornar importantes para a indústria aeroespacial. Por exemplo, placas ou painéis tipo sanduíche de espumas de Al podem substituir as onerosas estruturas em formato de colméia (THEOBALD *et al.*, 2010), com várias vantagens, dentre elas, a redução dos custos. Outra vantagem da utilização destes painéis é a isotropia de suas propriedades e a ausência de ligações adesivas, o que ajudaria a manter a

integridade da estrutura em caso de fogo (KAMMER, 1999). Outras aplicações envolvem componentes estruturais em motores a jato, onde suas propriedades térmicas e mecânicas são favoráveis ao seu funcionamento (AZZI; L; RABIEI, 2007). Na área espacial, materiais celulares vêm sendo empregados em espaçonaves, uma vez que estes se comportam muito bem em ambientes relativamente hostis quanto à variações de temperatura, pressão e altos impactos (BANHART; SEELIGER, 2008). A Figura 2.6 apresenta exemplo de painel sanduíche para aplicação nesta área.



Figura 2.5: Exemplo de aplicação estrutural de metais celulares na construção civil (KAMMER, 1999).



Figura 2.6: Exemplo de painel sanduíche para aplicação na indústria aeroespacial (NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY, 2000).

Indústria naval: Construções ultra-leves vêm ganhando grande importância na indústria naval. Navios de passageiros mais modernos são totalmente construídos a partir de componentes extrudados, placas e estruturas em colméia de Al. Grandes painéis de espuma de Al prometem ser um

elemento importante em algumas destas estruturas. Alta resistência mecânica aliada a grande absorção de impacto e isolamento térmico são as principais vantagens destes materiais. No entanto, o maior emprego desta nova tecnologia na indústria naval, depende de estudos mais aprofundados a respeito da resistência dos metais celulares à corrosão em ambientes hostis como a água do mar (BANHART, 2001; FIGUEIRAS, 2006).

2.2 Processos de fabricação de metais celulares

A literatura especializada fornece informações sobre diversas maneiras de se produzir metais celulares. Alguns métodos de fabricação são semelhantes a métodos utilizados para a produção de polímeros celulares, outros foram especialmente desenvolvidos para o processamento de metais.

Os processos de fabricação de metais celulares podem ser classificados de acordo com o estado do metal processado. Neste trabalho, são apresentados processos pertencentes às seguintes categorias principais:

- Metais celulares produzidos a partir de matéria-prima no estado líquido.
- Metais celulares produzidos a partir de matéria-prima no estado semi-sólido.
- Metais celulares produzidos a partir de matéria-prima no estado sólido (utilizando técnicas da metalurgia do pó).

2.2.1 Processamento a partir da matéria-prima no estado líquido

Decomposição de agentes espumantes no metal líquido (Processo Shinko Wire)

Segundo Ashby *et al.* (2000c), uma forma eficaz de se produzir espumas metálicas a partir de metal líquido consiste em adicionar no mesmo agentes espumantes. O agente espumante em presença de calor dissocia-se, formando gases os quais são responsáveis pela espumagem do material.

Este processo de fabricação vem sendo utilizado comercialmente desde 1986 pela Shinko Wire do Japão, com volume de produção superior a 1000 kg de espumas de Al por dia. A espuma metálica formada é comercializada sob a denominação *Alporas* (BANHART, 2000).

Nesta técnica, apresentada esquematicamente na Figura 2.7, Ca é adicionado ao Al líquido a 680°C e a mistura é agitada até sua homogeneização. Este procedimento tem como objetivo aumen-

tar a viscosidade do banho, podendo atingir valores 5 vezes maiores com relação ao estado original devido à formação de óxido de Ca (CaO), óxido de Al-Ca (CaAl_2O_4) ou até mesmo intermetálicos (Al_4Ca_4). Na etapa seguinte, hidreto de Ti (TiH_2) é adicionado ao banho (geralmente adotam-se quantidades em torno de 1,6% em peso) como agente espumante. Este, em altas temperaturas, decompõe-se, liberando gás hidrogênio que é o elemento responsável pela espumagem (MIYOSHI *et al.*, 2000).

Após espumagem e resfriamento do material, forma-se a espuma metálica sólida. As espumas, neste caso, são comercialmente conhecidas como *Alporas* e, apesar de elevado custo, apresentam boa homogeneidade de poros (BANHART, 2000).

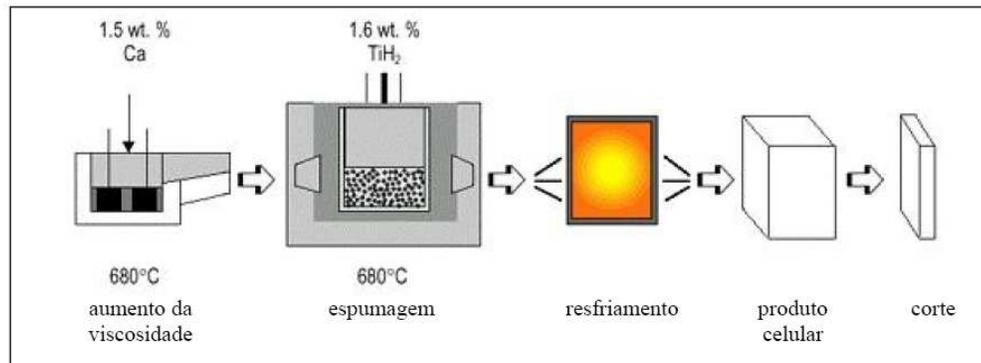


Figura 2.7: Esquema representativo do processo de produção de espumas metálicas por adição de agentes espumantes ao metal líquido. Adaptado de Miyoshi *et al.* (2000).

Injeção de gás no metal líquido (Processos Hydro-Alcan e Cymat)

Uma maneira simples de se produzir uma espuma metálica é formar bolhas no metal líquido por injeção direta de gás. Esta técnica foi desenvolvida simultaneamente e de forma independente pelas empresas Alcan International e Hydro Aluminium da Noruega nas décadas de 80 e 90. Atualmente o processo é licenciado e explorado pela empresa Cymat Aluminum Corporation do Canadá. No processo é utilizada adição de partículas insolúveis estáveis (SiC ou Al_2O_3) ao banho para aumentar sua viscosidade e auxiliar a estabilização das bolhas gasosas. A preparação de um banho composto por metal líquido e partículas cerâmicas é, portanto, a etapa inicial do processo.

A formação da espuma metálica se dá na etapa seguinte, onde gás é injetado no banho através de impulsores rotativos ou bocais vibratórios especialmente projetados para este fim. Uma grande variedade de gases pode ser utilizada na etapa de espumagem, como dióxido de carbono, oxigênio

e gases inertes, mas o ar atmosférico é a opção mais adotada (ASHBY *et al.*, 2000c).

A injeção de gás no banho induz a formação de bolhas em seu interior, as quais são estabilizadas pelas partículas cerâmicas presentes que se aderem à sua superfície. O produto formado, ainda em estado líquido, é retirado com a ajuda de esteiras e resfriado para sua total solidificação (KÖRNER; SINGER, 2002).

A partir deste processo, podem ser obtidas espumas de Al com porosidade entre 80 e 98%, correspondendo a densidades entre 0,069 e 0,54 g/cm³, tamanho médio dos poros entre 3 e 25 mm e espessura de parede metálica entre 50 e 85 μm (BANHART, 2001).

Espumagem de precursores fabricados por fundição (Processo FORMGRIP)

O processo FORMGRIP (*Foaming of Reinforced Metals by Gas Release in Precursors*) consiste em fabricar espumas metálicas a partir de precursores espumáveis fundidos. O processo envolve a produção, por fundição, de precursores contendo agentes espumantes em pó em seu interior para que, quando aquecido, ocorra formação de gases *in situ* dando origem à espuma metálica (KÖRNER; SINGER, 2002). As etapas do processo FORMGRIP são apresentadas esquematicamente na Figura 2.8.

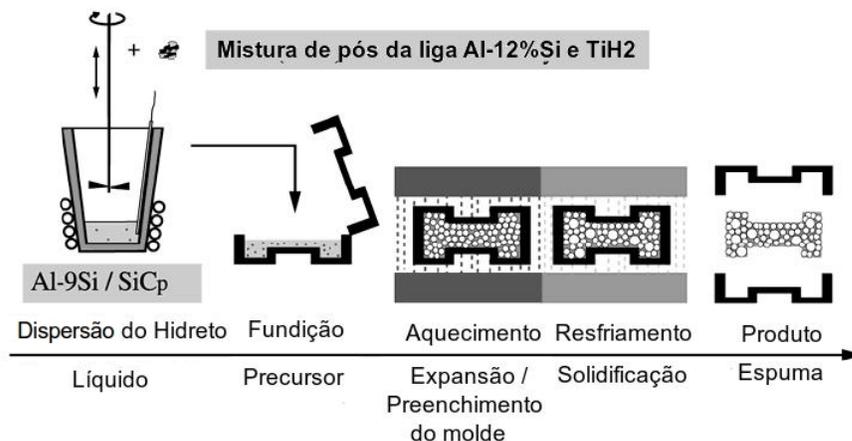


Figura 2.8: Esquema representativo do processo FORMGRIP de produção de espumas metálicas. Adaptado de Gergely e Clyne (2000).

Neste processo, TiH₂ pré-tratado é utilizado como agente espumante. O pré-tratamento consiste em oxidar a superfície das partículas de agente espumante para retardar a sua dissociação. O

TiH₂ é misturado a pós da liga Al-12Si em uma proporção em peso de 1:4 e a mistura é adicionada a um banho de Al-9Si contendo partículas SiC e o mesmo é agitado. A quantidade de agente espumante utilizado corresponde a 1,5% da massa do banho. Após agitação, o banho contendo agente espumante é injetado em um molde e rapidamente resfriado, o que inibe a dissociação do agente espumante, resultando em um precursor contendo partículas do agente espumante em seu interior (GERGELY; CLYNE, 2000).

O precursor é então aquecido lentamente até temperaturas superiores à sua temperatura *solidus*, de maneira que o mesmo se funde enquanto o agente espumante forma gás em seu interior dando origem à uma espuma metálica após resfriamento.

Solidificação controlada de fases eutéticas sólido+gás (Processo GASAR)

Alguns tipos de ligas metálicas binárias podem apresentar eutéticos onde uma das fases que constituem este microconstituente é gasosa. Estas ligas podem ser baseadas em diversos metais como Al, Cr, Cu, Fe, Mg, Mn, Ni entre outros, contendo elevados teores de hidrogênio. Esta característica é explorada na fabricação de metais celulares em processo denominado GASAR (SHAPOVALOV, 1993).

Neste processo, o metal líquido é mantido em uma atmosfera saturada em hidrogênio a alta pressão (cerca de 50 atm), obtendo-se uma fase líquida homogênea contendo hidrogênio dissolvido em seu interior. Em seguida, promove-se o resfriamento controlado desta fase líquida aliado ao alívio da pressão de hidrogênio. Desta forma ocorre uma reação eutética dando origem a um novo constituinte contendo duas fases, uma metálica e outra gasosa (H₂), que crescem simultaneamente; após total solidificação, o produto será um metal celular de alta porosidade. A Figura 2.9 apresenta esquematicamente o processo.

O produto obtido neste processo pode apresentar até 75% de porosidade e propriedades físicas e mecânicas favoráveis à sua utilização em diversos campos como as indústrias aeroespacial e automotiva (SHAPOVALOV, 2007).

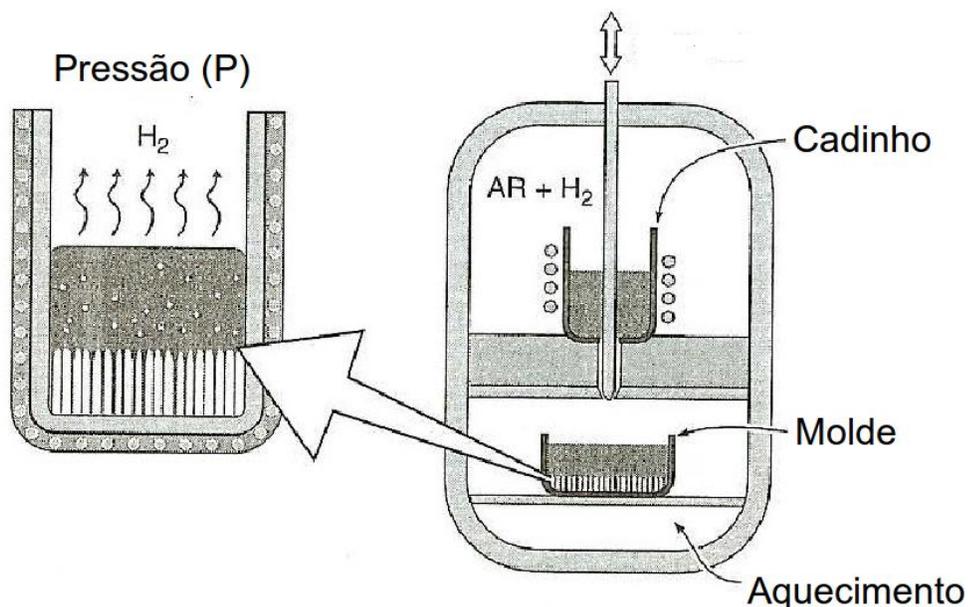


Figura 2.9: Esquema representativo do processo GASAR para a produção de metais celulares . Adaptado de Ashby *et al.* (2000c).

2.2.2 Processamento a partir da matéria-prima no estado semi-sólido

Produção de metais celulares por tixoinfiltração de pré-formas removíveis

Segundo Delbin (2006) e Silva (2008), existe a possibilidade de se fabricar metais celulares a partir do metal semi-sólido por infiltração do mesmo em pré-formas porosas removíveis. Este processo vem sendo, inicialmente, empregado em ligas de Al como AA2011 (ROBERT; DELBIN, 2007) e AA7075 (ROBERT *et al.*, 2010).

Neste processo, uma pré-forma de partículas de cloreto de sódio (NaCl) com granulometria conhecida é posicionada sobre um placa de metal no interior de um molde de modo a preenchê-lo. Em seguida, adiciona-se outra placa de metal sobre a pré-forma de sal. O conjunto é então aquecido até que o metal atinja o estado semi-sólido, dando origem à uma pasta tixotrópica. Em seguida, esta pasta é injetada na pré-forma de sal formando um material compósito metal+sal. As partículas de sal são então removidas por lavagem do produto, resultando uma peça de metal com vazios interconectados, ou seja, uma esponja metálica. As características do produto final dependem, essencialmente, da granulometria do sal utilizado e da viscosidade da pasta tixotrópica formada durante o aquecimento. A Figura 2.10 apresenta esquematicamente o processo.

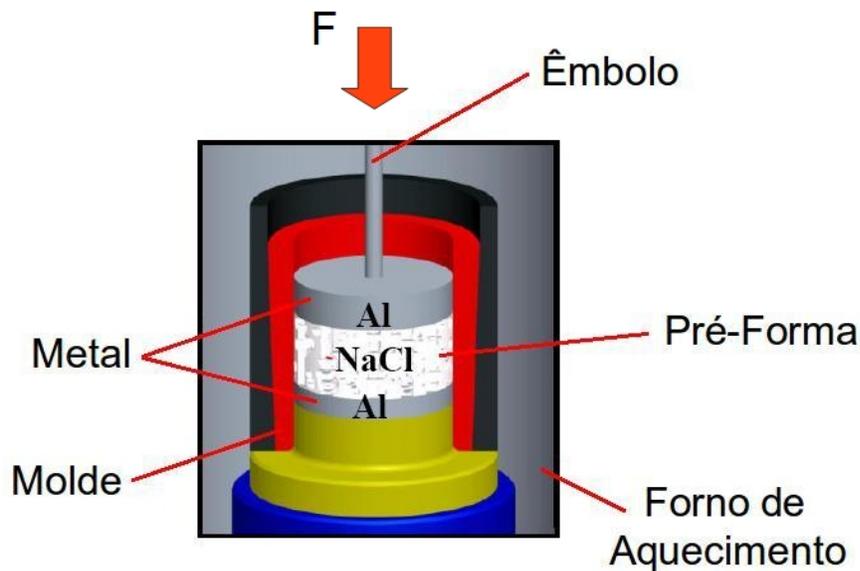


Figura 2.10: Representação esquemática do processo de produção de metais celulares por tixoforção em pré-formas removíveis (DELBIN, 2006; SILVA, 2008).

Produção de metais celulares por tixoinfiltração de pré-formas não removíveis

Uma maneira de se produzir espumas metálicas com morfologia de poros pré-definida (espumas metálicas sintáticas) consiste em promover a infiltração de pastas tixotrópicas em pré-formas constituídas por esferas ocas de vidro sinterizadas (ROBERT *et al.*, 2010). Desta maneira, pode-se definir o grau de porosidade a partir da escolha do diâmetro das esferas e atingir ótima homogeneidade arquitetural graças à sua sinterização prévia.

Gatamorta (2009), em seus trabalhos, fabricou com sucesso espumas metálicas sintáticas por infiltração de pastas tixotrópicas da liga AA2011. Os melhores resultados foram obtidos para condições de elevada fração líquida na pasta devido à reduzida porosidade da pré-forma empregada pelo autor. Foram obtidas amostras com densidade relativa de 60% com relação à liga maciça e propriedades mecânicas comparáveis às dos metais celulares existentes no mercado, fabricadas por diferentes técnicas.

A Figura 2.11 apresenta pré-formas de esferas ocas de vidro, enquanto a Figura 2.12 ilustra esquematicamente o processo de tixoinfiltração para a fabricação de espuma sintática.

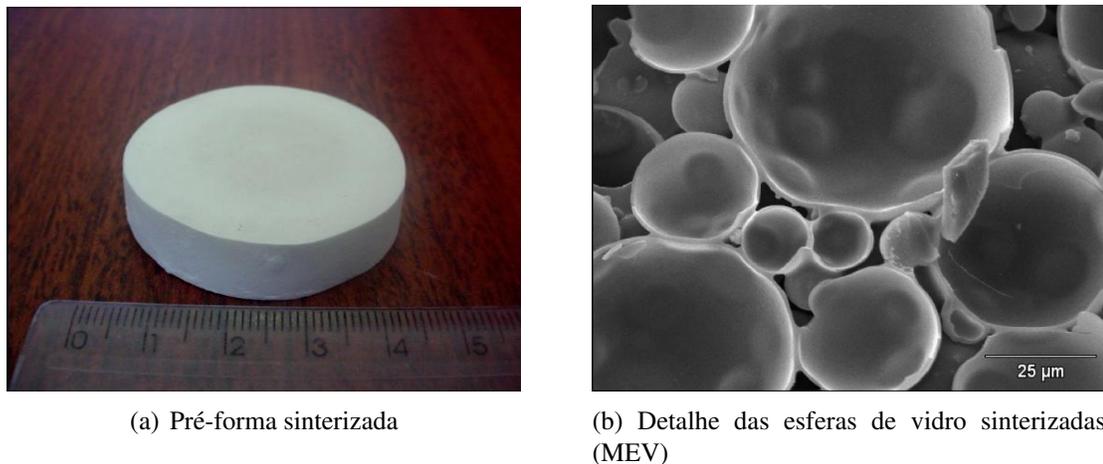


Figura 2.11: Pré-forma de esferas de vidro ocas sinterizadas utilizadas para fabricação de espumas metálicas sintáticas por tixoconformação (GATAMORTA, 2009).

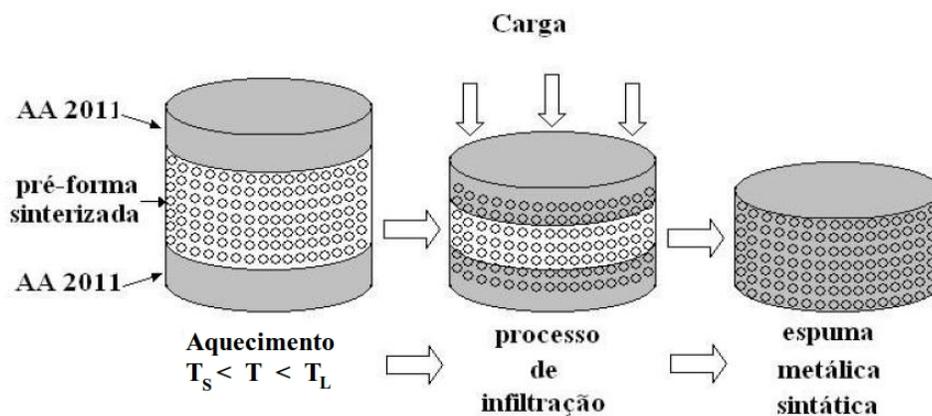


Figura 2.12: Esquema representativo do processo de produção de metais celulares (espumas sintáticas) por tixoinfiltração de pré-formas não removíveis (GATAMORTA, 2009).

2.2.3 Processamento a partir da matéria-prima no estado sólido

Espumagem de precursores compactados de misturas de pós metálicos e agentes espumantes (Processos FOAMINAL e ALULIGHT)

Apesar de os processos de fabricação de espumas metálicas através da metalurgia do pó serem uma idéia relativamente antiga (PASHAK, 1960; ALLEN; MOTE; SABROFF, 1963), eles vêm sendo aperfeiçoados desde meados da década de 90 (BAUMEISTER; SCHRADER, 1992), apresentando avanços bastante significativos nos dias atuais (VATCHIANTS; MANUKYAN, 2003; SH-IOMI *et al.*, 2010; CAMBRONERO *et al.*, 2010). Estes processos consistem basicamente em mis-

turar pós metálicos (metal puro, ligas ou misturas de metais) a agentes espumantes, compactar a mistura e depois aquecê-la até que seja efetuada a espumagem do componente originando o produto final. Esta última etapa pode ser realizada em moldes, resultando em produtos porosos com geometrias pré-definidas pela geometria do molde, ou no interior de componentes tipo tubos e cilindros, dando origem a produtos ou perfis metálicos porosos apenas em seu interior (BONACCORSI; PROVERBIO; RAFFAELE, 2007). Um exemplo interessante desta prática é o preenchimento de tubos metálicos de paredes finas com espumas metálicas para melhorar suas propriedades mecânicas sem afetar, significativamente, o peso da estrutura (RAJENDRAN *et al.*, 2009).

A qualidade das espumas metálicas obtidas depende de diversos fatores como condições de compactação (tecnologia utilizada, grau de deformação, temperatura, pressão, tempo), qualidade dos pós utilizados (tipo e tamanho de partícula, condições de mistura, ligas utilizadas), condições de espumagem (temperatura, taxa de aquecimento, tempo de resfriamento, atmosfera adotada) e a geometria desejada para o produto. Sua densidade pode, no entanto, ser controlada pelo teor de agente espumante, temperatura de espumagem e taxa de aquecimento empregados.

Três dos processos mais populares para produção de espumas metálicas por metalurgia do pó recebem as denominações comerciais: FOAMINAL e ALULIGHT.

O processo FOAMINAL foi desenvolvido no Instituto Fraunhofer em Bremen na Alemanha (FRAUNHOFER INSTITUTE OF TECHNOLOGY, 1999) e é apresentado esquematicamente na Figura 2.13. Neste processo, é feita uma mistura de pós do metal puro ou liga e de um agente espumante. Para Al e suas ligas, utiliza-se de 0,4 a 0,6 wt% de TiH_2 como agente espumante. Em seguida, a mistura é compactada por compressão uniaxial ou extrusão, de acordo com a geometria requerida. O material precursor é, então, cortado em porções menores as quais são aquecidas em moldes até uma temperatura superior à temperatura *solidus* do metal. O aumento da temperatura promove a dissociação do agente espumante dando origem a gases que formam bolhas no interior do metal em estado semi-sólido ou líquido. Desta forma, o procedimento resulta em um material poroso de densidade relativa em torno de 8% e tamanho de poros que varia de 1 a 5 mm (ASHBY *et al.*, 2000c).

O processo ALULIGHT foi desenvolvido pela empresa austríaca Mepura GmbH (SIMANCIK; RAJNER; LAAG, 2000) e é apresentado na Figura 2.14. Como pode ser notado, o processo é bastante semelhante ao processo FOAMINAL, exceto pelo emprego de extrusão contínua para a compactação da mistura, com o objetivo de otimizar o processo (ALULIGHT INTERNATIONAL

GMBH, 2006). Atualmente, este produto é fabricado de maneira totalmente automatizada e aplicado em diversos segmentos como na indústria automotiva alemã (SCHÄFFLER *et al.*, 2007). As propriedades do produto ALULIGHT são semelhantes às conferidas às espumas FOAMINAL apresentando níveis de porosidade entre 70 e 90%.

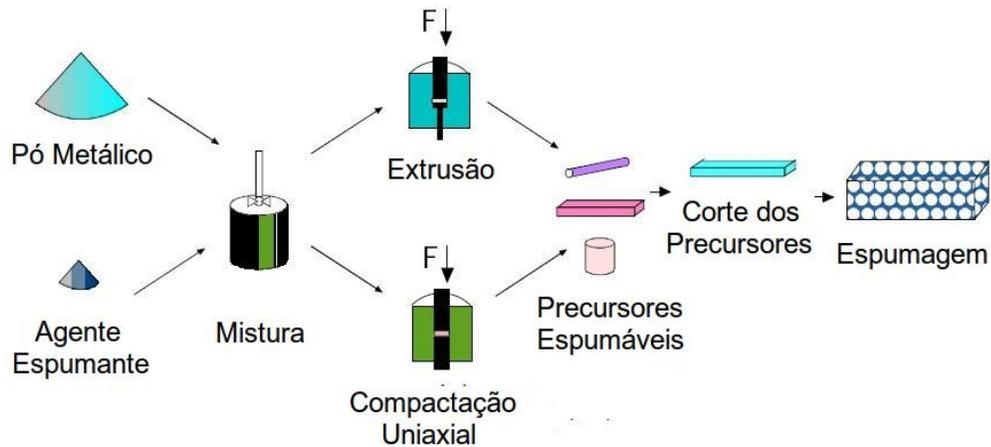


Figura 2.13: Representação esquemática do processo FOAMINAL para a fabricação de espumas metálicas por metalurgia do pó (FRAUNHOFER INSTITUTE OF TECHNOLOGY, 1999). Adaptado de Kammer (1999).

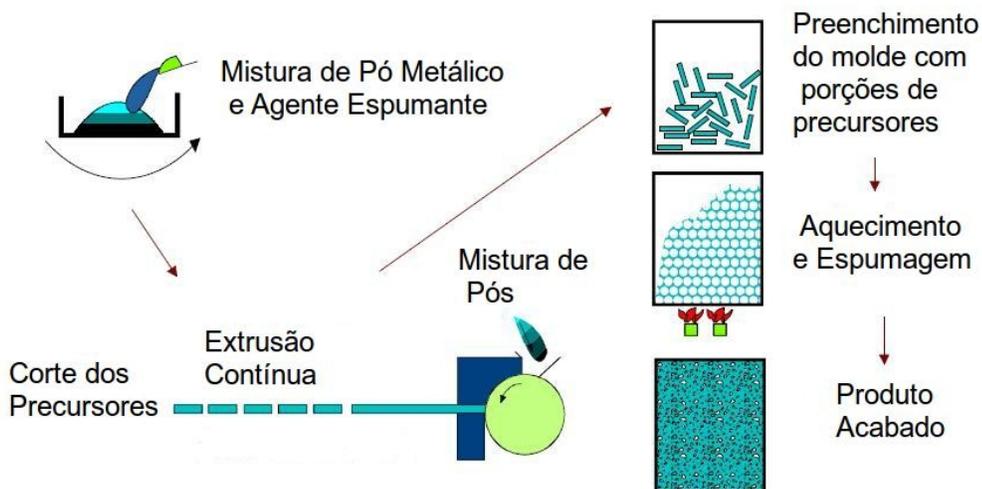


Figura 2.14: Representação esquemática do processo ALULIGHT de fabricação de espumas metálicas por metalurgia do pó (MEPURA GmbH). Adaptado de Kammer (1999).

2.3 Propriedades de metais celulares

As características de um metal celular podem ser dadas pela descrição do tipo de material do qual do mesmo foi fabricado, sua densidade relativa (razão entre a densidade do metal celular e a densidade do metal maciço que constitui a parede das células) e pela sua arquitetura interna – distribuição, morfologia, dimensões, de vazios e paredes celulares (ASHBY *et al.*, 2000d).

Algumas propriedades dos metais maciços como a sua estrutura cristalina, coeficiente de expansão térmica e temperatura de fusão não são sensíveis às estruturas porosas, mantendo-se constantes em materiais celulares (PIPPAN, 2002). Outras, no entanto, são sensíveis à estrutura porosa do material, se diferenciando com relação àquelas do metal maciço constituinte de suas paredes, sendo altamente dependentes da densidade do material. A capacidade térmica, por exemplo, depende linearmente da densidade. Outras propriedades, como o módulo de elasticidade, a resistência mecânica, condutividades térmica e elétrica e propriedades acústicas dependem, além da densidade, da arquitetura celular do metal poroso.

De modo geral, portanto, as propriedades de um material celular podem ser influenciadas por uma série de parâmetros, os quais são enumerados por Pippan (2002):

- Propriedades da parede celular;
- Densidade relativa;
- Tipo de estrutura celular (células abertas ou fechadas);
- Distribuição da massa;
- Tamanho e distribuição das células;
- Formato e anisotropia das células;
- Conectividade das arestas e vértices das células;
- Defeitos internos como células rompidas; etc

As características metalúrgicas de paredes celulares são identificadas por técnicas convencionais de metalografia, utilizando microscopias óptica e eletrônica, para identificação de fases e defeitos. Atenção deve ser tomada, no entanto, no preparo de amostras, pois o corte pode danificar as paredes frágeis (por sua pequena espessura) das células. Técnicas de corte especiais, como

baixa velocidade de corte ou o jatos d'água (AWJC – *abrasive water jet cutting*) devem ser utilizadas no corte de materiais celulares (KRISZT; MARTIN; MOSLER, 2002).

A arquitetura dos poros pode se analisada com o auxílio de microscopias óptica e eletrônica e uso de *softwares* de análise de imagens, e, principalmente, com o emprego de tomografia de raios-X.

A tomografia de raios-X é uma técnica de análise não-destrutiva que permite visualizar o interior dos metais celulares. Assim, é possível avaliar eventuais falhas internas, além de mapear a estrutura celular do material (MALCOLM *et al.*, 2007). A Figura 2.15 apresenta um desenho esquemático desta técnica de análise.

O resultado da tomografia é composto por uma série de imagens produzidas a diversos ângulos da amostra com relação ao detector do aparelho (MAIRE, 2002). Se o ângulo e a distância entre as imagens obtidas forem suficientemente reduzidos, é possível reconstruir uma imagem 3D das amostras utilizando *software* apropriado (MAIRE *et al.*, 2001), onde podem ser avaliados defeitos internos e seus parâmetros estruturais (JEON *et al.*, 2010).

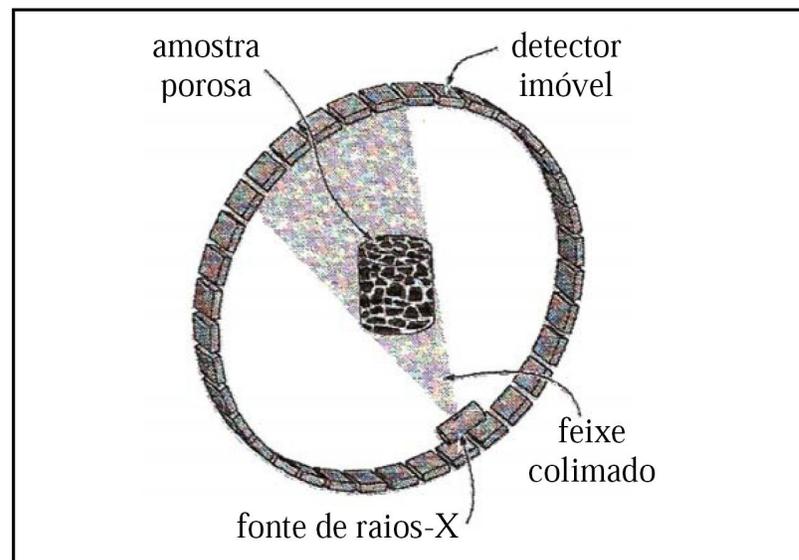


Figura 2.15: Representação esquemática da técnica de tomografia computadorizada de raios-X para análise de metais celulares. Adaptado de Banhart (2001).

2.3.1 Propriedades físicas

Densidade real e densidade relativa

A maioria das propriedades dos metais celulares depende direta ou indiretamente de sua densidade. Como a busca por componentes de peso reduzido torna a baixa densidade dos metais porosos uma das características mais atraentes nestes materiais, esta grandeza é o ponto de partida para análise e seleção de materiais celulares.

As densidades real e relativa do material celular dependem diretamente de algumas de suas características estruturais enumeradas a seguir, segundo Kriszt, Martin e Mosler (2002):

- Porosidade: Tamanho dos poros (diâmetro equivalente e de Ferret), fração volumétrica, geometria, arranjo e distribuição das células.
- Estrutura de parede das células: Tipo de estrutura celular (células abertas ou fechadas), tipo de parede (ôcas ou sólidas), espessura e comprimento, frações volumétrica e de área, formato dos vértices e arestas.

O valor da densidade real do material celular pode ser obtido através da equação 2.1; enquanto a densidade relativa é dada pela razão entre a densidade real do material celular e a densidade do metal maciço constituinte das paredes das células, conforme equação 2.2.

$$\rho_{real} = \frac{m}{V} \quad (2.1)$$

$$\rho_{rel} = \frac{\rho_{real}}{\rho_s} \quad (2.2)$$

onde:

ρ_{real} = Densidade real do metal maciço ou da espuma metálica (g/cm³)

m = Massa da amostra (g)

V = Volume da amostra (cm³)

ρ_{rel} = Densidade relativa, pode ser expressa em fração decimal ou porcentagem

ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm³)

A densidade real do metal celular pode ser determinada pela simples pesagem de material de

volume conhecido, ou pelo método de Arquimedes. Uma forma mais precisa de se determinar a densidade de metais celulares é através dos testes de picnometria a gás hélio. Este teste consiste em preencher uma câmara de volume conhecido com gás e posteriormente repetir a operação com uma amostra de metal celular em seu interior. O gás penetra nos poros do material e a diferença dos volumes do gás gastos nas duas operações indica o volume do metal maciço da espuma. Desta maneira, é possível determinar a densidade e o nível de porosidade do material testado.

2.3.2 Propriedades mecânicas em compressão

A utilização de metais celulares como elementos estruturais requer a investigação de seu comportamento mecânico. Os testes realizados para espumas metálicas costumam ser os mesmos empregados em materiais sólidos. No entanto, modificações nos parâmetros dos mesmos podem ser necessárias para adaptá-los à distinta constituição destes materiais (BANHART, 2001). A literatura especializada não apresenta, até o momento, normas ou diretrizes para ensaios mecânicos específicos para aplicação em materiais celulares.

Dentre diversos ensaios mecânicos existentes, o mais utilizado para testes em metais celulares é o teste de compressão uniaxial, dado que as aplicações mais comuns para materiais celulares se referem a elementos estruturais submetidos a esforços de compressão, com o objetivo de absorção de energia. Desta forma testes de compressão semi-estáticos e dinâmicos (impacto) são utilizados para a caracterização de parâmetros como módulo de *Young*, deformação plástica durante solicitação, esforços requeridos para deformação e energia absorvida durante deformação plástica.

Módulo de Young

Quando submetidos a uma solicitação mecânica, materiais metálicos sofrem deformação em função da tensão aplicada. O regime no qual os valores de deformação são proporcionais à tensão apresentando, portanto, uma relação linear, é chamado de deformação elástica. Este regime apresenta, portanto, uma constante de proporcionalidade E que é chamada de Módulo de Elasticidade, ou Módulo de *Young*. Este módulo é, portanto, definido pela equação 2.3, conhecida como Lei de Hooke:

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} \quad (2.3)$$

onde:

E = Módulo de *Young* ou Módulo de Elasticidade (MPa)

σ = Tensão aplicada ao material (MPa)

ϵ = Deformação (adimensional)

Quanto maior o valor do módulo de *Young* mais rígido é o material, ou menor a deformação elástica resultante da aplicação de uma dada tensão (CALLISTER, 2008).

Os valores do módulo de *Young* de metais celulares variam de acordo com a sua estrutura celular, denotando diferenças importantes entre espumas e esponjas metálicas. Isso ocorre devido às diferenças existentes nos seus mecanismos de deformação. Esponjas metálicas tendem a se deformar pelo dobramento dos vértices e arestas de suas células. No caso das espumas metálicas, as células fechadas conferem ao material maior resistência à sollicitação mecânica pelo empilhamento de suas paredes, o que resulta em um módulo de *Young* mais elevado. Por esta razão, metais celulares de estrutura de poros fechados são mais atraentes para utilização em elementos estruturais quando comparados àqueles cujos poros são interconectados (MOTZ; PIPPAN; KRISZT, 2002). A Figura 2.16 mostra representação esquemática destes mecanismos de deformação.

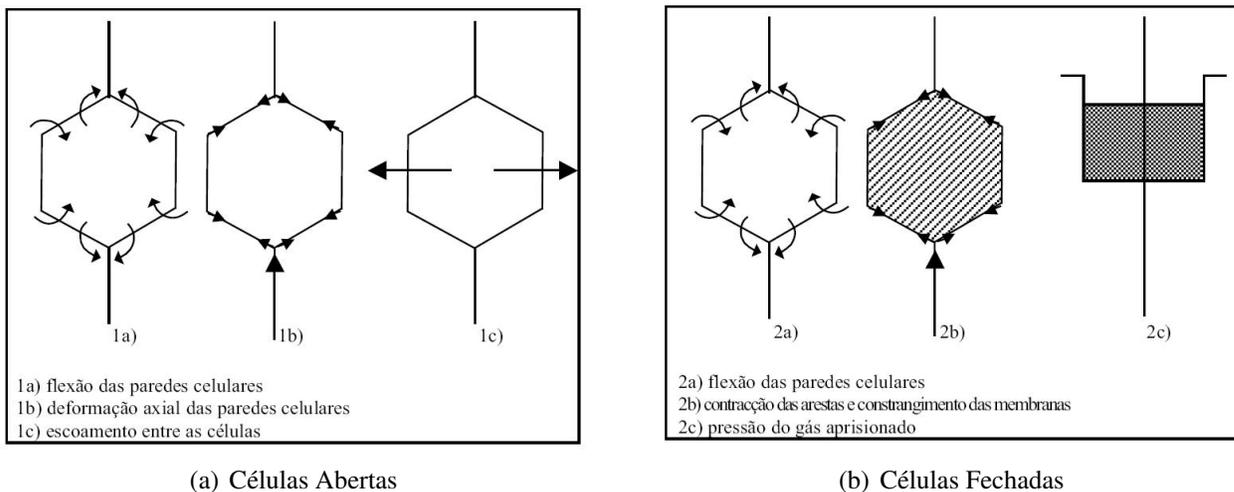


Figura 2.16: Desenho esquemático dos mecanismos de deformação de metais celulares apresentando diferentes tipos de células. Adaptado de Duarte (2005).

A influência causada pela estrutura porosa, em especial sua densidade, sobre o módulo de *Young* pode, no entanto, ser estimada utilizando-se a equação 2.4, que apresenta a relação entre os módulos de *Young* do metal maciço e do metal celular para espumas metálicas de células fechadas, levando-se em consideração a densidade relativa do material (ASHBY *et al.*, 2000d).

$$E \approx \alpha_2 E_s [0,5 \rho_{rel}^2 + 0,3 \rho_{rel}] = \alpha_2 E_s \left[0,5 \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right)^2 + 0,3 \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right) \right] \quad (2.4)$$

onde:

E = Módulo de *Young* do metal celular (MPa)

E_s = Módulo de *Young* do metal maciço (MPa)

α_2 = fator de correção que varia de 0,1 a 1, dependendo da estrutura celular do material

ρ_{rel} = Densidade relativa

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)

ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm³)

Comportamento em compressão

Quando submetido à solicitações mecânicas por compressão, o material celular apresenta uma grande capacidade de absorção de energia mecânica. Esta característica é expressa por uma grande deformação plástica a tensões praticamente constantes em uma curva tensão-deformação. Esta propriedade depende dos mecanismos de ruptura das paredes celulares do material sob tensão (MU *et al.*, 2010) e do tamanho de suas células (TEKOGLU *et al.*, 2011). Portanto, metais celulares são materiais interessantes para aplicações onde grande capacidade de absorção de energia mecânica é necessária (REGLERO *et al.*, 2010).

A Figura 2.17 apresenta uma curva tensão-deformação esquemática típica de um ensaio de metais celulares por compressão. Como pode ser observado, o gráfico apresenta três regiões distintas que representam alterações no comportamento mecânico do material. Estas regiões são:

1. Região linear elástica
2. Região do platô de deformação plástica
3. Região de densificação

A região elástica é caracterizada pelo comportamento linear proporcional entre tensão e deformação. Nesta região, a deformação elástica é reversível e a inclinação da curva representa o módulo de elasticidade ou módulo de *Young* (E). Com o aumento da tensão o material atinge seu limite de escoamento, também denominado tensão de compressão (σ_c). Este ponto representa o

fim do regime elástico e início do regime plástico do material, podendo ser definido pela interseção destas duas curvas.

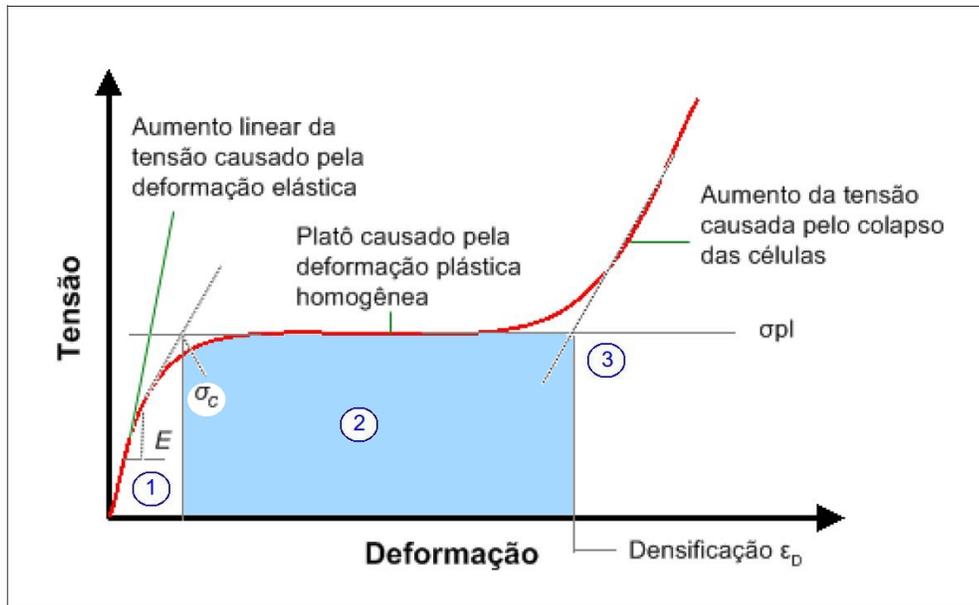


Figura 2.17: Curva tensão x deformação típica resultante de ensaio de compressão de metais celulares, apresentando três regiões distintas: 1) região elástica; 2) região do platô de deformação plástica e 3) região de densificação. Adaptado de (KAMMER, 1999).

A tensão de compressão para metais celulares pode ser estimada, em função de sua densidade, conforme modelo proposto por Ashby *et al.* (2000d), de acordo com a equação 2.5.

$$\sigma_c \approx n_1 \sigma_{c,s} \left[0,5 \rho_{rel}^{\frac{2}{3}} + 0,3 \rho_{rel} \right] = n_1 \sigma_{c,s} \left[0,5 \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right)^{\frac{2}{3}} + 0,3 \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right) \right] \quad (2.5)$$

onde:

σ_c = Tensão de compressão do metal celular (MPa)

$\sigma_{c,s}$ = Resistência à compressão do metal maciço (MPa)

n_1 = Fator de correção que varia entre 0,1 e 1,0 para metais celulares

ρ_{rel} = Densidade relativa

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm^3)

ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm^3)

A região do platô de deformação plástica é caracterizada pela deformação permanente do ma-

terial, onde o mesmo absorve uma grande quantidade de energia mecânica ao ser deformado. Esta deformação ocorre, nos materiais celulares, sem variação significativa da tensão aplicada. Segundo Motz, Pippin e Kriszt (2002), podem ocorrer variações de tensão neste platô decorrentes da heterogeneidade da estrutura celular, principalmente no caso de células fechadas.

A tensão do platô pode ser estimada em função da densidade do material, conforme modelo proposto por Ashby *et al.* (2000d), de acordo com a equação 2.6.

$$\sigma_{pl} \approx \sigma_e [0,3(\phi\rho_{rel})^{\frac{3}{2}} + 0,4(1-\phi)\rho_{rel}] = \sigma_e \left[0,3 \left(\phi \frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}} + 0,4(1-\phi) \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right) \right] \quad (2.6)$$

onde:

σ_{pl} = Tensão no Platô (*Plateau Stress*) (MPa)

σ_e = Limite de elasticidade do material maciço (MPa)

ϕ = Fração de sólido contida na estrutura celular de metais celulares de poros fechados

ρ_{rel} = Densidade relativa

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)

ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm³)

Durante a deformação plástica no regime do platô, há colapso dos poros e aproximação das paredes metálicas; com o aumento da deformação e o colapso total dos poros, há densificação do material, tornando-o mais compacto, o que resulta na necessidade de aumento de tensão para a continuidade da deformação. A deformação a partir da qual se inicia o estágio de densificação é denominada deformação de densificação.

A deformação de densificação pode ser estimada, em função da densidade do material, segundo Ashby *et al.* (2000d), de acordo com a equação 2.7.

$$\epsilon_D \approx (1 - \alpha_1\rho_{rel}) = \left(1 - \alpha_1 \frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right) \quad (2.7)$$

onde:

ϵ_D = Deformação de densificação. Pode ser representado em frações decimais ou porcentagem

α_1 = Fator de correção que varia de 1,4 a 2,0 para metais celulares

ρ_{rel} = Densidade relativa

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)

ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm³)

Absorção de energia mecânica

Como descrito anteriormente, a região do platô de deformação plástica proporciona o maior grau de deformação plástica sofrido pelo metal celular em compressão. A área sob a curva tensão x deformação, na região do platô limitada pelos valores de deformação no início do platô e de deformação no início da densificação, define a energia total absorvida na deformação plástica do material. A área, indicada em destaque na Figura 2.17, pode ser obtida pela integração desta região da curva tensão x deformação, de acordo com a equação 2.8 (MOTZ; PIPPAN; KRISZT, 2002).

$$E_V = \int_{\epsilon_o}^{\epsilon_D} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (2.8)$$

onde:

E_V = Energia mecânica absorvida pelo material por unidade de volume (J/m³)

$\sigma(\epsilon)$ = Função que descreve a curva tensão-deformação

ϵ_o = Deformação inicial do platô de deformação plástica

ϵ_D = Deformação de densificação

A energia absorvida por unidade de massa, durante a deformação plástica pode ser também calculada, utilizando a equação 2.9 (ASHBY *et al.*, 2000b):

$$E_m = \frac{\int_{\epsilon_o}^{\epsilon_D} \sigma(\epsilon) d\epsilon}{\rho_{real}} \quad (2.9)$$

onde:

E_m = Energia mecânica absorvida pelo material por unidade de massa (J/kg)

$\sigma(\epsilon)$ = Função que descreve a curva tensão-deformação

ϵ_o = Deformação inicial do platô de deformação plástica

ϵ_D = Deformação de densificação

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)

Para os casos de metais celulares cuja estrutura celular ocasiona uma deformação plástica bas-

tante homogênea, ou seja, um platô bem definido e constante, pode-se simplificar as equações 2.8 e 2.9 obtendo-se:

$$E_V = \sigma_{pl}(\epsilon_D - \epsilon_o) \quad (2.10)$$

$$E_m = \frac{\sigma_{pl}(\epsilon_D - \epsilon_o)}{\rho_{real}} \quad (2.11)$$

onde:

E_V = Energia mecânica absorvida pelo material por unidade de volume (J/m³)

E_m = Energia mecânica absorvida pelo material por unidade de massa (J/kg)

ϵ_o = Deformação inicial do platô de deformação plástica

ϵ_D = Deformação de densificação

ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)

2.3.3 Propriedades térmicas

As principais propriedades térmicas consideradas em projetos de engenharia são: ponto de fusão, calor específico, coeficiente de expansão térmica, condutividade térmica e difusividade térmica. Quando comparados com o metal maciço, metais celulares apresentam valores idênticos quanto ao ponto de fusão, calor específico e coeficiente de expansão térmica por estas propriedades serem independentes da estrutura celular apresentada pelo mesmo (SIMANCIK; KOVACIK, 2002).

A condutividade térmica, condutividade térmica normalizada e difusividade térmica são propriedades térmicas que sofrem alterações nos metais celulares com relação ao metal maciço.

A condutividade térmica em metais celulares é afetada por sua morfologia heterogênea, tornando-a significativamente menor nestes materiais em relação à do metal maciço. Esta propriedade é, portanto, afetada pela condutividade térmica do gás no interior das células e de suas paredes maciças, por efeitos de convecção e radiação, conforme equação 2.12 (SIMANCIK; KOVACIK, 2002).

$$\lambda = \lambda_w + \lambda_G + \lambda_c + \lambda_r \quad (2.12)$$

onde:

λ = Condutividade térmica da espuma metálica
 λ_w = Condutividade térmica das paredes das células
 λ_G = Condutividade térmica do gás no interior das células
 λ_c = Efeitos da convecção entre os poros
 λ_r = Efeitos da radiação através das paredes dos poros

No entanto, segundo Simancik e Kovacik (2002), em condições gerais de utilização, a condutividade térmica do material celular é afetada principalmente pela condutividade térmica das paredes das células λ_w , podendo ser ignorados os componentes λ_G , λ_c e λ_r . Esta propriedade (λ_w) depende da estrutura celular do material e pode ser relacionada à condutividade térmica do material maciço que a constitui segundo a equação 2.13. A condutividade térmica da espuma metálica pode ser relacionada à do material maciço conforme equação 2.14.

$$\lambda \approx \lambda_w = \lambda_s \rho_{rel}^t = \lambda_s \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right)^t \quad (2.13)$$

$$\lambda_n = \frac{\lambda}{\lambda_s} = \rho_{rel}^t = \left(\frac{\rho_{real}}{\rho_s} \right)^t \quad (2.14)$$

onde:

λ = Condutividade térmica da espuma metálica (W/m.K)
 λ_w = Condutividade térmica das paredes das células (W/m.K)
 λ_s = Condutividade térmica do material maciço constituinte das paredes das células (W/m.K)
 λ_n = Condutividade térmica da espuma metálica normalizada
 ρ_{rel} = Densidade relativa
 ρ_{real} = Densidade do metal celular (g/cm³)
 ρ_s = Densidade do metal maciço (g/cm³)
 t = Fator de correção que varia de 1,65 a 1,80 para os metais celulares

A capacidade calorífica volumétrica de um material (C_v), representado pelo produto de sua densidade (ρ) pelo seu calor específico (c_p), mede a capacidade de um material de armazenar energia térmica.

A razão entre a condutividade térmica de um material (λ) e sua capacidade calorífica é denominada Difusividade Térmica e é representada por α como pode ser visto na equação 2.15. Esta

propriedade mede a capacidade de um material conduzir energia térmica em relação à sua capacidade em armazená-la (INCROPERA; DEWITT, 2003).

$$\alpha = \frac{\lambda}{C_v} = \frac{\lambda}{\rho_{real}c_p} \quad (2.15)$$

onde:

α = Difusividade térmica da espuma metálica (m²/s)

λ = Condutividade térmica da espuma metálica (W/m.K)

C_v = Capacidade calorífica volumétrica da espuma metálica (J/m³.K)

ρ_{real} = Densidade da espuma metálica (g/cm³)

c_p = Calor Específico do metal maciço constituinte da espuma metálica (J/kg.K)

Para fins práticos, materiais com valores de α elevados tendem a responder mais rapidamente às mudanças de condições térmicas a que são submetidos, chegando a um estado de regime permanente. Esta característica é atraente para a utilização de metais celulares como trocadores de calor, especialmente aqueles fabricados a partir de metais com grande condutividade térmica como Cu, por exemplo (SIMANCIK; KOVACIK, 2002).

2.4 Reciclagem do alumínio

O Al e suas ligas são bastante utilizados em diversas aplicações de engenharia devido às suas interessantes propriedades físicas e mecânicas (facilmente conformável, baixo peso, médias-elevadas propriedades mecânicas). Além disso, não ocorre degradação deste material durante sua utilização. No entanto, o processamento do Al e suas ligas demanda grandes insumos de energia, o que aumenta muito o seu custo de produção. Este custo pode, no entanto, ser reduzido pela utilização de Al reciclado; o metal é altamente reciclável. Por esta razão, a sucata de Al se tornou um resíduo cujo reaproveitamento é bastante favorável e fortemente incentivado (INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE, 2010a).

A reciclagem do Al é um fator fundamental para sua utilização, uma vez que sua matéria-prima é um recurso não-renovável. Um terço do Al utilizado no mundo provém de processos de reciclagem do mesmo e este volume tende a aumentar a cada dia. A Figura 2.18 apresenta a evolução da reciclagem de Al no mundo, segundo INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (2010b).

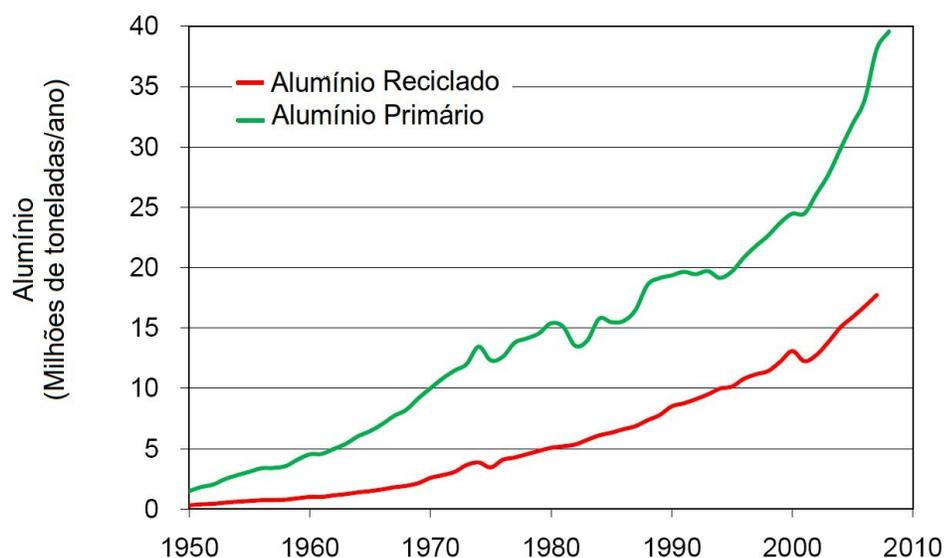


Figura 2.18: Evolução mundial da produção de Al primário e reciclado. Adaptado de INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (2010b).

Como pode ser observado, a indústria mundial do Al reciclado quase quadruplicou sua produção de 5 milhões de toneladas em 1980 para quase 18 milhões de toneladas em 2010. Em contrapartida, a produção de Al primário ainda é bem maior em termos absolutos, apesar de apresentar um aumento relativo menor de sua produção, de 15 para 38 milhões de toneladas ao ano, no mesmo período.

A Figura 2.19 apresenta a evolução da parcela de produção de Al primário e reciclado com relação à produção total do mesmo. Pode ser observado um aumento gradativo na parcela referente ao reaproveitamento deste metal, o que evidencia uma forte tendência mercadológica à sua utilização.

Processos capazes de reciclar o Al e suas ligas vêm sendo objeto de estudos devido à sua grande importância para o meio ambiente e em termos comerciais (FOGAGNOLO *et al.*, 2003; VERRAN; KURZAWA, 2008; PUGA *et al.*, 2009). No entanto, muito pouco tem sido dedicado à reciclagem de alumínio aliada ao recente mercado de metais celulares.

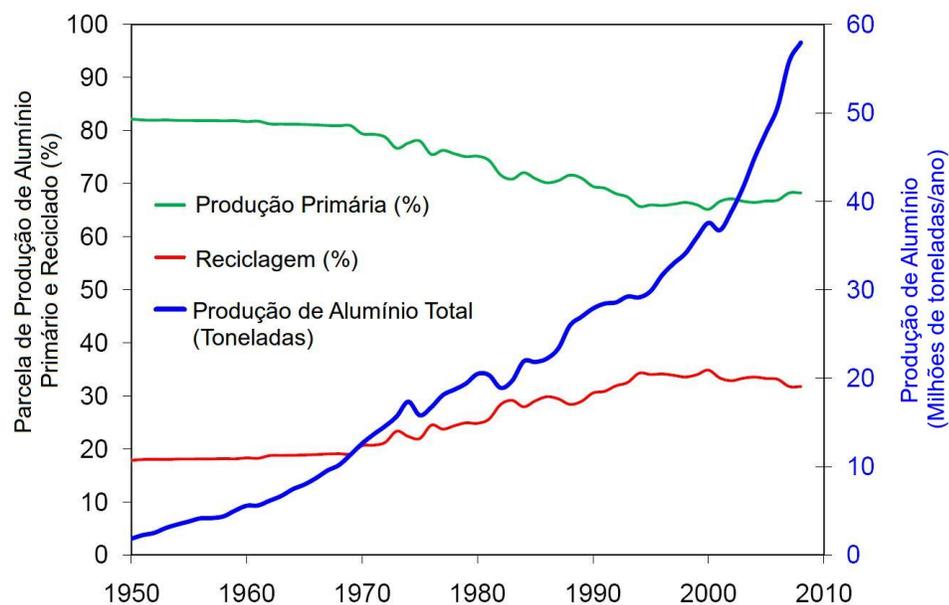


Figura 2.19: Evolução das parcelas de produção mundial de Al primário e reciclado. Adaptado de INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE (2010b)

Alguns estudos de Kanetake, Kobashi e Tsuda (2008) mostram o desenvolvimento de processo para a fabricação de espumas metálicas a partir de cavacos de Al provenientes do processo de usinagem. O método proposto consiste em misturar cavacos de Al a pó do agente espumante TiH_2 com a ajuda de uma resina orgânica para garantir coesão à mistura. Em seguida, a mistura é compactada, dando origem a precursores os quais sofrem espumagem em uma etapa posterior.

O processo investigado, porém, envolve etapas operacionais complexas que requerem aparatos pouco convencionais, como a necessidade de forte deformação por compressão e cisalhamento simultâneos do material, em uma prensa hidráulica adaptada a um punção rotativo. A necessidade de utilização de uma resina orgânica na etapa de mistura pode causar contaminação do produto, além de se tratar de um insumo adicional necessário à fabricação. Estas dificuldades tendem, portanto, a elevar o preço do produto final, o que reduz substancialmente suas vantagens competitivas. De qualquer maneira, o processo não é ainda operacionalmente viável à utilização comercial.

Sendo assim, existe um interessante campo a ser explorado: o aprimoramento e o domínio da tecnologia de produção de espumas metálicas a partir de matéria prima reciclada, que poderá trazer como resultado a disponibilização de um novo e interessante material, produzido com tecnologia limpa e sustentável.

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

A proposta deste trabalho é a investigação da possibilidade de fabricação de espumas a partir de cavacos de usinagem, da liga AA356, e caracterização do produto. O processo investigado é a espumagem, a alta temperatura, de compactados de cavacos + pó do agente espumante ou gerador de gás. Para tanto, o trabalho experimental é dividido de maneira sucinta nas seguintes etapas: produção de cavacos, mistura de cavacos e agentes espumantes, compactação da mistura e espumagem. O produto obtido é caracterizado quanto à sua arquitetura, densidade, microestrutura de paredes metálicas, comportamento mecânico em compressão. São ainda avaliadas teoricamente as suas propriedades térmicas.

O organograma da Figura 3.1 apresenta as etapas envolvidas no desenvolvimento experimental do trabalho, as quais são em seguida descritas.

3.1 Escolha da liga utilizada

Para a fabricação de espumas metálicas foram utilizados cavacos da liga AA356 de composição segundo a norma ANSI. Esta liga pertence à série 3XX.X que corresponde à ligas de Al e Si podendo, também, conter baixos teores de Mg e Cu em sua composição (ROOY, 1993).

A escolha da liga AA356 como liga de trabalho levou em conta os seguintes fatores:

- a liga AA356 é amplamente utilizada comercialmente nos setores automotivo e aeronáutico. Algumas de suas aplicações consistem em caixas de câmbio, blocos e cabeçotes de motores de automóveis, bem como elementos estruturais. Outra aplicação importante, porém menos comum, ocorre na área energética onde este material é utilizado em instalações de usinas nucleares;
- possui propriedades físicas e mecânicas favoráveis como resistência mecânica e à corrosão, baixo peso específico, alta fluidez no estado líquido, boa soldabilidade entre outras (HATCH, 1993);

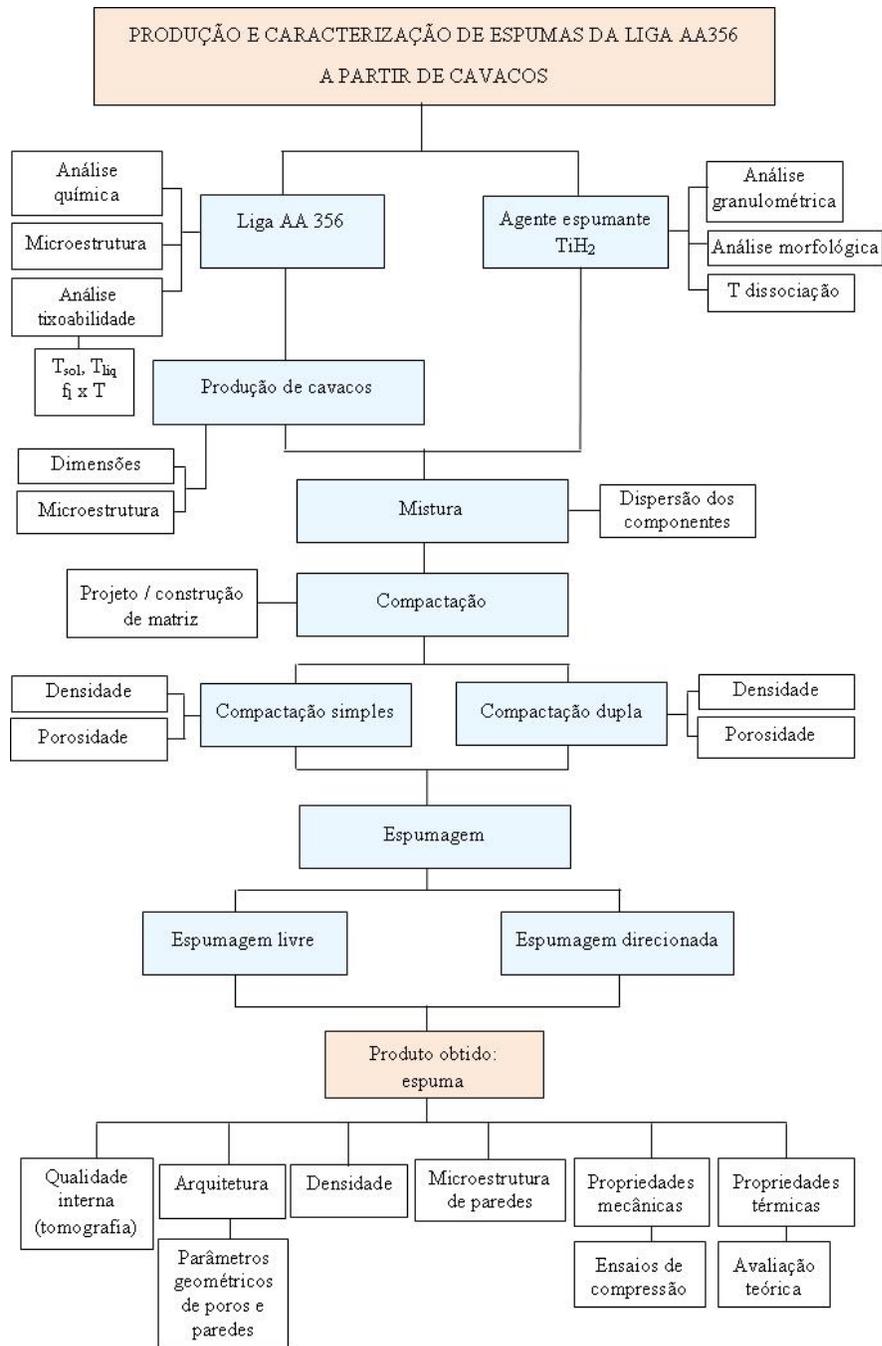


Figura 3.1: Organograma contendo as etapas envolvidas no desenvolvimento experimental do trabalho.

- deve apresentar elevada tixotabilidade, já que apresenta intervalo entre as $T_{Solidus}$ e $T_{Liquidus}$ relativamente amplo, o que permite controle de seu processamento no estado semi-sólido;
- existe grande necessidade de reciclagem desta liga uma vez que o montante de resíduos gerados em processos de fabricação é proporcional ao grau de utilização do material;

3.1.1 Composição química

A composição química da liga utilizada foi determinada em análise por espectrofotometria; para tal, foi utilizado um espectrômetro de emissão óptica da marca BILL-OES. Foram feitas três medidas em regiões diferentes do material e calculada uma composição média do mesmo. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química da liga AA356

| Elemento | Quantidade (% em peso) |
|----------|------------------------|
| Al | Balanço |
| Si | 7,06 |
| Cu | 0,18 |
| Fe | 0,36 |
| Mg | 0,37 |
| Ti | 0,02 |
| Mn | 0,03 |
| Zn | 0,13 |
| Outros | 0,11 |

3.1.2 Diagrama de fases

A Figura 3.2 apresenta o diagrama de fases para ligas binárias Al/Si obtido na literatura (MURRAY; MCALISTER, 1993), com destaque para a liga AA356 utilizada. A $T_{liquidus}$ foi estimada através de análise comparativa por processamento de imagem e contagem de pixels.

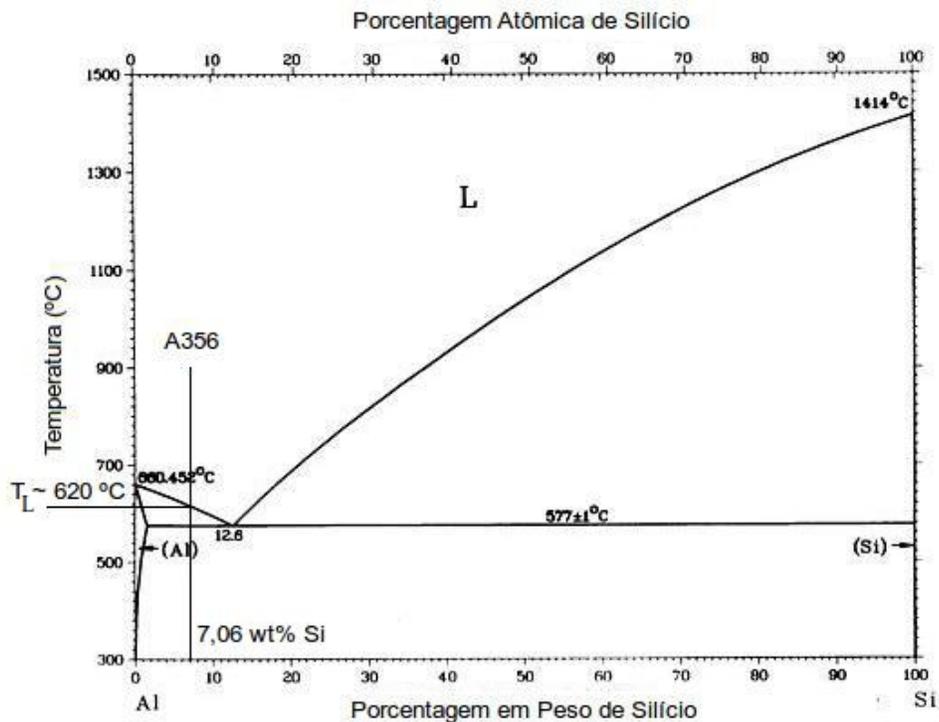


Figura 3.2: Diagrama de fases do sistema binário Al-Si com destaque para a liga AA356 utilizada, cujo teor de Si é de 8,4% em peso (MURRAY; MCALISTER, 1993).

Pela análise do diagrama de fases em questão pode-se observar que a liga AA356 forma duas fases distintas durante sua solidificação em condições de equilíbrio: fase α (fase primária) e fase eutética α -Si (fase secundária). A fase α é uma solução sólida de Al com átomos de Si dissolvidos em seu interior e se forma no início da solidificação, podendo ter morfologia de crescimento dendrítica. Com o decréscimo da temperatura, o aumento do teor de Si no líquido devido à segregação promove a formação da fase eutética, composta por lamelas alternadas de fase α e Si puro; nos estágios finais da solidificação.

3.1.3 Determinação do intervalo de solidificação e variação da fração líquida com a temperatura

O processo a ser investigado para a produção dos materiais celulares envolve a matéria prima metálica no estado semi-sólido; portanto é necessária a determinação do intervalo de solidificação da liga bem como a variação da fração líquida com a temperatura. Para tanto foram utilizadas duas técnicas: obtenção da curva de solidificação simples ($T \times t$) e de curvas de variação de ener-

gia x T por calorimetria exploratória diferencial (DSC - *Differential Scanning Calorimetry*), em calorímetro da marca NETZSCH, modelo STA 409 acoplado a sistema de aquisição e processamento de dados.

No primeiro caso foi utilizada uma taxa de resfriamento na ordem de 30°/min. No segundo caso foram utilizados ciclos consecutivos de aquecimento e resfriamento a uma taxa de 5°C/min.

Os dados obtidos de $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$, bem como a variação da f_L x T, os quais definem a tixotabilidade da liga, foram utilizados para a definição de parâmetros de aquecimento para a etapa de espumagem.

3.1.4 Caracterização microestrutural da liga no estado fundido

A microestrutura da liga AA356 como recebida, no estado fundido, foi analisada por microscopia óptica. Foi retirada uma amostra da região central do lingote e a mesma foi embutida em baquelite e preparada segundo técnicas convencionais para metalografia, envolvendo lixamento com lixas de carboneto de Si na sequência de granulometrias 100, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200, sendo limpa com água e sabão e rotacionada 90° nos intervalos entre cada lixa.

Após etapa de lixamento, a amostra foi polida em panos especiais contendo pasta de diamante com granulometrias 6 μ m e 1 μ m, sendo limpa em solução aquosa com emprego de ultrassom antes e depois de cada pano. Em seguida a mesma foi submetida a ataque químico *Keller*, capaz de revelar a microestrutura de ligas de alumínio, especialmente ligas da família Al-Si. A composição do reagente *Keller* utilizado é apresentado na Tabela 3.2 e o tempo de exposição foi 10 segundos.

Tabela 3.2: Composição do reagente *Keller* utilizado em ataque químico para análise microestrutural.

| Componente | Formulação | Quantidade (% em volume) |
|-------------------|------------------|--------------------------|
| Ácido Nítrico | HNO ₃ | 2,5 |
| Ácido Clorídrico | HCl | 1,5 |
| Ácido Fluorídrico | HF | 1 |
| Água (Destilada) | H ₂ O | 95 |

As imagens por microscopia óptica foram feitas com a ajuda de um microscópio óptico LEICA, modelo DM ILM e digitalizadas através de equipamento de captura de imagens acoplado ao mesmo e do *software* residente LEICA QWIN. A Figura 3.3 apresenta a microestrutura da liga AA356 observada.

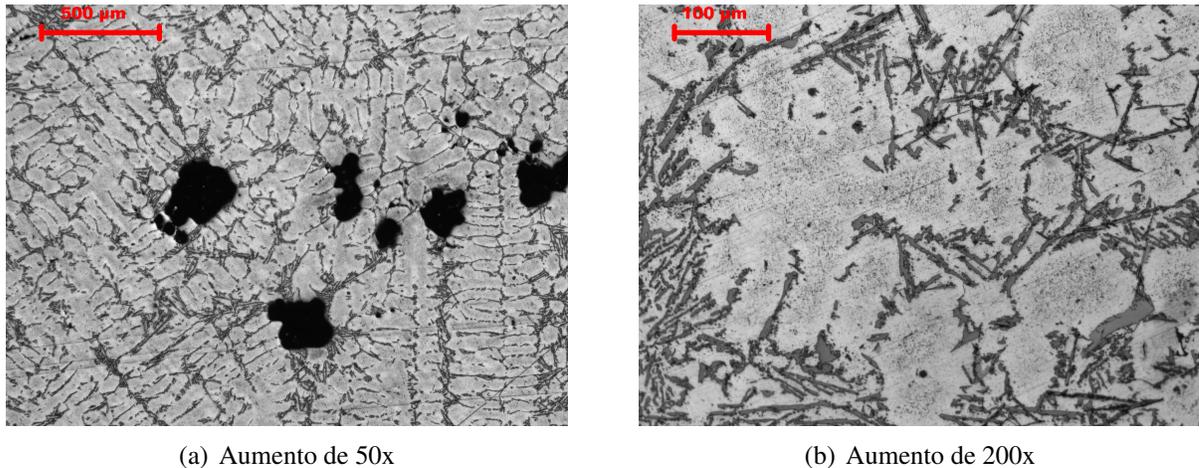


Figura 3.3: Microestrutura da liga AA356 fundida como recebida.

Pode-se observar na Figura 3.3 que a liga AA356 fundida apresenta microestrutura constituída da fase α com morfologia dendrítica, envolvida por uma fase eutética com morfologia de agulhas. Também é evidente a presença de uma grande quantidade de poros, o que é uma característica de lingotes fundidos adquiridos no mercado.

3.2 Caracterização do agente espumante TiH_2

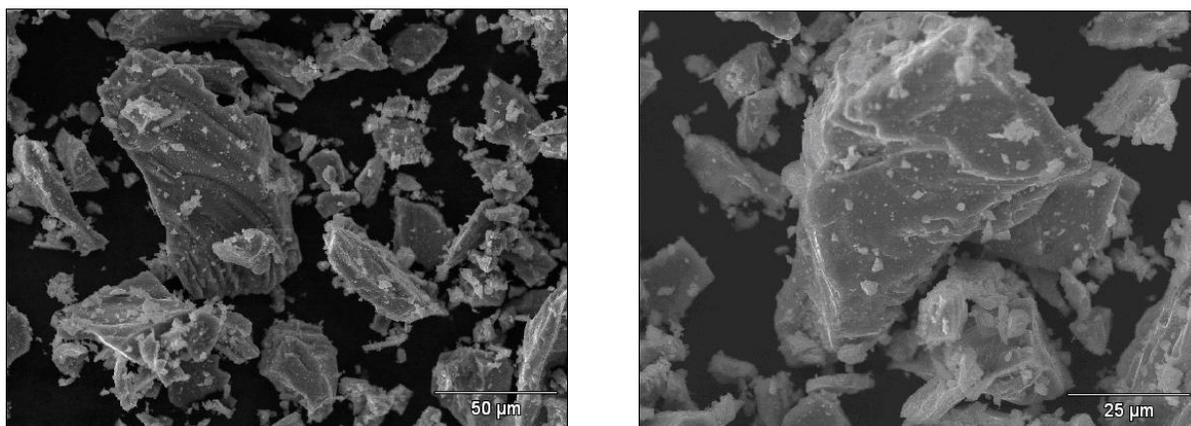
Hidreto de Ti (TiH_2) foi adotado como o agente espumante a ser utilizado no trabalho. Ao ser aquecido, este composto se decompõe, formando gás hidrogênio e liberando titânio atômico para meio, conforme a reação expressa na equação 3.1. Este material foi gentilmente fornecido pela empresa BRATZ Indústria e Comércio de Produtos Metálicos Especiais Ltda, com granulometria média nominal de $60\mu m$ e pureza de 99,6%, segundo o fabricante.



3.2.1 Morfologia de partículas de TiH_2

A morfologia das partículas de TiH_2 utilizadas foi analisada por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para obtenção das micrografias foi utilizado um microscópio da marca JEOL, modelo JXA 840-A, sendo as amostras previamente metalizadas com ouro para melhor condução elétrica.

A Figura 3.4 apresenta a morfologia de partículas de TiH_2 obtidas por MEV. Como pode ser observado, as partículas do agente espumante apresentam uma morfologia bastante irregular, tendendo a laminar e, aparentemente, com grande dispersão com relação ao seu tamanho.



(a) Aumento de 500x

(b) Aumento de 1000x

Figura 3.4: Morfologia de partículas do agente espumante TiH_2 observada por MEV.

3.2.2 Granulometria de partículas de TiH_2

A distribuição de tamanhos das partículas do pó de TiH_2 utilizado foi obtida por análise de difração à Laser, sendo utilizado equipamento MASTERSIZER S, modelo LONG BENCH-MAM 5005, da marca MALVERN, com faixa de aplicação de $0,05 \mu\text{m}$ a $800 \mu\text{m}$, gentilmente cedido pela Faculdade de Engenharia Química da UNICAMP.

A Figura 3.5 apresenta o histograma da distribuição dos tamanhos de partículas de TiH_2 , bem como sua curva de frequência relativa acumulada. Pode-se observar maior frequência para tamanhos de partículas compreendidos entre $56,2$ e $65,5 \mu\text{m}$, o que está bem próximo do valor fornecido pelo fabricante para a granulometria média do TiH_2 : $60 \mu\text{m}$.

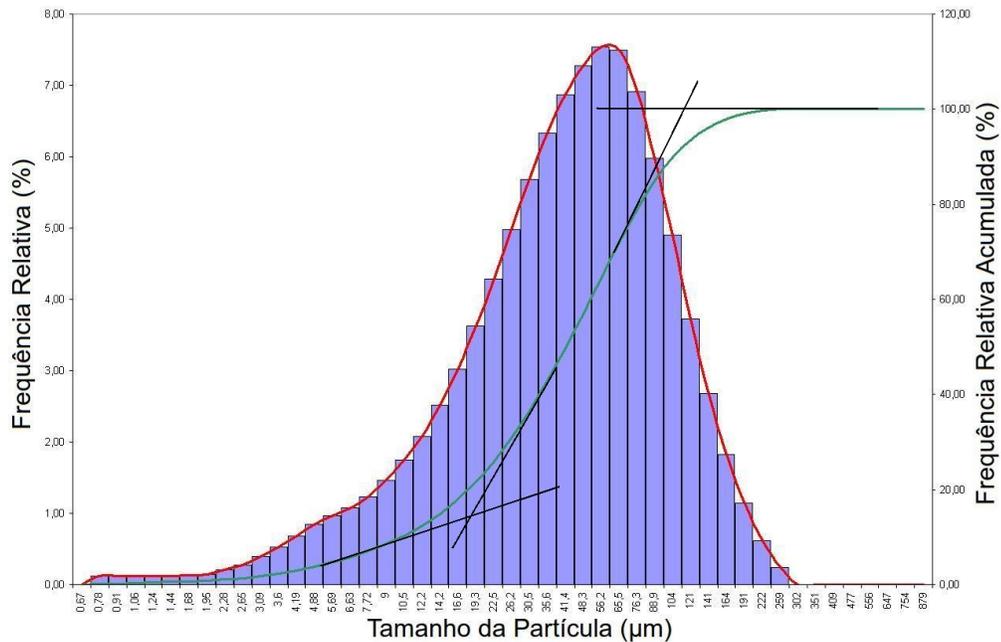


Figura 3.5: Distribuição do tamanho das partículas de TiH_2 (frequência relativa e frequência relativa acumulada) obtidos via difração à Laser.

A partir da curva de frequência relativa acumulada pode-se observar que existe uma considerável dispersão com relação ao tamanho das partículas, ou seja, significativa parte delas (cerca de 70%) apresenta tamanhos entre 19,3 e 121,0 μm . Esta variação pode influenciar o comportamento deste composto durante a espumagem, uma vez que as partículas maiores irão formar uma quantidade maior de gás H_2 .

3.2.3 Determinação da temperatura de dissociação do TiH_2

A formação de gás hidrogênio a partir da dissociação do TiH_2 ocasiona uma natural perda de massa deste hidreto. Pode-se, portanto, avaliar a eficiência deste composto como agente espumante a partir da sua perda mássica.

Amostras de pó de TiH_2 foram submetidas à análise termogravimétrica (TG) com o objetivo de estudar a perda de massa relativa à sua dissociação. Esta técnica consiste em avaliar de forma dinâmica a perda de massa de um material, resultante de uma transformação física ou química, com relação ao tempo e à temperatura. Este teste foi realizado com a ajuda de um equipamento da

marca NETZSCH, modelo STA 409 acoplado a sistema de aquisição e processamento de dados, empregando taxa de aquecimento de 5°C/min.

O resultado obtido é apresentado na Figura 3.6. Como pode ser observado, já a cerca de 320°C há alguma perda de massa, sendo acelerada significativamente a cerca de 500°C e tendo seu pico a aproximadamente 577°C. Nesta temperatura a perda total observada é da ordem de 37%. Portanto, pode ser considerado que a geração de gás por dissociação do TiH_2 é máxima entre 500°C e 577°C.

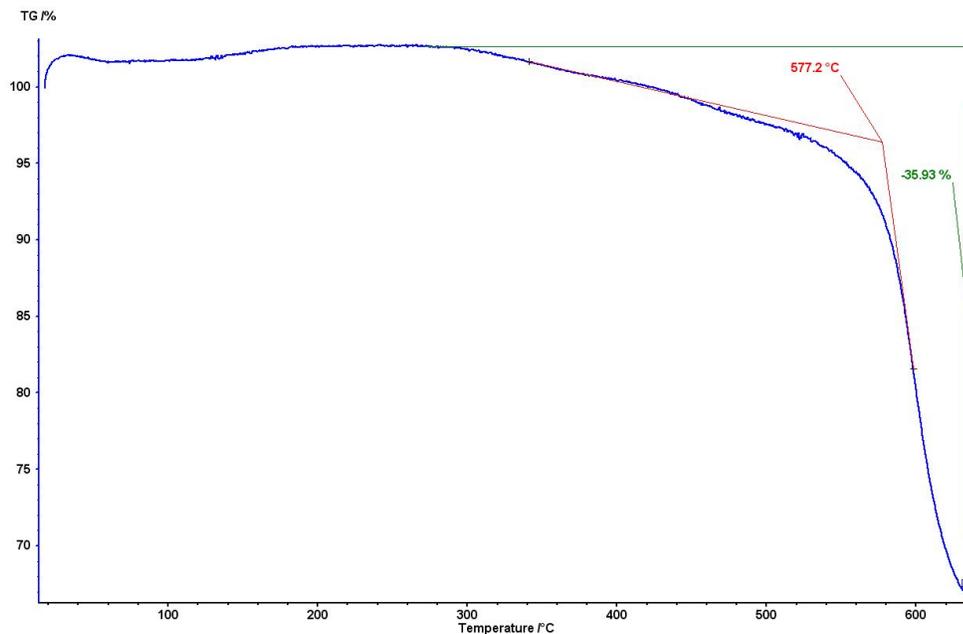


Figura 3.6: Resultado da análise termogravimétrica do agente espumante TiH_2 apresentando sua perda de massa em função da temperatura.

3.3 Fabricação e caracterização de cavacos da liga AA356

A liga no estado fundido foi usinada em uma fresa em operações sucessivas de desbaste conforme apresentado na Figura 3.7. Para evitar desgaste do ferramental e danos ao lingote, utilizaram-se valores baixos de rotação e avanço.

Devido aos parâmetros de usinagem e o ferramental utilizado no processo, os cavacos de Al formados são denominados *cavacos de ruptura* e apresentam morfologia de lascas (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2003).



Figura 3.7: Operação de fresamento adotada para fabricação de cavacos da liga AA356.

Os cavacos foram, então, separados por peneiramento em duas categorias denominadas *Cavaco Fino* e *Cavaco Grosso*. A Tabela 3.3 apresenta os limites de tamanhos das partículas para ambas categorias, definidos a partir da graduação do jogo de peneiras utilizado. O resultado final desta etapa de processamento e separação é apresentado qualitativamente na Figura 3.8.

Tabela 3.3: Classificação dos cavacos da liga AA356 obtidos com relação às suas dimensões

| Categoria | Faixa de tamanhos (mm) |
|---------------|------------------------|
| Cavaco Fino | < 1,60 |
| Cavaco Grosso | 1,60 - 3,15 |

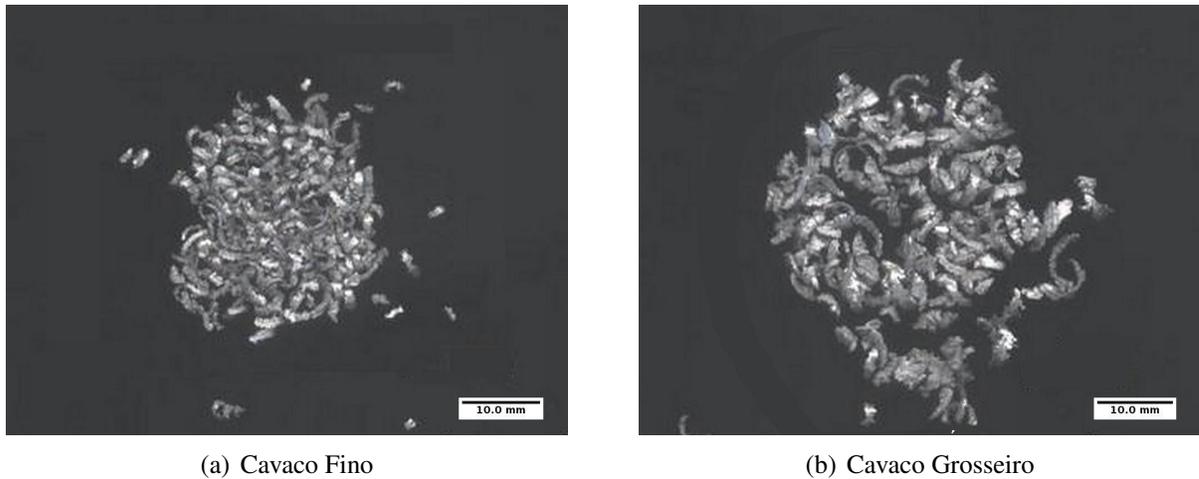


Figura 3.8: Classes de cavacos da liga AA356 obtidos via desbaste por fresamento.

Amostras de cavacos foram embutidas e preparadas para observação de sua microestrutura, pela mesma técnica metalográfica descrita na seção 3.1.4, para avaliação de eventuais alterações microestruturais causadas pelo processo de fresamento.

A Figura 3.9 apresenta a microestrutura típica do cavaco da liga AA356 obtido por fresamento. Pode-se observar as mesmas fases primária α e secundária eutética presentes na estrutura original fundida (Figura 3.3). No entanto, pode ser observado que o processo de fresamento impôs ao material um elevado grau de deformação, indicado pela evidente orientação da estrutura.

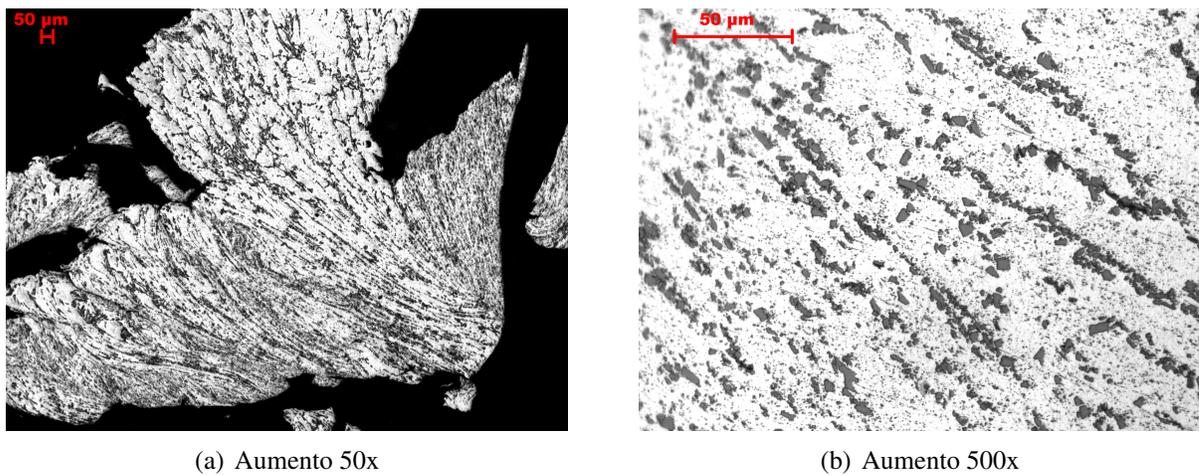


Figura 3.9: Microestrutura típica do cavaco da liga AA356 obtido via fresamento, observada por microscopia óptica.

3.4 Fabricação de espumas metálicas pelo reaproveitamento de cavacos da liga AA356

Os experimentos para a fabricação de espumas envolveram a espumagem a elevada temperatura, de precursores por sua vez fabricados por compactação de misturas dos cavacos produzidos e de partículas de pós do agente espumante TiH_2 . A seguir são detalhadas as diferentes etapas do processo de fabricação das espumas.

3.4.1 Fabricação de elementos precursores

Foram inicialmente fabricados elementos precursores espumáveis por compressão uniaxial de mistura de cavacos da liga de Al e agente espumante. A obtenção dos precursores envolveu etapas de mistura e compactação; seguida ainda da caracterização da sua densidade e porosidade.

Mistura

A mistura de cavacos e agente espumante foi feita em um recipiente fechado colocado em um moinho convencional. Foi utilizado teor de 1,5% em peso de TiH_2 . O moinho possui um compartimento cilíndrico acoplado a um sistema de rolamentos que confere ao mesmo movimentos circulares.

A mistura de interesse foi colocada no recipiente e o mesmo foi fechado e envolto em fita adesiva de modo a garantir sua aderência ao cilindro principal do moinho. Para os experimentos, foi utilizada uma rotação do compartimento do moinho de 30 rpm por 4 horas.

Após retirada das misturas, as mesmas foram avaliadas por inspeção visual e fotografadas, para comprovação de sua homogeneidade. As misturas foram ainda observadas em microscópio eletrônico, sendo analisada a presença e localização das partículas de TiH_2 , por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDX), para avaliação da aderência do agente espumante ao cavaco de Al.

Compactação

Para a compactação das misturas, foi projetada e confeccionada matriz em aço H13 temperado e revenido, apropriado para trabalhos de conformação a quente. As dimensões da matriz são apresentadas na Figura 3.10, enquanto a Figura 3.11 apresenta a matriz montada, pronta para uso, e

seus componentes isolados: punção inferior, camisa e punção superior. O punção inferior é munido de uma mola circular a qual confere sustentação à camisa do conjunto durante a operação de compactação. Desta maneira, a compactação ocorre de forma simétrica, formando uma linha neutra central no produto compactado.

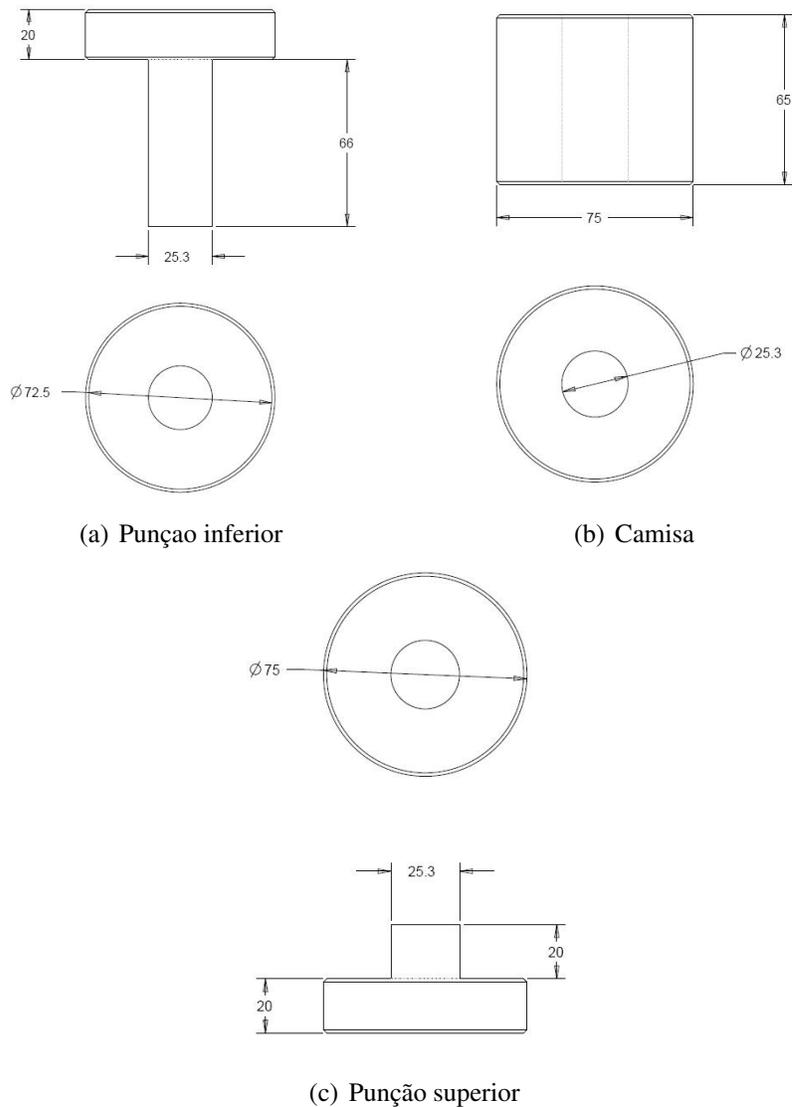


Figura 3.10: Desenho dos componentes da matriz de compactação construída para a fabricação de precursores espumáveis: (a) punção inferior, (b) camisa e (c) punção superior.

Ensaio de compactação prévios foram efetuados, utilizando compactação a frio, com diferentes valores de pressão aplicada, sempre do tipo uniaxial. Resultados obtidos indicaram condições ótimas de compactação (maior sanidade e resistência do compactado) para pressões da ordem de 400 MPa.



(a) Matriz montada para uso

(b) Componentes da matriz

Figura 3.11: (a) Matriz metálica utilizada na compactação da mistura de cavacos e agente espumante, montada em condições de trabalho e (b) componentes: punção inferior e mola, camisa, punção superior.

Foram empregadas duas condições de compactação: a frio e a frio seguida de compactação a quente, utilizando pressão de 400 MPa em ambos os casos.

Na compactação a frio, a mistura solta é inserida no interior da matriz pela sua cavidade superior, à temperatura ambiente. Em seguida, o punção superior é recolocado e a mistura é prensada, utilizando pressão uniaxial de 400 MPa. Para evitar atrito entre os elementos da matriz e facilitar a desmoldagem do elemento compactado, foi utilizado estearato de Ca, como lubrificante.

Na compactação dupla, o elemento compactado a frio é recolocado na matriz e o conjunto é aquecido a 400°C. Para monitorar a temperatura do compactado, um termopar tipo K é colocado em contato com o mesmo e ligado a um sistema de aquisição de dados. Quando sua temperatura atinge o estipulado, conjunto é retirado do forno e prensado a 400 MPa. Para evitar danos à peça e facilitar sua desmoldagem, foi utilizado grafite como elemento lubrificante nesta operação.

Após compactação a quente, o elemento precursor é desmoldado, obtendo-se cilindros compactados de dimensões: 11 mm de altura e 25 mm de diâmetro, resultando em 30% de redução de altura com relação ao compactado a frio.

Os produtos compactados a frio e os compactados a frio e a quente foram submetidos a testes de picnometria a gás He com o objetivo de avaliar sua densidade e nível de porosidade. Para cada

amostra foram feitos três ensaios.

3.4.2 Operação de espumagem

Na operação de espumagem os elementos precursores foram aquecidos em forno elétrico tipo mufla, à temperatura no interior do intervalo de solidificação pré-determinado da liga em questão, para a promoção da dissociação do agente espumante e geração de H_2 , o qual promove a expansão do material e a formação de bolhas internas, gerando a espuma desejada.

A temperatura foi monitorada com a ajuda de um termopar tipo K acoplado a um sistema de aquisição de dados dedicado. Os experimentos foram filmados por uma câmera posicionada em um visor frontal instalado na tampa do forno. Os tempos de início da espumagem (início da expansão) e retirada da amostra foram monitorados com a ajuda de um cronômetro.

A espumagem foi feita em duas distintas condições: livre e direcional. A espumagem direcional foi realizada confinando-se o elemento precursor no interior de um cilindro de quartzo com 30 mm de diâmetro por 25 mm de altura. Durante esta operação, foi posicionada uma chapa de aço no topo do molde para limitar a altura do corpo espumado.

Foram assim obtidas amostras porosas de geometria cilíndrica de dimensões aproximadas às dimensões do molde de quartzo.

3.5 Caracterização do produto espumado

3.5.1 Qualidade interna do produto e caracterização de sua arquitetura

Para investigação da qualidade interna dos produtos porosos obtidos foi utilizada tomografia de raios X. Para isso, foi utilizado um tomógrafo da marca SIEMENS, modelo SOMATOM SPIRIT equipado com *software* SYNGLE versão 5.5 para aquisição de imagens gentilmente cedido pelo CEPETRO/UNICAMP.

Foram obtidas imagens de seções transversais sucessivas das amostras produzidas, distantes 1 mm entre si. A sequência de imagens obtidas para cada amostra foi também utilizada para a caracterização de sua arquitetura interna. As imagens foram tratadas e analisadas com a ajuda do

software ImageJ versão 1.43, o qual vem sendo amplamente utilizado em análise morfológica de partículas (IGATHINATHANE *et al.*, 2008). Com esta ferramenta, foi possível quantificar parâmetros referentes à estrutura celular do material, como espessura de paredes metálicas, tamanho e geometria dos poros e área porosa.

Para a medida de espessura de paredes metálicas, foram traçadas linhas perpendiculares às paredes da estrutura celular e, a partir do seu comprimento, foi possível determinar a espessura das mesmas. Foram feitas cerca de sessenta medidas aleatórias para cada amostra, chegando a um valor médio de espessura de paredes.

Para análise dos poros, estes foram mapeados nas imagens obtidas por tomografia de raios-X, levando-se em consideração toda a área porosa disponível em cada seção. Exemplo deste mapeamento é mostrado na Figura 3.12.

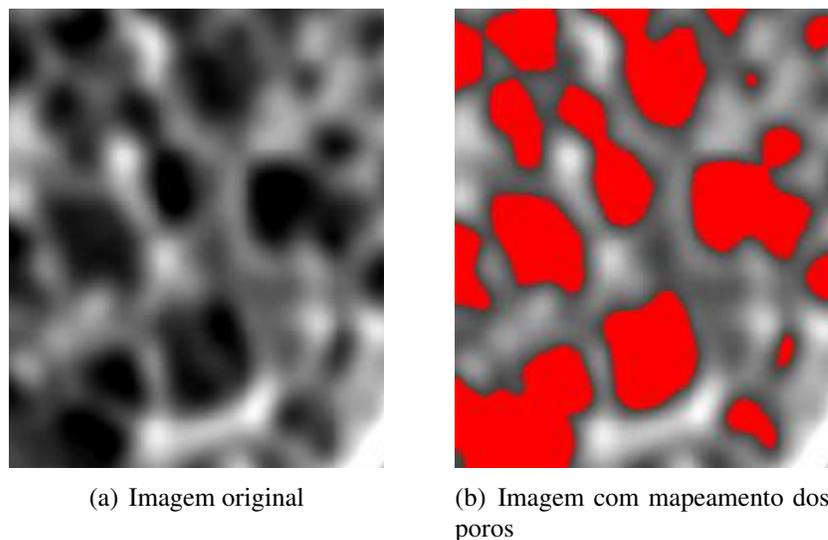


Figura 3.12: Aspecto de mapeamento de área porosa de uma espuma metálica utilizando-se o *software* ImageJ. São apresentadas as imagens antes (a) e depois (b) do mapeamento dos poros.

Foram analisadas quatro imagens de cada amostra, obtendo-se uma média de cem medidas por parâmetro avaliado para cada peça. Foram quantificados os seguintes parâmetros relacionados à dimensão, geometria dos poros e área porosa:

- Área dos poros: área absoluta ocupada pelo poro na região de interesse.
- Perímetro: medida linear do contorno dos poros.

- Diâmetro equivalente: diâmetro equivalente de uma partícula caso a mesma fosse circular. É obtido a partir do valor de área.
- Diâmetro de Feret: maior distância entre dois pontos nos contornos de um poro, também chamado de caliper máximo. Trata-se de uma importante grandeza em análises de partículas.
- Circularidade dos poros: parâmetro que denota o quanto o poro se aproxima de um círculo; varia de 0 (estrutura alongada) a 1 (círculo perfeito).

A partir das imagens obtidas por tomografia computadorizada de raios-X foi possível reconstruir em três dimensões as amostras de espumas metálicas e avaliar qualitativamente a distribuição e formato de seus poros. Esta etapa foi realizada com a ajuda do *software* INVESALIUS 3.0, o qual é desenvolvido especialmente para reconstruções 3D de imagens provenientes de tomografia. A reconstrução se dá pelo processamento sequencial das imagens obtidas como se fossem fatias de um sólido, montando-as ordenadamente dando origem à peça inteira.

3.5.2 Microestrutura de paredes celulares

A microestrutura das paredes metálicas do material poroso obtido foi analisada por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Para tanto, amostras de espumas foram cortadas em um equipamento de corte de precisão, da marca BUEHLER, modelo ISOMET 2000, equipado com disco de corte abrasivo para materiais não ferrosos. O corte foi feito com baixa velocidade para evitar excessivo dano ao material (colapso de células).

As seções obtidas foram embutidas em resina de cura a frio e preparadas segundo técnica metalográfica descrita anteriormente (seção 3.1.4).

A microestrutura das paredes do material foram analisadas com utilização de microscópio óptico LEICA, modelo DM ILM e digitalizadas através de equipamento de captura de imagens acoplado ao mesmo e do *software* residente LEICA QWIN.

Foi feita análise por MEV em um equipamento da marca JEOL, modelo JXA 840-A e as amostras foram previamente metalizadas com ouro para melhor condução elétrica. Também foi feita análise EDX para identificação de elementos de liga em seu interior.

3.5.3 Densidade

As medidas da densidade dos produtos porosos obtidos foram realizadas por picnometria a gás He. Foram feitas três medidas para cada amostra.

Para comparação, foi determinada a densidade real por simples medição e pesagem de precisão das amostras, utilizando paquímetro de precisão 0,01 mm e balança analítica de precisão 0,001 g. Foram calculadas as densidades reais e relativas ao material maciço.

3.5.4 Investigação das propriedades mecânicas do produto - compressão

As propriedades mecânicas em compressão, do produto celular obtido, foram analisadas por meio de ensaios semi-estáticos de compressão uniaxial. Para tal, foi utilizada uma prensa hidráulica da marca INSTRON, modelo 5585H, cuja capacidade máxima é de 25 toneladas. Os dados obtidos durante o teste foram processados através do *software* de controle do equipamento, denominado INSTRON BLUEHILL.

Foram ensaiadas três amostras em cada condição, com taxa de avanço de 0,1 mm/s no sentido de espumagem. Desta forma, foram geradas curvas típicas tensão-deformação. A partir das curvas, foi possível estudar parâmetros como o módulo de Young (E), tensão de compressão (σ_c), tensão do platô (σ_{pl}), a deformação de densificação (ϵ_D) e a energia absorvida pela amostra durante o ensaio (E_V).

Os dados experimentais obtidos foram comparados com valores calculados a partir de modelos propostos por Ashby *et al.* (2000d), apresentados na seção 2.3.2.

3.5.5 Avaliação teórica das propriedades térmicas do produto

Conforme demonstrado anteriormente, o modelo matemático proposto por Simancik e Kovacik (2002) é capaz de estimar o comportamento térmico de espumas metálicas, levando-se em consideração sua estrutura celular. Desta maneira, as propriedades térmicas que são sensíveis à porosidade podem ser obtidas através do equacionamento apresentado na seção 2.3.3.

Com base nos dados obtidos experimentalmente, foram calculadas as propriedades térmicas

em questão, as quais são a condutividade térmica (λ), condutividade térmica normalizada (λ_n) e difusividade térmica (α). Estes dados servem como uma boa estimativa de comportamento térmico para as espumas produzidas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise da tixoabilidade da liga AA356

Uma das características principais do processo de produção de material celular investigado no trabalho é a promoção da espumagem na liga metálica em estado semi-sólido tixotrópico, buscando uma melhor dispersão de poros no produto final. Desse modo, é necessário em primeiro lugar estabelecer a tixoabilidade da liga de estudo, isto é, a possibilidade e flexibilidade de seu processamento no estado pastoso.

Os parâmetros que definem a tixoabilidade de um material são o seu intervalo de solidificação (de maneira geral quanto maior o intervalo, maior a possibilidade de manuseio do metal no estado semi-sólido e, portanto, mais flexível e controlável é o processo); a variação da fração líquida com a temperatura ($f_L \times T$) e a sensibilidade da fração líquida com a variação da temperatura ($df_L \times dT$) dentro do intervalo de solidificação (quanto maiores estes valores menos controlável é o processo).

Para a determinação destes parâmetros foram obtidas curvas de resfriamento simples ($T \times t$) durante a solidificação em condições práticas e análise térmica por calorimetria exploratória diferencial. Os resultados são apresentados a seguir.

A Figura 4.1 apresenta a curva de resfriamento simples durante a solidificação. Pode-se observar claramente inflexões associadas ao início e final da formação da fase primária bem como da formação da fase eutética, onde a temperatura é mantida constante. As temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$ encontradas foram, respectivamente, 572°C e 610°C .

Na Figura 4.2 é apresentado resultado da análise térmica por calorimetria exploratória diferencial. São apresentadas as variações da temperatura x tempo (a) e de energia do material em função da temperatura e do tempo (b) durante os ciclos térmicos adotados. Os picos da esquerda e da direita nesta curva representam, respectivamente, as variações de energia endotérmica e exotérmica

durante a transformação de fase do material.

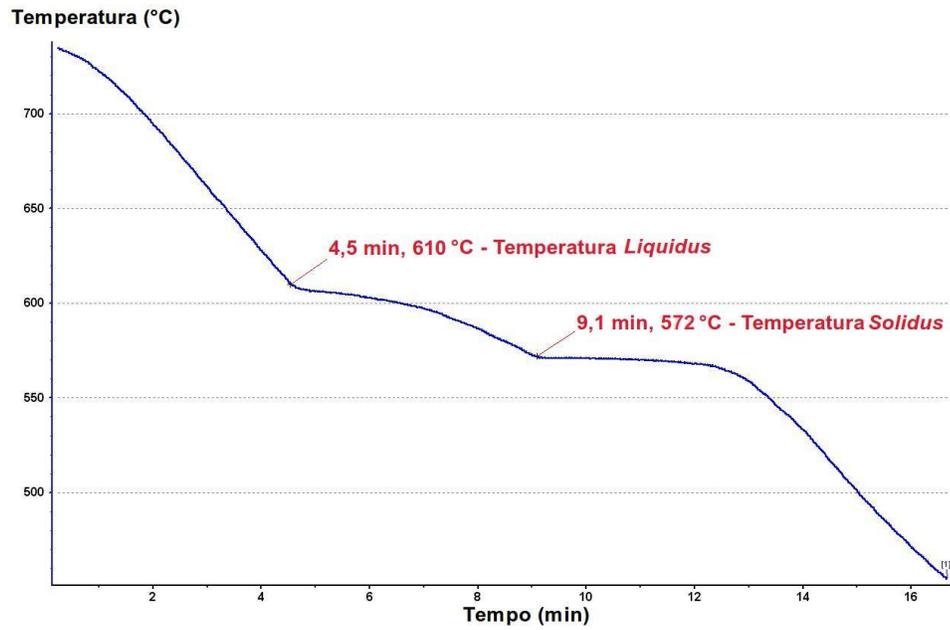


Figura 4.1: Curva de resfriamento simples durante solidificação da liga AA356.

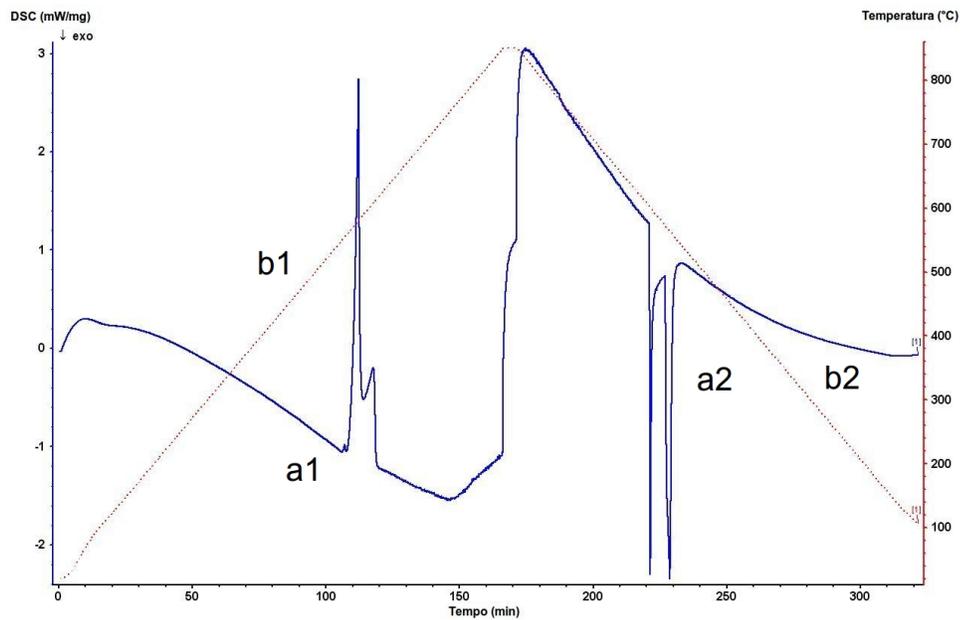


Figura 4.2: Gráficos obtidos por análise DSC da liga AA356: (a) Curvas $\Delta E \times T$; (b) Curva $T \times t$; (1) Aquecimento; (2) Resfriamento.

Nota-se um pico duplo durante o aquecimento da liga, o qual ocorre devido à diferença de energia necessária para fundir as fases α e eutética. As duas transformações ocorrem dentro da faixa de solidificação da liga.

A Figura 4.3 apresenta o pico endotérmico da liga AA356 em detalhe, onde é possível determinar as temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$ do material que são, respectivamente, 571°C e 613°C.

A Tabela 4.1 apresenta os resultados obtidos pelos dois métodos utilizados para identificação de temperaturas de transformação e intervalo de solidificação da liga de trabalho. Pode-se observar uma boa concordância dos valores de $T_{liquidus}$ e $T_{solidus}$; as variações observadas entre os valores obtidos pelos dois métodos não podem ser consideradas significativas, uma vez que análises térmicas são bastante sensíveis à taxa de transferência de calor e tipo de ciclo empregados, como estudado por Cristofolini (2009), bem como também à massa do material ensaiado.

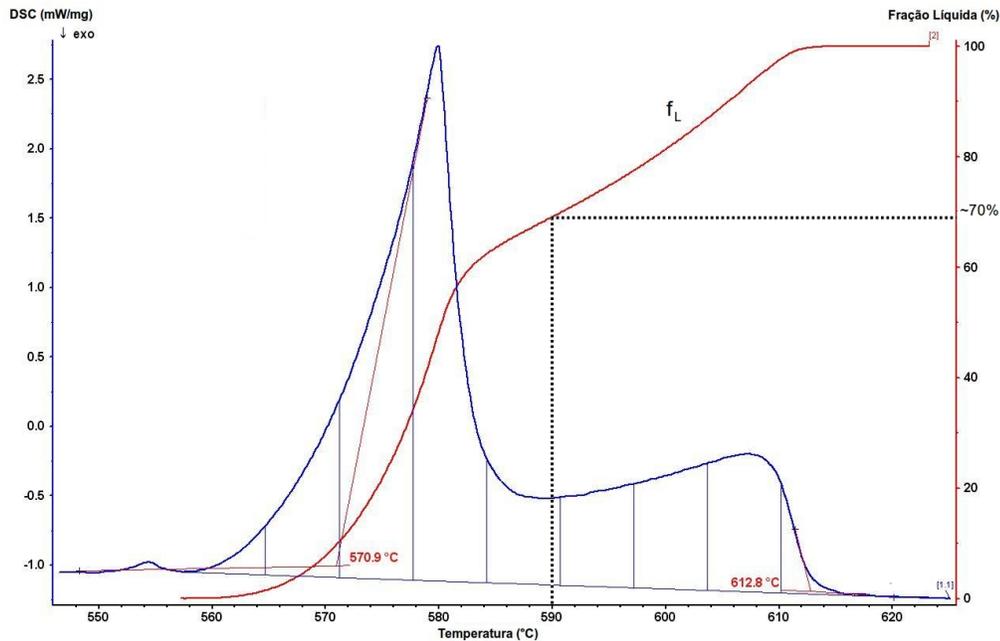


Figura 4.3: Detalhamento do pico endotérmico de fusão da liga AA356 obtida via DSC demonstrando as temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$, bem como a evolução da transformação de fase ocorrida ($\%f_L \times T$). Destaque para a temperatura escolhida para testes de espumagem.

Os resultados indicam um intervalo de solidificação variando de 38 a 42°C, amplo suficiente para permitir o controle do processamento no estado semi-sólido.

Tabela 4.1: Resumo dos resultados obtidos para as temperaturas $T_{solidus}$ e $T_{liquidus}$ da liga AA356

| Tipo de ensaio | $T_{solidus}$ (°C) | $T_{liquidus}$ (°C) | Intervalo de solidificação (°C) |
|----------------|--------------------|---------------------|---------------------------------|
| DSC | 571 | 613 | 42 |
| Txt | 572 | 610 | 38 |

A partir da integração da curva sob o pico da transformação sólido-líquido obtida no ensaio de DSC, foi possível avaliar a evolução da transformação de fase no aquecimento refletindo, portanto, a porcentagem de fase líquida ($\%f_L$) presente no material para cada temperatura. A curva $f_L \times T$ é apresentada também na Figura 4.3. Pode-se observar uma variação não linear da f_L com o aumento da T ; no início da transformação é acentuadamente mais elevada a taxa de formação de líquido do que nos estágios mais avançados, devido à fusão inicial da fase eutética. A partir de 582°C, a variação de f_L com temperatura se torna menos acentuada, tornando o processo mais controlável. A partir destes dados, foi estabelecida a temperatura de 590°C para os testes de espumagem. À esta temperatura a liga deve apresentar $f_L \sim 70\%$ e $f_S \sim 30\%$; nesta condição o material contém quantidade suficiente de líquido onde as bolhas de gás podem se expandir, e suficiente quantidade de sólido para auxiliar a retenção destas bolhas.

4.2 Processo de produção de espumas investigado

4.2.1 Mistura de cavacos de alumínio e agente espumante

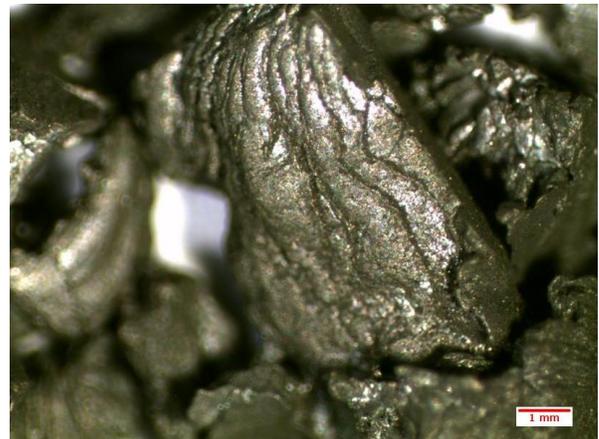
Na Figura 4.4 é apresentada foto de mistura típica obtida, após 4h a 30 rpm, de cavacos da liga AA356 contendo 1,5% em peso de partículas de pó TiH_2 .

Pode ser observada a coloração escura do cavaco, devida à agregação das partículas do pó do hidreto na sua superfície. Na Figura 4.4(b) pode ser notada a superfície rugosa e irregular do cavaco, o que permite a retenção das finas partículas do pó do agente espumante (relação de dimensões iniciais entre cavacos e partículas de pó de TiH_2 : $\sim 40:1$).

Na Figura 4.5 é apresentada a superfície do cavaco da liga AA356 após mistura, obtida em microscópio eletrônico, bem como análise por varredura (EDX) mostrando a localização das partículas do TiH_2 . Pode ser observado, em primeiro lugar, que as partículas do hidreto se apresentam com menores dimensões do que na matéria prima, indicando a sua fragmentação durante o processo de mistura: partículas originais da ordem de $60\mu m$ se apresentam, na mistura, com dimensões va-



(a) Aumento 5x



(b) Aumento 10x

Figura 4.4: Típica mistura de cavacos da liga AA356 + 1,5% em peso de pó TiH_2 produzida nas condições: 4h a 30rpm.

riando de cerca de 5 a $20\mu\text{m}$ A elevada dureza do TiH_2 com relação à da liga de Al utilizada, respectivamente 227 e 96 HV (ROOY, 1993) possibilita tanto a sua fratura como a sua adesão mecânica à superfície macia da liga, como observado.

Confirma-se ainda a presença de partículas do pó do hidreto principalmente em rugosidades da superfície do cavaco, mas também agregados à superfície. Esta situação resulta em uma boa dispersão do pó do agente espumante nas misturas preparadas, uma característica importante para a geração de bolhas gasosas homogeneamente distribuídas durante o processo de espumagem.

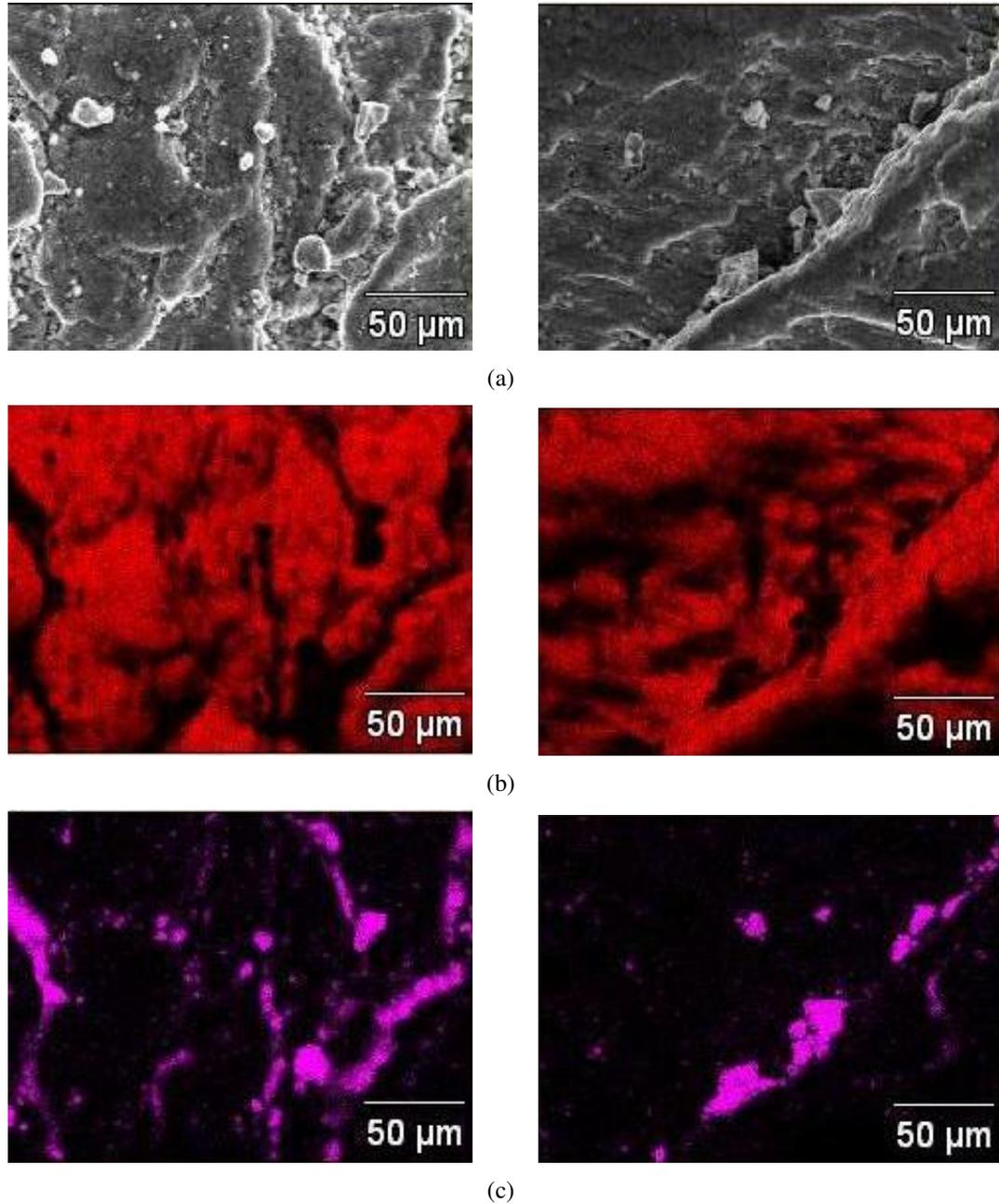


Figura 4.5: Superfície de cavacos da liga AA356 submetidos à mistura com 1,5% em peso de TiH_2 . (a) imagem geral; (b) varredura por EDX para o Al; (c) varredura por EDX para o Ti. (MEV).

4.2.2 Precusores para espumagem produzidos

Como indicado no capítulo experimental, foram utilizadas duas condições de compactação das misturas de cavacos metálicos e pó do agente espumante, para a obtenção de precusores espumáveis: compactação simples a frio e compactação dupla, a frio seguida de a quente. A Figura 4.6 apresenta típicos precusores compactados obtidos.

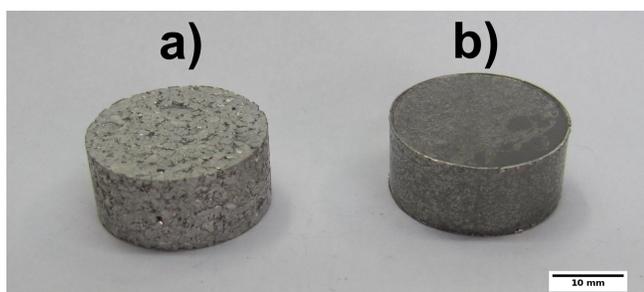


Figura 4.6: Típicos precusores para epumagem produzidos: (a) precursor obtido por compressão simples a frio; (b) precursor obtido por compressão dupla, a frio + a quente.

A compactação simples a frio produz compactados de baixa densidade e elevada porosidade, independentemente do tipo de cavaco utilizado; a adicional compactação a quente promove aumento na densidade e sensível redução da porosidade do compactado, como pode ser claramente visualizado na foto da Figura 4.6. As densidade e porosidade dos precusores produzidos foram quantificadas por picnometria e os resultados são apresentados numericamente na Tabela 4.2 e graficamente nas Figuras 4.7 e 4.8.

Tabela 4.2: Valores médios de densidade e nível de porosidade dos precusores compactados, em diferentes condições.

| Etapa do Processo | Condição | ρ_{real} (g/cm ³) | ρ_{rel}^* (%) | Porosidade (%) |
|--------------------------------|------------------|------------------------------------|--------------------|----------------|
| Precursor - Compressão Simples | Cavaco Fino | 2,30 ± 0,15 | 86,04 ± 0,06 | 9,11 ± 1,78 |
| | Cavaco Grosseiro | 2,29 ± 0,18 | 85,90 ± 0,07 | 8,97 ± 2,13 |
| Precursor - Compressão Dupla | Cavaco Fino | 2,58 ± 0,05 | 96,81 ± 0,02 | 2,08 ± 1,05 |
| | Cavaco Grosseiro | 2,59 ± 0,04 | 97,03 ± 0,02 | 1,89 ± 0,91 |

* $\rho_s = 2,67$ g/cm³ (ROOY, 1993)

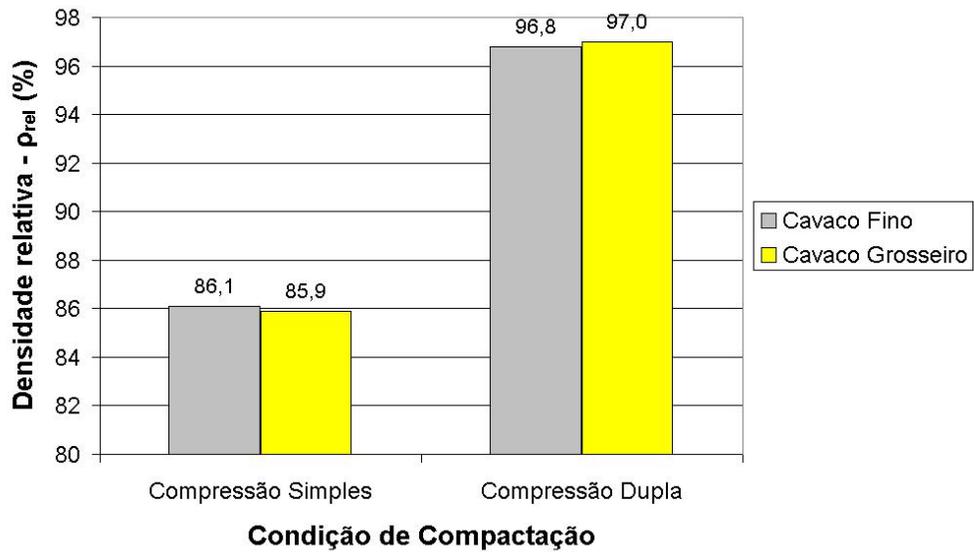


Figura 4.7: Valores médios de densidade relativa dos precursores compactados, em diferentes condições do processo.

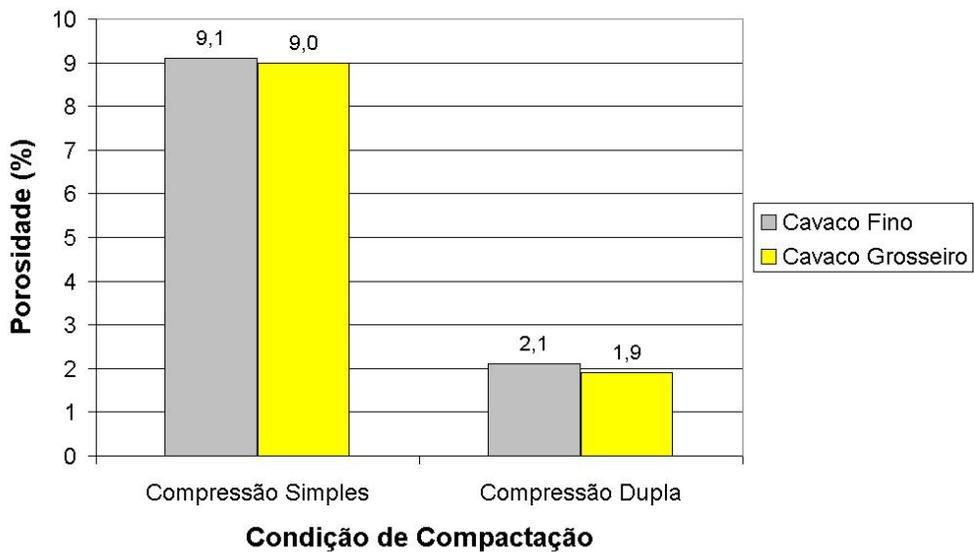


Figura 4.8: Valores médios de nível de porosidade dos precursores compactados, em diferentes condições do processo.

Pode-se observar que a utilização de cavacos finos ou grosseiros praticamente não influencia as características de densidade e porosidade dos compactados, tanto no produto compactado a frio quanto no produto fabricado por dupla compactação. A influência da adicional compactação a

quente, no entanto, produz uma redução na porosidade da ordem de 75%, para precursores fabricados com quaisquer dos tipos de cavaco.

4.2.3 Operação de espumagem

Na operação de espumagem, o gás H_2 gerado pela dissociação do TiH_2 promove expansão do material, o que ocorre de maneira bastante rápida. Foram feitas espumagens livres, sem restrições para a expansão em qualquer direção, e espumagens com o precursor confinado em moldes de quartzo, de modo a prevalecer a expansão na direção do eixo longitudinal da amostra do precursor.

A Figura 4.9 apresenta quadros selecionados de gravação de imagens durante uma operação de espumagem típica, onde se observa a expansão do material; foi neste caso utilizado molde de quartzo, o que restringiu parcialmente a expansão lateral. A Figura 4.10 apresenta foto de precursor e de produto obtido por sua espumagem; pode-se observar uma expansão de cerca de 90% na sua altura e 20% no diâmetro. Estes valores correspondem a uma taxa de expansão de cerca de 25 mm/min. A espumagem livre resultou em amostras com morfologia de gotas, de menor altura e maior diâmetro que os cilindros observados na foto da Figura 4.10(b).

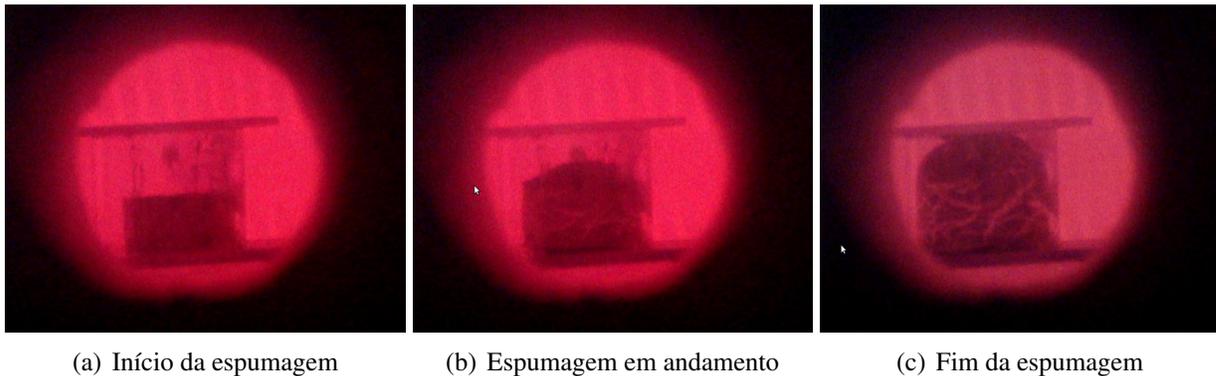


Figura 4.9: Imagens selecionadas do processo de espumagem de precursores AA356 + TiH_2 , em diferentes fases: (a) início da espumagem, (b) espumagem em andamento, (c) fim da espumagem.

Com relação ao procedimento de espumagem, alguns comentários podem ser feitos: o seu sucesso depende da apropriada combinação dos parâmetros temperatura e tempo de espumagem. Excessiva temperatura pode significar a formação de bolhas gasosas no metal no estado totalmente líquido, o que associado com elevados tempos de espumagem, pode permitir a saída das bolhas pela superfície do líquido (uma vez que o processo é feito à pressão atmosférica). A utilização do

metal no estado semi-sólido procura minimizar o problema, permitindo uma maior flexibilidade no tempo de espumagem. Neste caso, a presença da fase sólida na pasta metálica inibe a ascensão das bolhas presentes na fase líquida. Elevados tempos podem ainda proporcionar a coalescência de bolhas no líquido, resultando em poros de grandes dimensões e distribuição menos homogênea.

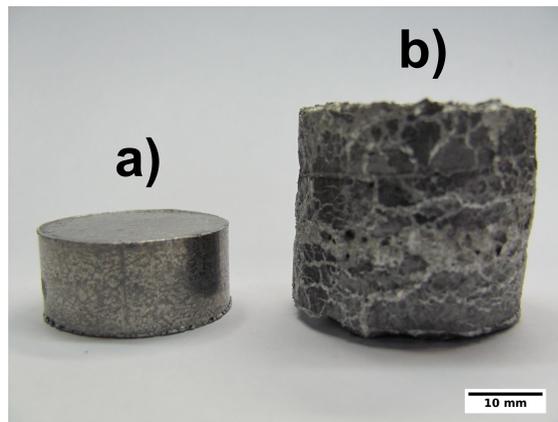


Figura 4.10: Aspecto geral da expansão promovida pela espumagem do precursor compactado: (a) precursor; (b) produto espumado (espumagem em molde, com direção de expansão preferencial paralela ao eixo longitudinal da amostra).

Por outro lado, reduzida temperatura pode promover a formação de gases ainda no precursor sólido e sua perda para a atmosfera através dos poros do material, inviabilizando a formação da espuma independentemente do tempo de espumagem.

Nos trabalhos experimentais não foi observada expansão à temperatura de 590°C previamente estipulada pela análise da variação da f_L com a temperatura da liga em questão. Aumentos graduais da temperatura foram testados, e os melhores resultados foram obtidos quando o precursor foi aquecido a 700°C. Esta temperatura é significativamente superior à $T_{liquidus}$ da liga; no entanto, conforme será observado em item posterior (4.3.5), a microestrutura de paredes celulares nas espumas obtidas é típica de estruturas tixotrópicas, atestando a espumagem em estado semi-sólido. A presença de fase sólida na liga a esta elevada temperatura se deve provavelmente a grande quantidade de superfícies oxidadas dos cavacos.

4.3 Produtos porosos obtidos

4.3.1 Aspectos gerais

Na espumagem de precursores produzidos por compactação simples a frio, não foi observada significativa expansão do material, tanto para precursores fabricados com cavacos finos quanto com cavacos grosseiros; os resultados obtidos apresentaram produtos com reduzida porosidade e densidade próxima à do metal maciço. O fato pode ser atribuído à alta porosidade do agente precursor, como observado anteriormente na Figura 4.6, o que pode ter permitido a perda do gás H_2 gerado pela dissociação do TiH_2 , pelos seus poros, já durante aquecimento da amostra. Foi, então, descartada a utilização destes precursores para a produção de espumas.

A redução da porosidade do agente precursor, proporcionada pela dupla compactação (a frio + a quente), permitiu a produção de espumas de qualidade adequada, conforme resultados apresentados a seguir.

A Figura 4.11 apresenta fotos de típicos produtos porosos produzidos nas duas condições de expansão testadas: expansão livre e expansão direcional. Pode-se observar, no caso da espumagem direcional pelo confinamento do precursor em moldes, uma distribuição macroscopicamente homogênea de poros por todo o volume do material. As dimensões dos poros são variáveis, mas não é observada excessiva coalescência de bolhas gasosas, o que originaria poros de grandes dimensões e elevada dispersão de tamanhos.

No caso da espumagem livre, pode ser notada a presença de poros mais irregulares quanto às dimensões e em menor quantidade, resultando em produto com regiões maciças de maior área. Este resultado se deve, provavelmente, à possibilidade de escape de bolhas pela superfície da espuma em expansão, devido à sua menor altura e à maior área livre total.

Não é observada a formação de camada sólida maciça na base dos produtos, fenômeno resultante da drenagem de líquido das superfícies das bolhas gasosas, por efeito de gravidade. Este fenômeno é freqüente na produção de espumas metálicas por processos de gasagem do metal líquido, segundo amplamente reportado na literatura (GERGELY; CLYNE, 2004; MUKHERJEE *et al.*, 2010); o emprego do metal no estado semi-sólido proporcionou redução significativa (ou mesmo a eliminação) da drenagem do metal líquido, devido à elevada viscosidade do metal no estado de

pasta tixotrópica.

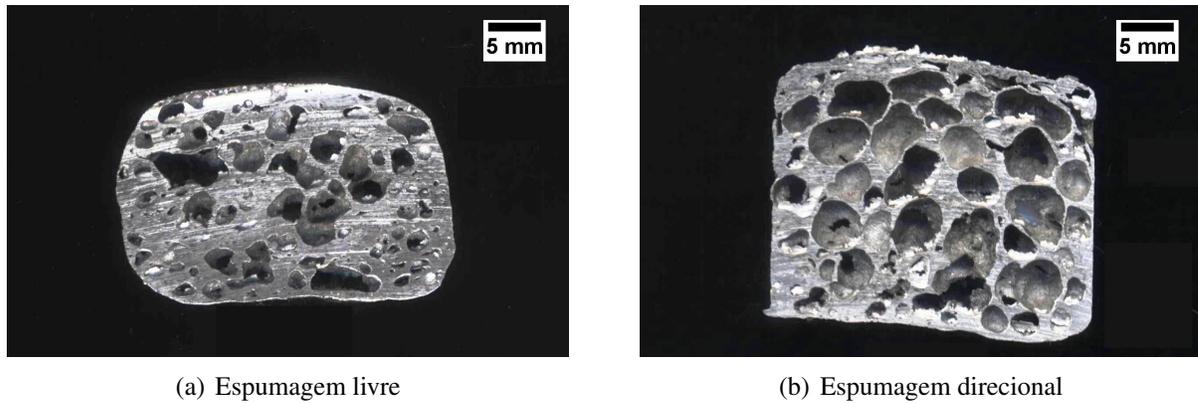


Figura 4.11: Aspecto geral de típicas espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de compactados de misturas de cavaco + TiH_2 (a) espumagem livre; (b) espumagem confinada em molde (direcional). Seções transversais.

A inspeção apenas visual dos produtos obtidos nas diferentes condições de espumagem não permitiu diferenciar amostras obtidas a partir de precursores fabricados com cavacos finos ou grosseiros.

4.3.2 Qualidade interna

Para avaliação da qualidade interna dos produtos porosos produzidos, estes foram submetidos à tomografia de raios-X. Resultados típicos são mostrados nas Figuras 4.12 e 4.13, para, respectivamente, espumas produzidas a partir de cavacos grosseiros e a partir de cavacos finos.

Pode-se observar em todas as seções dos produtos obtidos, tanto a partir de cavacos finos como a partir de cavacos grosseiros, uma homogênea dispersão de vazios, que apresentam dimensões também aceitavelmente homogêneas. Não são notados defeitos significativos relacionados a poros de grandes dimensões, paredes metálicas de excessiva espessura, ausência de regiões porosas, etc.

Os produtos obtidos podem ser considerados de qualidade aceitável. A maioria das amostras produzidas apresentou resultados semelhantes; amostras com defeitos internos foram descartadas.

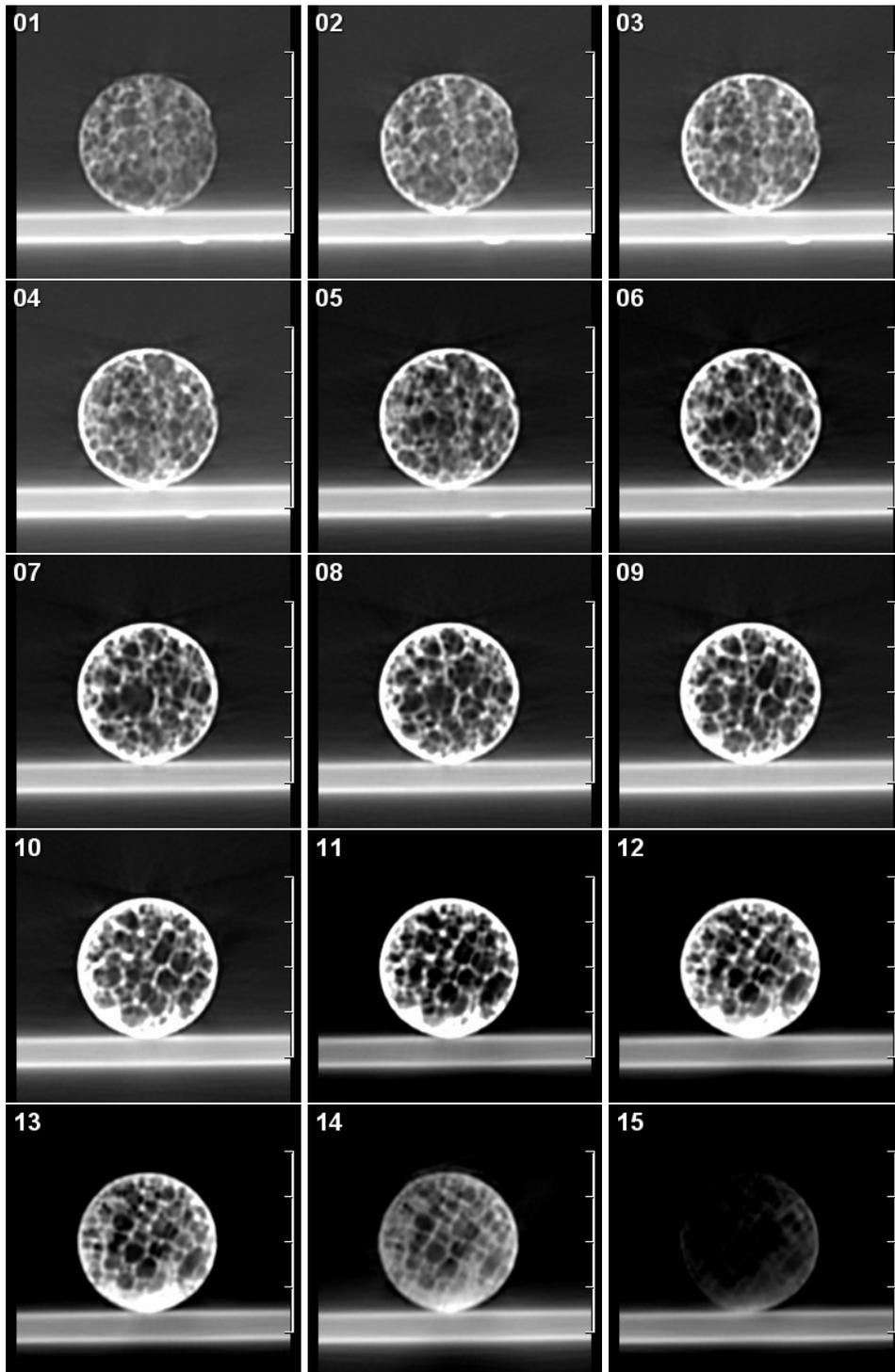


Figura 4.12: Resultado típico de tomografia por raios-X de amostras de espumas da liga AA356 fabricadas a partir de cavacos grosseiros; seções transversais a partir do topo (1) até a base (15) da amostra. Amostra obtida por espumagem direcional.

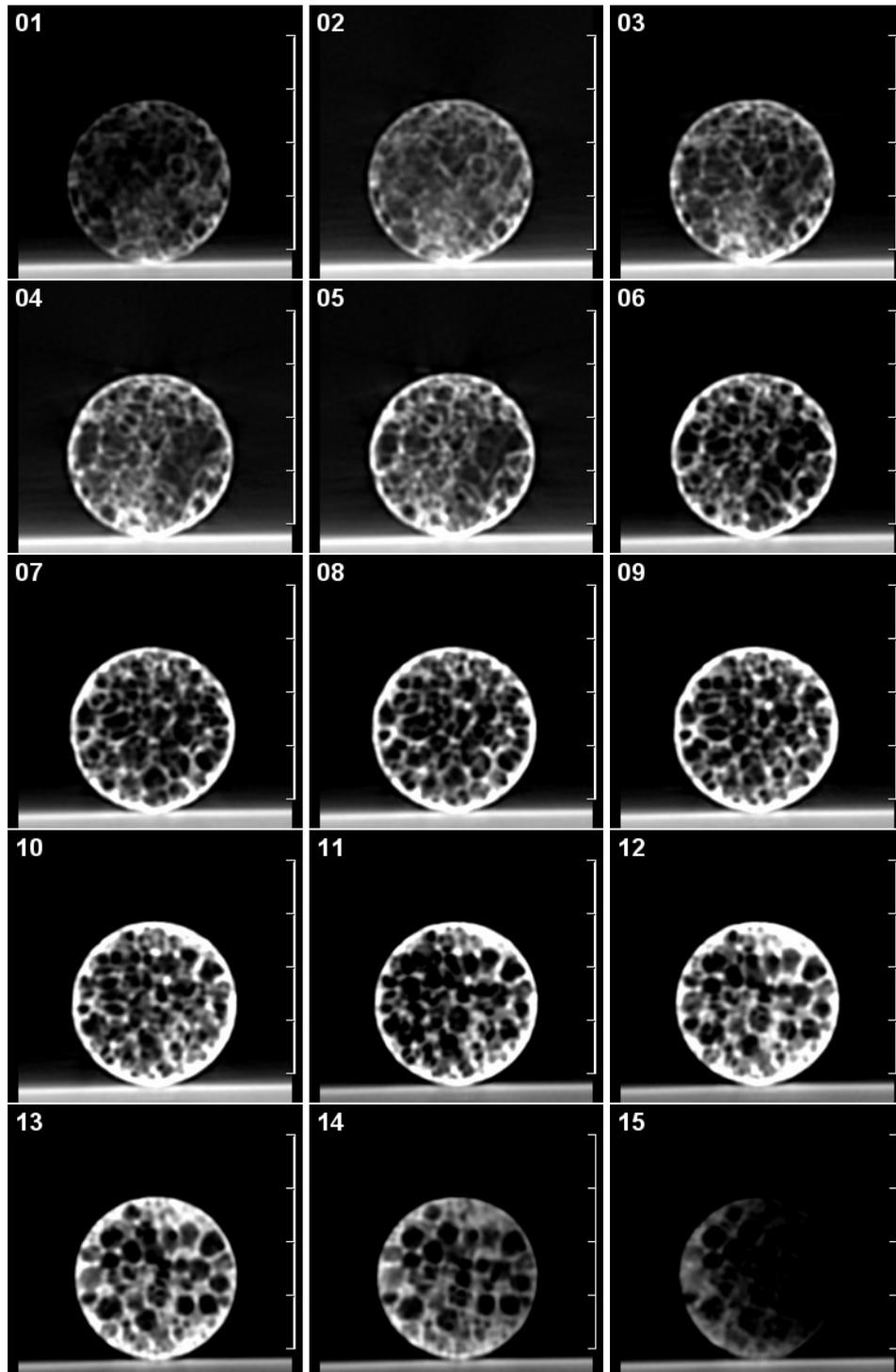


Figura 4.13: Resultado típico de ensaio de tomografia por raios-X das amostras de espumas da liga AA356 fabricadas a partir de cavacos finos; seções transversais a partir do topo (1) até a base (15) da amostra. Amostra obtida por espumagem direcional.

A partir das imagens de planos paralelos de uma mesma amostra, foi reconstruída em 3D a imagem do volume todo da amostra. Para esta análise, foi utilizado o *software* INVESALIOUS 3.0 e um resultado típico da mesma pode ser observado na Figura 4.14. Esta imagem auxilia a visualização da distribuição dos poros no produto. Pode-se observar a distribuição homogênea de poros no volume do material.

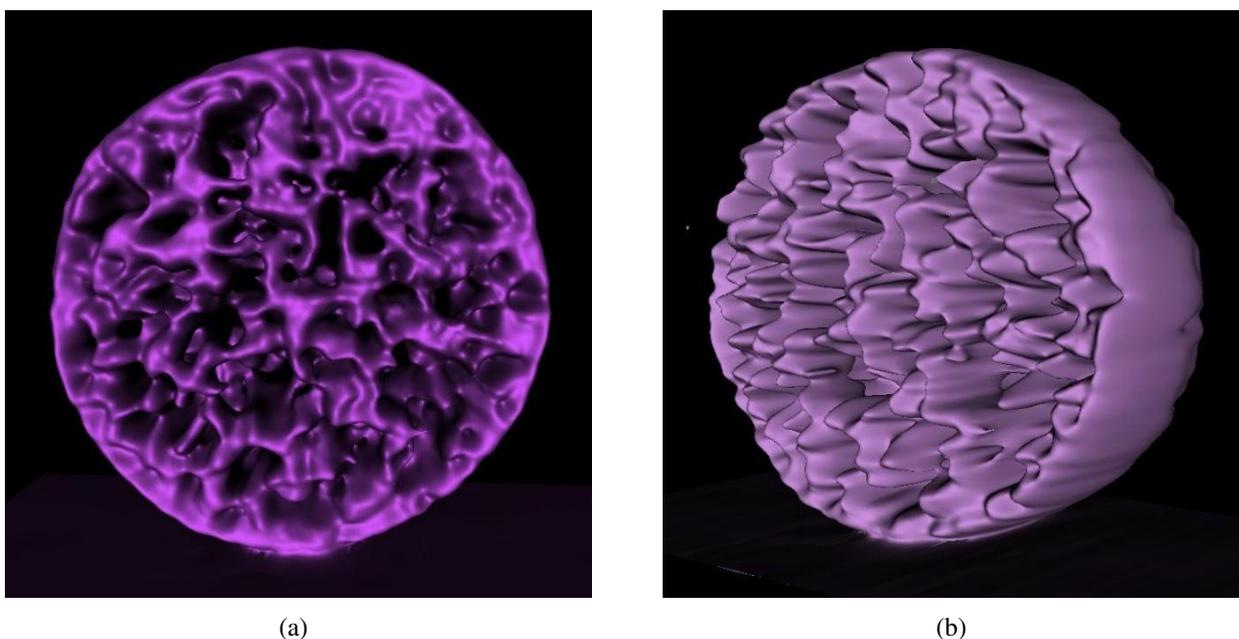


Figura 4.14: Aspecto geral da reconstrução 3D de uma espuma metálica a partir do processamento de imagens obtidas por tomografia de raios-X. (a) Vista frontal; (b) Vista lateral.

4.3.3 Densidade e teor de porosidade

As densidades e porosidades médias dos produtos porosos produzidos nas diferentes condições de processamento, e medidas por picnometria a gás He, são apresentadas na Tabela 4.3. Para melhor visualização dos efeitos das condições de processo nos parâmetros medidos, os resultados são apresentados graficamente nas Figuras 4.15 e 4.16.

Tabela 4.3: Valores médios de densidade relativa e teor de porosidade das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo.

| Condição | | ρ_{real} (g/cm ³) | ρ_{rel}^* (%) | Porosidade (%) |
|------------------|----------------------|------------------------------------|--------------------|----------------|
| Cavaco Fino | Espumagem livre | 0,95 ± 0,17 | 35,61 ± 0,06 | 61,81 ± 7,38 |
| | Espumagem direcional | 0,75 ± 0,06 | 28,02 ± 0,02 | 70,35 ± 2,19 |
| Cavaco Grossoiro | Espumagem livre | 0,93 ± 0,09 | 34,98 ± 0,03 | 62,04 ± 3,89 |
| | Espumagem direcional | 0,77 ± 0,04 | 28,85 ± 0,01 | 69,47 ± 1,56 |

* $\rho_s = 2,67$ g/cm³ (ROOY, 1993)

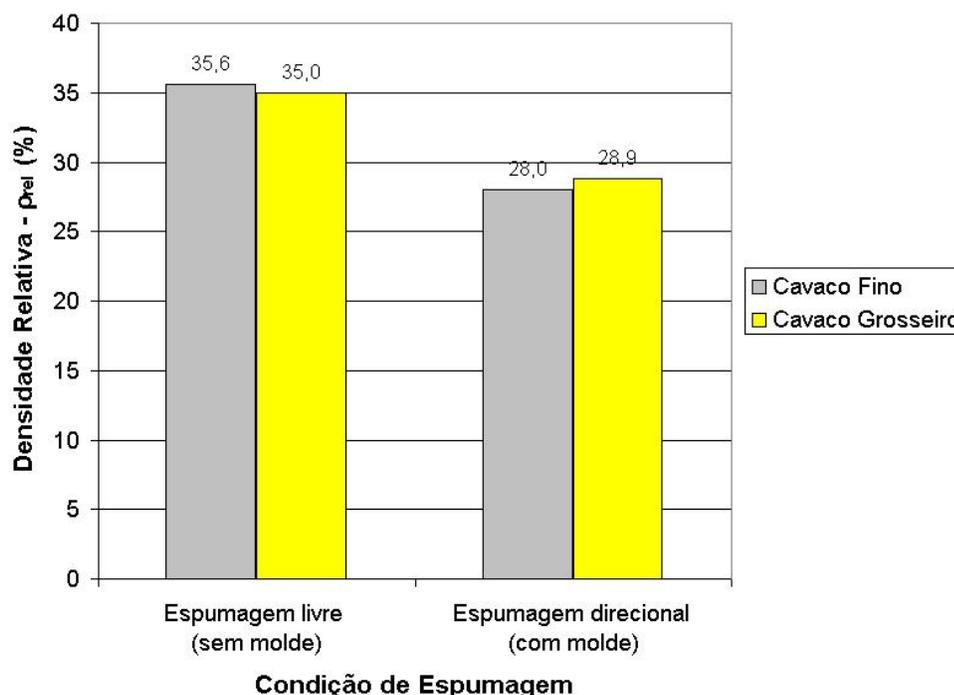


Figura 4.15: Valores médios de densidade relativa das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo.

Pode-se observar, no caso de espumagem direcional, valores de densidade relativa e porosidade da ordem de 35% e 70%, respectivamente; enquanto no caso da espumagem livre, valores de densidade relativa da ordem de 28% e porosidade da ordem de 60% são observadas. Como comentado anteriormente, a espumagem livre tende a possibilitar maior perda de bolhas gasosas no processo de espumagem, resultando em produtos mais densos.

Não se observa efeito significativo das dimensões dos cavacos empregados nas densidades e porosidades das espumas produzidas, tanto no caso de espumagem livre quanto no caso de espumagem direcional.

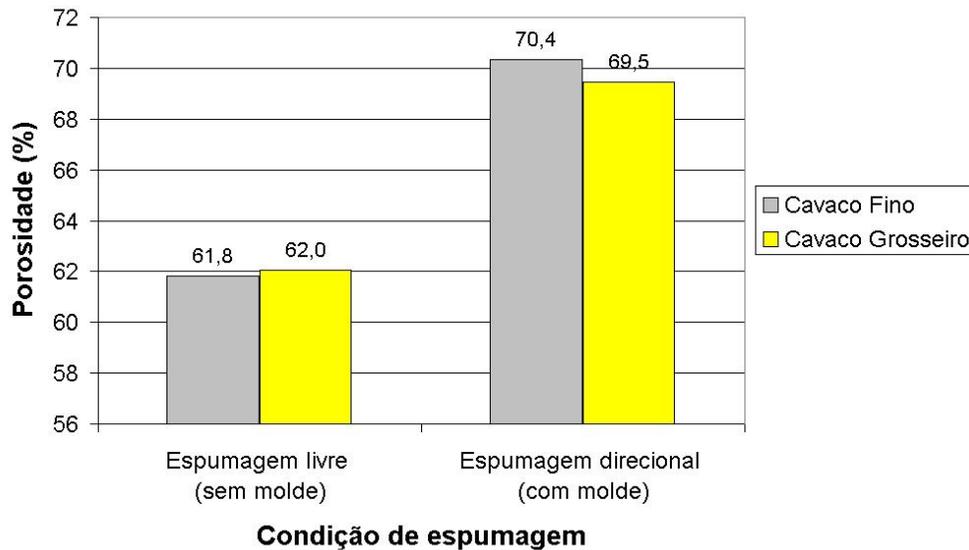


Figura 4.16: Valores médios de teor de porosidade das espumas da liga AA356 produzidas por espumagem de precursores compactados, em diferentes condições de processo.

De maneira geral, são considerados materiais celulares aqueles que apresentam densidade de, no máximo, 30% do valor da densidade do material maciço; valores superiores não caracterizam o material como celular (DEGISCHER, 2002). Portanto, a espumagem livre não se mostrou apropriada, no caso estudado, para a produção de espumas de baixa densidade.

4.3.4 Caracterização quantitativa da arquitetura de poros

A arquitetura de um material celular é caracterizada pela distribuição de seus vazios internos, suas dimensões e morfologia, bem como da distribuição física da parte contínua maciça - as paredes metálicas das células ocas. Utilizando as imagens geradas por tomografia de raios-X de seções transversais paralelas das amostras de espumas produzidas, foi possível quantificar parâmetros da arquitetura do material. Os resultados obtidos são apresentados numericamente na Tabela 4.4 e graficamente na Figura 4.17.

Como pode ser observado, a granulometria do cavaco utilizado na fabricação das espumas metálicas não influencia de maneira significativa os parâmetros de qualidade estrutural do produto obtido. Além disso, alguns valores medidos apresentam dispersão relativamente alta, o que reflete

um certo grau de heterogeneidade das características do material produzido. De fato, materiais celulares são considerados "materiais intrínsecamente heterogêneos"(SIMANCIK, 2002), principalmente os fabricados por espumagem, dada a dificuldade de controle do processo de formação e evolução de bolhas gasosas dentro de um líquido.

Tabela 4.4: Valores médios de parâmetros estruturais das espumas da liga AA356 produzidas.

| Parâmetro Estrutural | | Condição | |
|----------------------|---------------------------|-------------|------------------|
| | | Cavaco Fino | Cavaco Grossoiro |
| Poros | Área (mm ²) | 5,4 ± 3,1 | 5,8 ± 3,5 |
| | Diâmetro equivalente (mm) | 2,5 ± 0,7 | 2,6 ± 0,8 |
| | Diâmetro de Feret (mm) | 2,4 ± 1,1 | 2,7 ± 1,5 |
| | Perímetro (mm) | 7,1 ± 4,3 | 6,5 ± 4,2 |
| | Circularidade | 0,7 ± 0,2 | 0,8 ± 0,2 |
| Paredes metálicas | Espessura (mm) | 1,2 ± 0,4 | 1,2 ± 0,4 |

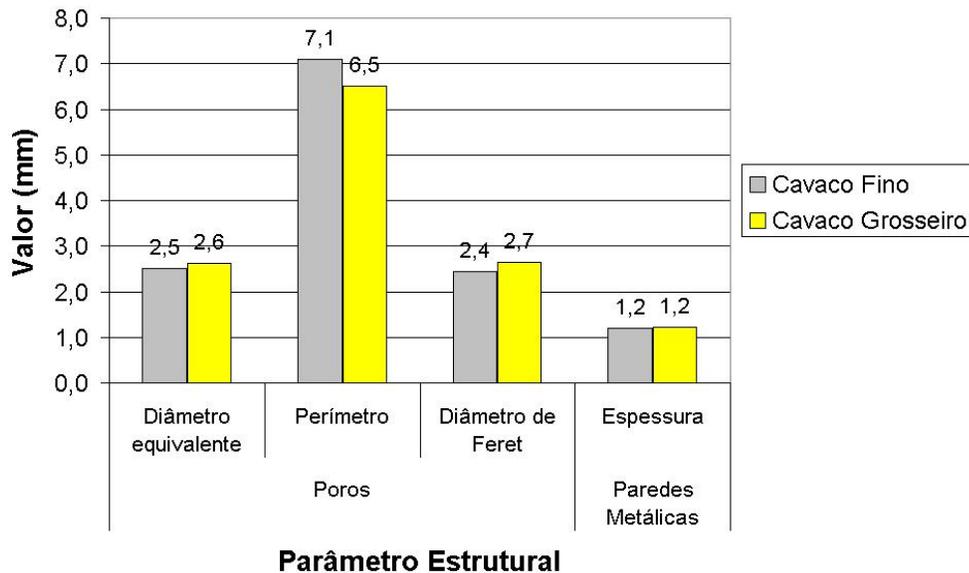


Figura 4.17: Gráfico geral de valores médios de parâmetros da estrutura interna das espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições.

A área média dos poros medida apresenta valores de 5,4 mm² para cavaco fino e 5,8 mm² para cavaco grosseiro, o que representa diâmetros equivalentes de 2,5 e 2,6 mm, respectivamente. A dispersão encontrada nos valores de área provém das medidas feitas computacionalmente, apresentando-se maior do que aquelas obtidas para o diâmetro equivalente. O diâmetro equivalente é, no entanto,

calculado a partir das medidas de área, o que significa que ambos os parâmetros possuem dispersão equivalente.

O diâmetro de Feret médio dos poros apresenta valores semelhantes ao seu diâmetro equivalente, sendo 2,4 mm para amostras de cavaco fino e 2,7 mm para aquelas fabricadas com cavaco grosseiro. A proximidade destes valores pode ser explicada pela boa homogeneidade de geometria dos poros do material, o qual apresentou circularidade em torno de 0,8 para ambas as condições de estudo. A maior dispersão dos valores médios de diâmetro de Feret pode ser explicada pela influência direta da geometria dos poros sobre esta grandeza, a qual pode assumir altos valores em poros mais achatados, por exemplo.

O perímetro médio dos poros assumiu valores de 7,1 mm para cavaco fino e 6,5 mm para cavaco grosseiro. Este parâmetro está diretamente ligado à área porosa, porém depende também da geometria de cada poro. Desta forma, área e perímetro apresentam dispersões equivalentes.

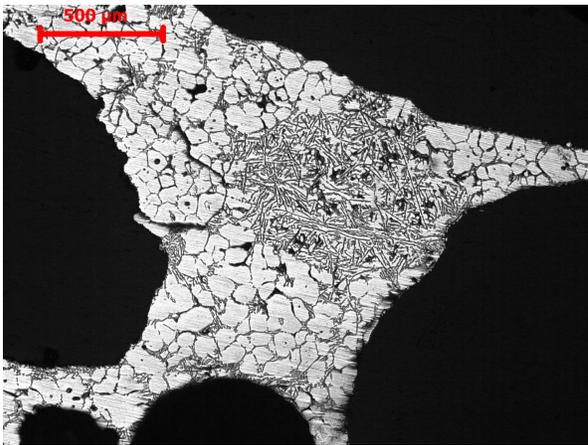
A espessura média das paredes metálicas apresenta valores em torno de 1,2 mm para ambos os casos, o que expressa novamente a não interferência da granulometria dos cavacos utilizados na qualidade interna do produto.

4.3.5 Caracterização metalúrgica

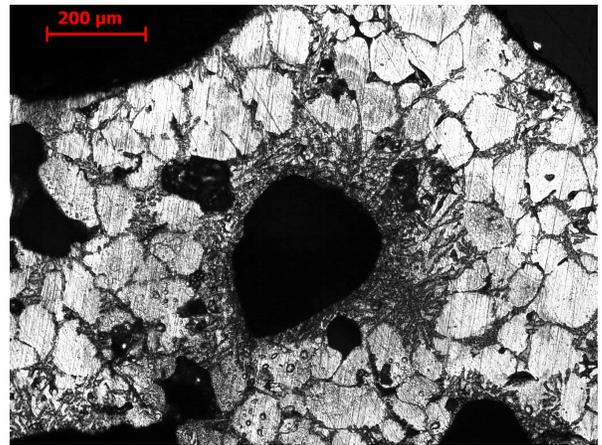
As propriedades de um material celular, principalmente as propriedades mecânicas, dependem não somente da sua arquitetura, isto é, da configuração espacial de poros e paredes metálicas, mas também das propriedades intrínsecas da liga metálica utilizada. Assim, dependem das características metalúrgicas das paredes metálicas que separam os vazios, em particular sua microestrutura.

A Figura 4.18 apresenta microestruturas típicas de paredes metálicas das espumas produzidas.

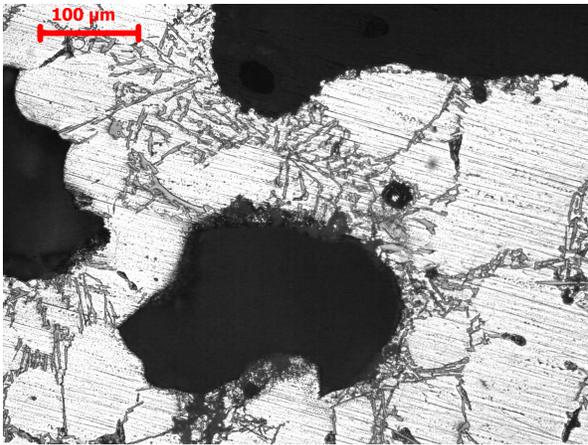
Foi possível observar microestruturas semelhantes para todas as espumas produzidas, independentemente das dimensões do cavaco empregado e da condição de espumagem (livre ou direcionada em molde). Adicionalmente, não foi observada variação da microestrutura ao longo da seção transversal ou longitudinal das amostras.



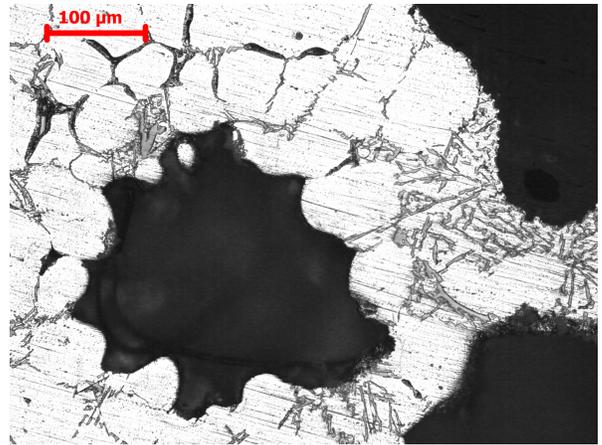
(a) Aumento 50x



(b) Aumento 100x



(c) Aumento 200x



(d) Aumento 200x

Figura 4.18: Microestruturas típicas de paredes das espumas metálicas da liga AA356 produzidas. MO.

Pode-se observar nas micrografias, estruturas constituídas de fase α com morfologia globular, e fase eutética $\alpha + \text{Si}$ entre os glóbulos da fase primária. Esta estrutura é típica de pastas tixotrópicas, indicando que durante o processo não houve total fusão da liga. Assim, a espumagem se deu no estado semi-sólido e não no estado líquido. Pela análise das micrografias pode ser estimada a fração líquida presente na pasta à temperatura de espumagem, uma vez que o produto foi rapidamente solidificado ao ser retirado do forno após finda a expansão: a fase líquida então presente se solidifica rapidamente entre os glóbulos da fase primária, gerando a fase não globular presente na microestrutura; portanto, a quantificação desta fase indica o teor de líquido presente. Esta análise fornece um valor da ordem de 70% líquido. De acordo com a Figura 4.3, que indica a variação da fração líquida com a temperatura para a liga AA356 no seu intervalo de solidificação, esta fração líquida ocorre à temperatura de cerca de 590°C. Como também já comentado, o termopar de con-

trole posicionado junto à superfície externa da amostra durante a espumagem acusou expansão à temperatura de 700°C; esta discrepância pode ser atribuída à grande quantidade de óxidos presentes no material, por se tratar de cavacos, com elevado valor de área superficial oxidada, como já comentado.

A espumagem ocorreu, portanto, no estado semi-sólido, com a formação de bolhas gasosas na fase líquida. Não são observados poros ocluídos na fase primária α , e sim conforme claramente observado nas Figuras 4.18(b), (c) e (d), poros expandidos ocluídos entre glóbulos da fase primária sólida. Pode-se observar algumas regiões como a mostrada na Figura 4.18(b) poros cercados por uma grande quantidade de fase eutética α -Si, indicando a formação da bolha gasosa na fase líquida rica em Si.

Os glóbulos da fase α das pastas tixotrópicas apresentam pequenas dimensões (diâmetros da ordem de $50\mu\text{m}$). Com base na microestrutura típica dos cavacos empregados, apresentada na Figura 3.9, pode-se discutir os fenômenos envolvidos na modificação da estrutura durante o aquecimento e espumagem. A microestrutura do cavaco apresenta elevada deformação plástica, como visto na Figura 3.9, resultado do processo de fresamento a que o material foi submetido; durante o aquecimento, esta estrutura pode sofrer recristalização com a formação de novos grãos no interior da fase primária em regiões de alta deformação, como em raízes de ramos dendríticos dobrados em relação ao ramo principal; o subsequente aquecimento acima da $T_{solidus}$ promove a fusão da fase eutética e, portanto, o surgimento de líquido nos contornos de grãos e de dendritas originais. Nesta situação, se a seguinte condição energética for estabelecida,

$$\gamma_{cr} > 2\gamma_{sl} \quad (4.1)$$

onde:

γ_{cr} = energia de contorno de grão recristalizado

γ_{sl} = tensão superficial sólido/líquido

ocorre penetração de líquido nos contornos recristalizados, separando os novos grãos ou ramos dendríticos dobrados, para a fase líquida, onde se constituem nos grãos ou glóbulos equiaxiais. Estas partículas separadas constituem a fase sólida da pasta; apresentam morfologia globular e pequenas dimensões devido ao reduzido tempo de residência à elevada temperatura. A estrutura resultante é típica de processos de obtenção de pastas metálicas tixotrópicas, por recristalização de estruturas previamente deformadas. A Figura 4.19 apresenta esquematicamente o modelo das transformações

envolvidas (ROBERT, 2006).

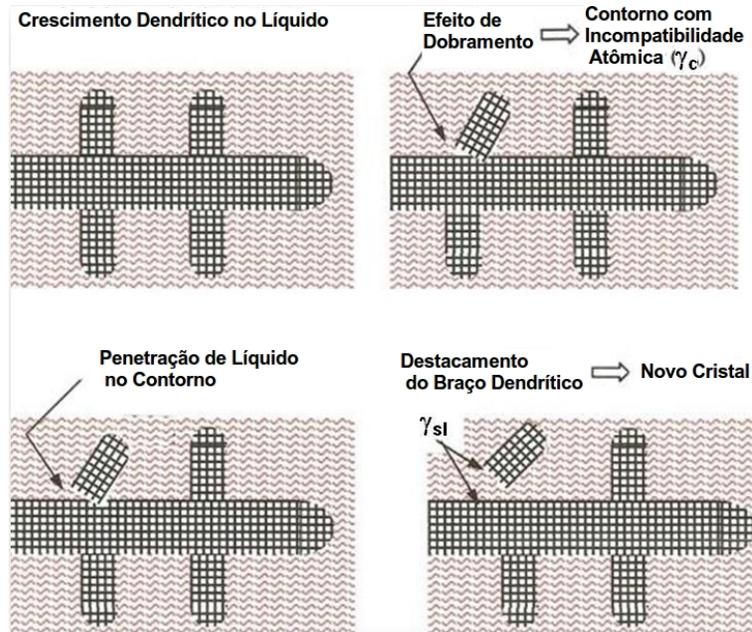
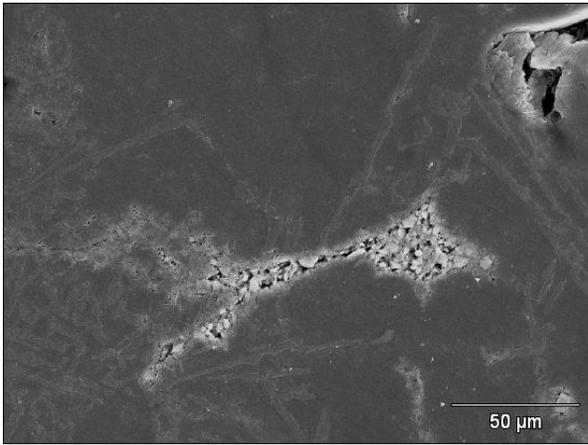


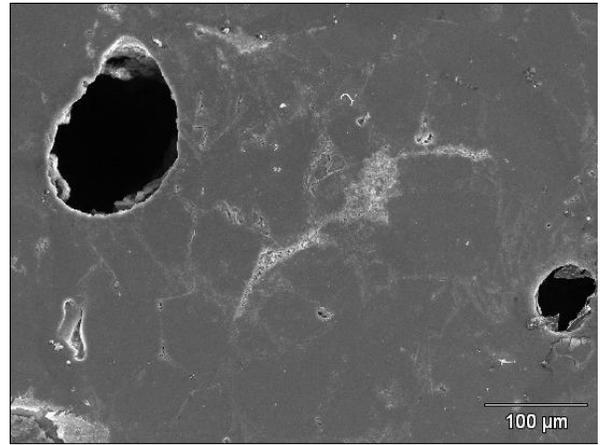
Figura 4.19: Esquema representativo do mecanismo de separação de ramos dendríticos deformados, por penetração de líquido em contornos recrystalizados de alto ângulo. Adaptado de Robert (2006).

A microestrutura das paredes celulares foi ainda analisada por MEV. Resultados típicos obtidos são apresentados nas Figuras 4.20, 4.21 e 4.22.

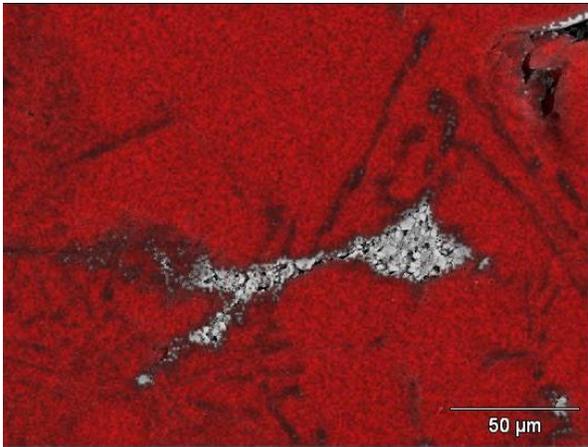
Na Figura 4.20 pode ser observada a ocorrência de aglomerados de partículas discretas de pequenas dimensões no interior das paredes das células. Estes aglomerados aparecem aleatoriamente e são ricos no elemento Ti, como pode ser observado pela varredura da estrutura por EDX, como mostrado na Figura 4.20(e) e (f). Resultados de microanálises em partículas destes aglomerados mostram elevado teor de Ti em sua composição, conforme apresentado na Figura 4.21, indicando que se trata de partículas de TiH_2 que não sofreram dissociação durante aquecimento, provavelmente por estarem mecanicamente inseridas na matriz da liga AA356 por efeito do processo de mistura e compactação empregados para a produção do precursor.



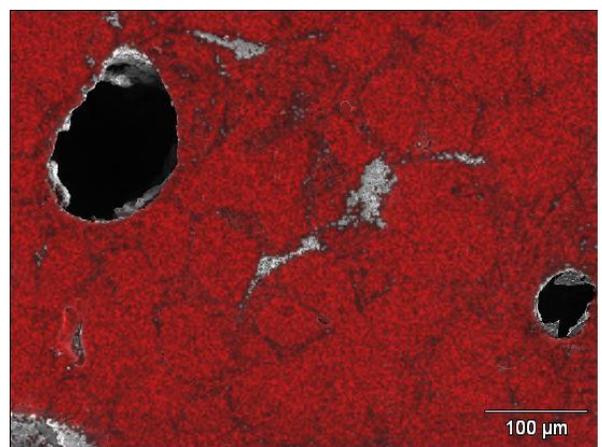
(a) Aumento 500x



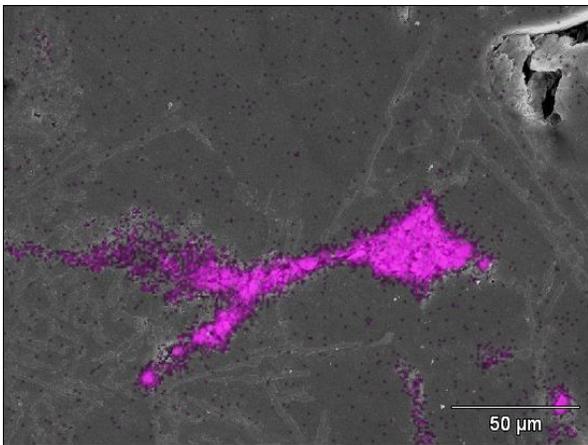
(b) Aumento 200x



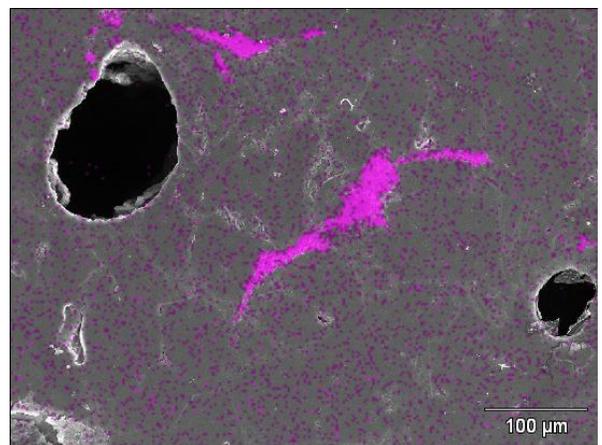
(c) Aumento 500x



(d) Aumento 200x

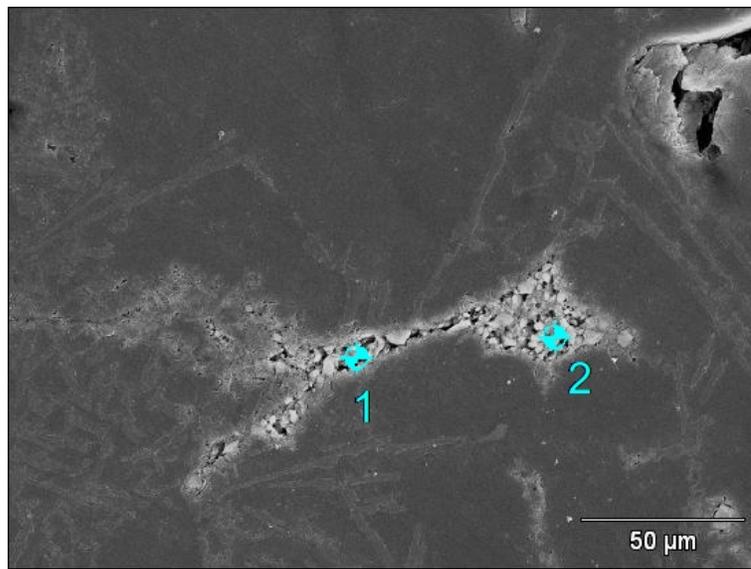


(e) Aumento 500x

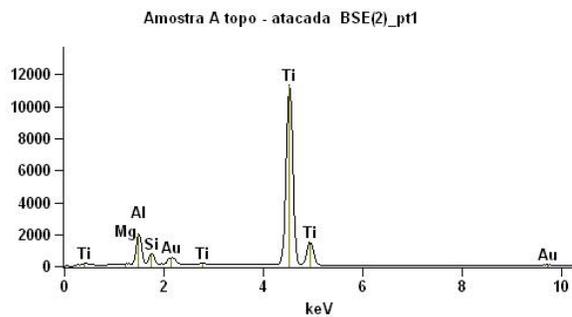


(f) Aumento 200x

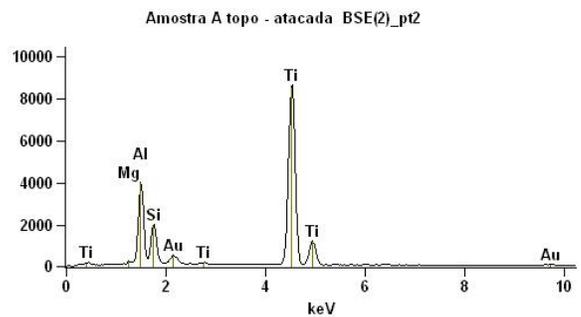
Figura 4.20: (a) e (b) Microestrutura de parede celular de espuma da liga AA356. MEV.(c) e (d) EDX para Al; (e) e (f) EDX para Ti.



(a)



(b) Ponto 1



(c) Ponto 2

Figura 4.21: Microestrutura de paredes celulares de espumas da liga AA356 produzidas (MEV). Detalhe de partículas observadas: (a) microestrutura; (b) e (c) microanálise dos pontos indicados.

Na Figura 4.22 é apresentado detalhe de região da parede celular próxima a um poro: não se nota particular enriquecimento da matriz de Al pelo Ti, junto às bordas do poro, indicando uma rápida difusão deste elemento na liga quando da sua geração pela dissociação do TiH_2 .

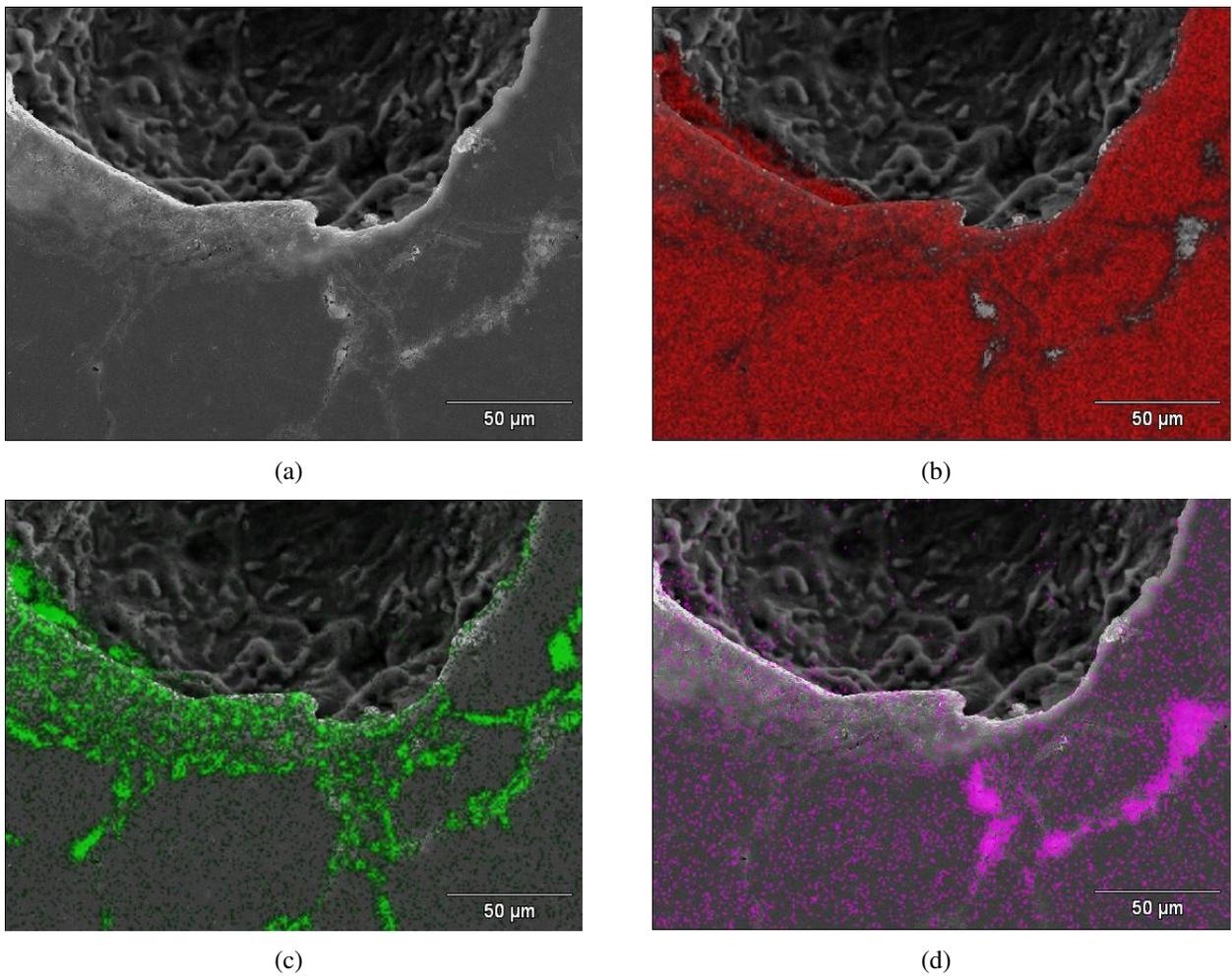


Figura 4.22: (a) Microestrutura de paredes celulares de espumas da liga AA356 produzidas, com detalhe de região próxima a poros (MEV); (b) EDX para Al, (c) EDX para Si e d) EDX para Ti.

A presença de aglomerados de partículas do agente espumante no interior das paredes celulares indica comprometimento de sua eficiência como provedor de gases; além disto, poder interferir no comportamento mecânico da parede da célula e como consequência, do material celular.

4.3.6 Caracterização das propriedades mecânicas em compressão

Avaliação teórica

Para a caracterização das propriedades mecânicas em compressão das espumas produzidas, foram feitos testes semi-estáticos de compressão. Inicialmente, porém, foram calculados, com base nos modelos matemáticos propostos por Ashby *et al.* (2000d) apresentados na seção 2.3.2, os parâmetros teóricos para o seu comportamento mecânico. Para tal, foram utilizados dados reais do produto obtido (sua densidade) e da liga maciça AA356, além de índices de correção que puderam ser obtidos da literatura.

A Tabela 4.5 apresenta os resultados obtidos. Como pode ser observado, o módulo de *Young* (E) apresenta valores relativamente baixos, variando de cerca de 8.500 MPa até 10.300 MPa, sendo os valores mais elevados os obtidos para amostras fabricadas a partir de cavaco fino. Este comportamento se deve à diferença existente entre os valores de densidade relativa das duas classes de amostras: tendência à menor densidade para o cavaco grosseiro resulta em menor valor do módulo de *Young*.

Para a tensão de compressão, os valores máximos obtidos variam de 16,9 a 18,9 MPa, enquanto seu limite inferior oscila entre 5,6 e 6,3 MPa, com tendência ao aumento com o aumento da densidade do material.

A tensão do platô σ_{pl} estimada para as amostras em questão varia entre 10,1 e 12,1 MPa. Estes valores, no entanto, apresentam-se ligeiramente superiores nas amostras fabricadas com cavaco fino, novamente indicando um aumento da propriedade com o aumento da densidade do material.

A deformação de densificação (ϵ_D) apresenta considerável dispersão entre seus limites superiores e inferiores. Seus valores máximos variam de 56,4 a 62,2%, enquanto seus limites inferiores variam de 37,7 a 46,1%. Estes valores são dependentes da densidade relativa do material e representam o comprimento real do platô formado: o aumento da densidade leva à redução da deformação de densificação.

A partir dos valores de módulo de *Young* e σ_c obtidos, foi calculada a deformação de início do platô (ϵ_o) através da Lei de Hooke, conforme apresentado na equação 2.3. Os valores obtidos foram

bastante baixos, reflexo dos elevados valores de E calculados. O início máximo do platô estimado é, portanto, da ordem de 0,20%, o que indica um pico de deformação elástica bastante acentuado no início do ensaio.

Os valores de σ_{pl} , ϵ_o e ϵ_D calculados foram utilizados para estimar a energia absorvida por unidade de volume (E_V), segundo a equação 2.8. Foram obtidos valores mínimos e máximos na ordem de 460 e 650 kJ/m³ respectivamente; os valores de E_V tendem a aumentar com a redução da densidade relativa.

Como resultado geral da estimativa teórica das propriedades de compressão das espumas produzidas, foi observada tendência de aumento de E , σ_c e σ_{pl} com o aumento da densidade relativa das espumas (fabricadas preferencialmente com cavacos finos) e tendência ao aumento de ϵ_D e E_V com a redução da densidade relativa das mesmas (fabricadas preferencialmente com cavacos grossiros). Não foram observadas grandes variações nos valores calculados para ϵ_o . Em comparação com o metal maciço, as espumas apresentam E e σ_c da ordem de 87% e entre 89 e 97% menores, respectivamente.

Tabela 4.5: Estimativa teórica de propriedades mecânicas sob compressão das espumas metálicas produzidas; segundo modelos de (ASHBY *et al.*, 2000d)

| Propriedade Mecânica | | Condições e Amostras | | | | | | | |
|--|---------------------------|----------------------|---------|---------|--------|------------------|--------|-------|-------|
| | | Cavaco Fino | | | | Cavaco Grossoiro | | | |
| | | CF1 | CF2 | CF3 | Média | CG1 | CG2 | CG3 | Média |
| ρ_{rel}^* (%) | | 28,3 | 31,1 | 31,1 | 30,2 | 30,2 | 27,0 | 27,0 | 28,0 |
| E (MPa)($\alpha_2 = 1$) ¹ ** | | 9034,5 | 10275,2 | 10275,2 | 9862,8 | 9859,8 | 8491,5 | 8489 | 8947 |
| σ_c (MPa) ² *** | Min ($n_1 = 0, 1$) | 5,9 | 6,3 | 6,3 | 6,2 | 6,2 | 5,6 | 5,6 | 5,8 |
| | Max ($n_1 = 0, 3$) | 17,6 | 18,9 | 18,9 | 18,5 | 18,5 | 16,9 | 16,9 | 17,5 |
| σ_{pl} (MPa)($\phi = 0,7$) ³ | | 10,7 | 12,1 | 12,1 | 11,6 | 11,6 | 10,1 | 10,1 | 10,6 |
| ϵ_D (%) ⁴ | Min ($\alpha_1 = 2$) | 43,5 | 37,7 | 37,7 | 39,6 | 39,6 | 46,1 | 46,1 | 43,9 |
| | Max ($\alpha_1 = 1, 4$) | 60,4 | 56,4 | 56,4 | 57,7 | 57,7 | 62,2 | 62,2 | 60,7 |
| ϵ_o (%) ⁵ | Min ($\sigma_c Min$) | 0,07 | 0,06 | 0,06 | 0,06 | 0,06 | 0,07 | 0,07 | 0,06 |
| | Max ($\sigma_c Max$) | 0,19 | 0,18 | 0,18 | 0,19 | 0,19 | 0,20 | 0,20 | 0,20 |
| E_V (kJ/m ³) ⁶ | Min | 465,4 | 456,2 | 456,2 | 459,4 | 459,4 | 465,6 | 465,6 | 465,3 |
| | Max | 646,3 | 682,4 | 682,4 | 669,3 | 669,3 | 628,2 | 628,2 | 643,4 |

* $\rho_s = 2,67$ g/cm³; ** $E_s = 72400$ MPa; *** $\sigma_{c,s} = 195$ MPa (ROOY, 1993)

1 - Equação 2.4; 2 - Equação 2.5; 3 - Equação 2.6; 4 - Equação 2.7

5 - $\epsilon_o = \sigma_c/E$; 6 - Equação 2.10

Resultados experimentais

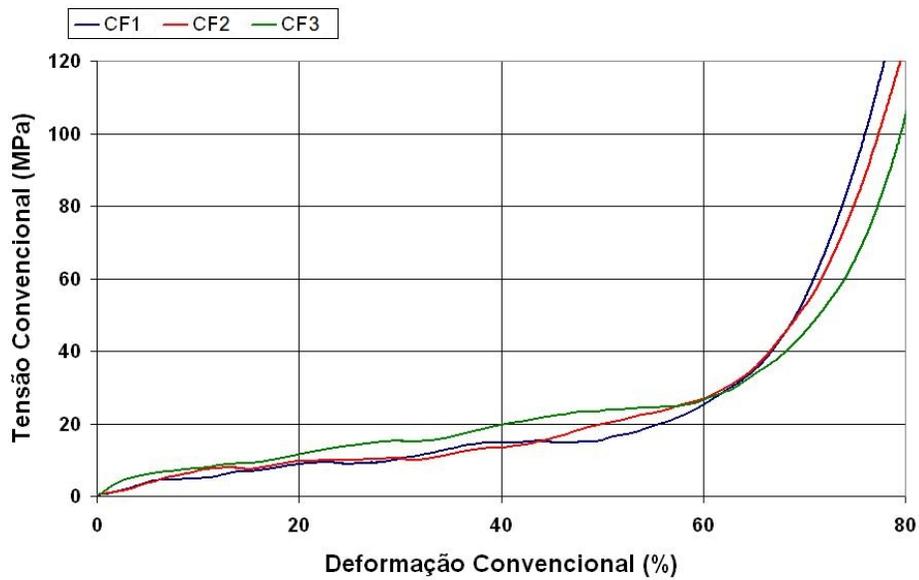
Após avaliação teórica das propriedades mecânicas em compressão de amostras de espumas da liga AA356 produzidas, as mesmas amostras foram submetidas a ensaios semi-estáticos; as curvas tensão-deformação resultantes são apresentadas na Figuras 4.23.

Pode-se observar, de maneira geral para todas as amostras ensaiadas, um comportamento típico de materiais celulares: as curvas tensão-deformação apresentam uma região de deformação plástica acentuada, com elevadas deformações a baixas tensões, configurando um platô bem definido, seguida de uma região com elevada variação da tensão associada a menores deformações, no final do processo, caracterizando a região de densificação.

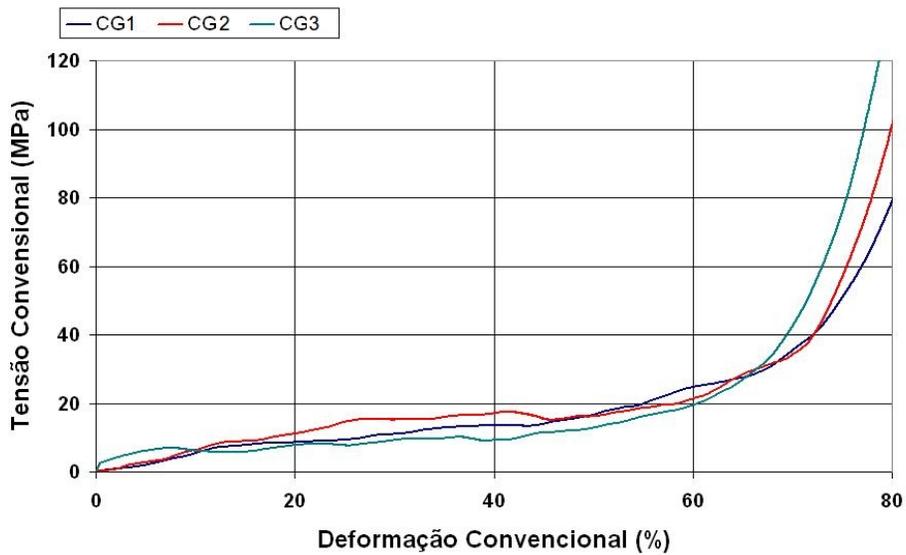
As curvas obtidas para todas as amostras se apresentam com comportamento bastante similar, indicando boa repetibilidade de resultados como consequência da homogeneidade estrutural dos diferentes produtos obtidos. Este resultado indica a efetiva reprodutibilidade do processo de fabricação, o que garante a consistência do produto obtido.

Nas curvas obtidas para todas as amostras testadas, o regime elástico se apresenta muito pequeno, sendo difícil a precisão da variação tensão-deformação para a determinação do módulo de *Young* das espumas ensaiadas. Aparentemente, a precisão necessária no ensaio para identificar este regime propriamente, bem como estimar o seu módulo de *Young* graficamente parece ser maior em espumas metálicas do que em materiais maciços. Provavelmente isto se dá devido ao alto grau de deformação que estes materiais sofrem sob compressão. Sendo assim, o resultado do ensaio sofre interferência sensível da rigidez do equipamento utilizado, afetando principalmente o início do regime elástico (CETLIN, 1979). Precisão suficiente para determinar com clareza os parâmetros elásticos do material pode ser conseguida com a realização de técnicas mais sofisticadas de ensaio envolvendo, por exemplo, a utilização de um extensômetro multi-ponto (MOTZ; PIPPAN; KRISZT, 2002).

As curvas obtidas para as espumas testadas no trabalho não apresentam um ponto definido de início do platô, o que dificulta a determinação da tensão de compressão e da própria tensão do platô. Uma maneira de se determinar o início do platô de deformação plástica em amostras que não apresentam um pico inicial de deformação, e nem um regime plástico de tensão suficientemente constante, consiste em considerar o primeiro ponto de linearidade horizontal da curva como sendo σ_{pl} inicial (MOTZ; PIPPAN; KRISZT, 2002).



(a) Amostras de espumas fabricadas a partir do cavaco fino



(b) Amostras de espumas fabricada a partir do cavaco grosseiro

Figura 4.23: Curvas tensão-deformação resultantes de ensaios semi-estáticos de compressão para as espumas da liga AA356 fabricadas a partir de (a) cavaco fino e (b) cavaco grosseiro.

Com o aumento da deformação, a influência da rigidez do equipamento se torna desprezível, e o efeito da tensão aplicada na deformação do material se torna mais definida, formando uma região de platô de deformação plástica bem determinada, com gradual ascendência do aumento da

tensão com o aumento da deformação. Segundo Banhart e Baumeister (1998), a variação da tensão no platô de deformação plástica depende fortemente da densidade do material, além da geometria da amostra ensaiada e do sentido de espumagem. Resultados destes autores são apresentados na Figura 4.24, para testes de compressão em amostras cilíndricas de espumas de distintas densidades, submetidas à compressão no sentido de sua espumagem. Nota-se que quanto maior a densidade da espuma, mais intensa será a inclinação do platô.

No regime do platô, as amostras testadas apresentaram comportamentos semelhantes, com pequenas variações nos valores de tensão para as diferentes amostras. Estas diferenças, no entanto, não podem ser claramente associadas às pequenas variações de densidade das amostras, e podem estar relacionadas à diferenças em sua estrutura interna. Um maior número de ensaios com espumas com maior faixa de variação de densidades poderia resultar em maior compreensão da dependência do comportamento do material com a sua densidade.

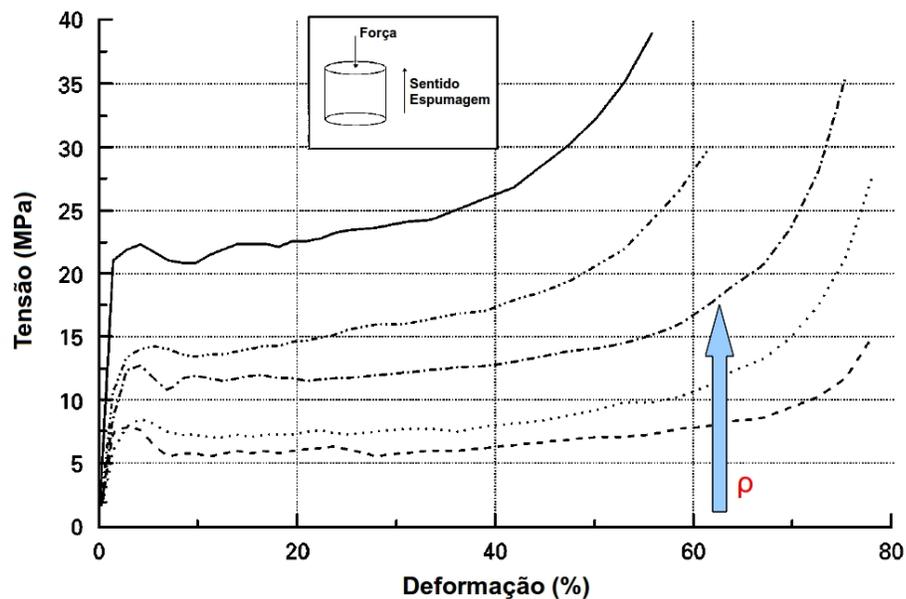


Figura 4.24: Resultado de ensaios de compressão semi-estática com carregamento na direção preferencial de espumagem para espumas de diversas densidades. Adaptado de Banhart e Baumeister (1998)

Pode-se observar ainda nos resultados obtidos no trabalho que, para grandes deformações, todas as curvas de cada condição tendem a convergir em um ponto do gráfico a partir do qual a tensão se eleva bruscamente. Este ponto pode ser interpretado como o final do platô de deformação plástica, e ocorre para valores de deformação da ordem de 60% em todos os casos, a qual pode ser

considerada, portanto, a deformação de densificação (ϵ_D) dos materiais testados. Esta deformação ocorre, em todos os casos, à tensões da ordem de 25MPa.

Os valores de tensão relacionados ao início e final do platô de deformação plástica são importantes para o cálculo da energia absorvida pelo material neste regime, dada pela integração da curva nestes limites.

A partir do início da densificação, a continuação da deformação ocorre com aumento significativo da tensão aplicada, devido à resistência imposta pelas paredes metálicas das células colapsadas das espumas comprimidas. Nesta etapa da deformação, o comportamento do material depende fundamentalmente da situação das paredes celulares, a presença de defeitos, sua microestrutura, etc, isto é, das características mecânicas do material maciço.

As curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios permitem o cálculo de parâmetros do comportamento mecânico das espumas ensaiadas. Os resultados obtidos a partir de dados fornecidos pelas curvas são apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6: Propriedades mecânicas de espumas metálicas da liga AA356 produzidas, obtidas por testes semi-estáticos de compressão.

| Propriedade Mecânica | Condições e Amostras | | | | | | | |
|--|----------------------|-------|-------|-------|---------------|-------|--------|-------|
| | Cavaco Fino | | | | Cavaco Grosso | | | |
| | CF1 | CF2 | CF3 | Média | CG1 | CG2 | CG3 | Média |
| ρ_{rel}^* (%) | 28,3 | 31,1 | 31,1 | 30,2 | 30,2 | 27,0 | 27,0 | 28,0 |
| σ_{pl} Inicial (MPa) | 4,7 | 7,4 | 6,5 | 6,2 | 7,8 | 8,8 | 7,1 | 7,9 |
| ϵ_o Início Platô (%) | 6,8 | 10,7 | 6,0 | 7,8 | 11,2 | 13,5 | 17,1 | 13,9 |
| σ_{pl} Final (MPa) | | | 25 | | | | 28 | |
| ϵ_D (%) | | | 60 | | | | 65 | |
| σ_{pl} Médio (MPa) | 14,9 | 16,2 | 15,8 | 15,6 | 17,9 | 18,4 | 17,6 | 18,0 |
| E_V Simplificado (kJ/m ³) ¹ | 790,0 | 798,7 | 850,5 | 813,1 | 963,0 | 947,6 | 840,6 | 917,1 |
| E_V real - Integral da Curva (kJ/m ³) ² | 663,2 | 692,4 | 895,1 | 750,2 | 773,0 | 836,4 | 589,36 | 732,9 |

* $\rho_s = 2,67 \text{ g/cm}^3$ (ROOY, 1993)

1 - Equação 2.8; 2 - Equação 2.10

Para a obtenção dos valores de tensão de início do platô de deformação plástica, foi buscado o primeiro ponto de horizontalização das curvas, identificado para valores de deformações de 6,8%, 10,7% e 6%, respectivamente para as amostras CF1, CF2 e CF3, os quais correspondem aos valores de tensão de início de platô (σ_{pl}) de 4,7; 7,4 e 6,5 MPa. No caso de amostras fabricadas a partir

de cavacos grosseiros, os valores de deformação no primeiro ponto de linearização da curva foram determinados como 11,2%, 13,5% e 17,1% para as amostras CG1, CG2 e CG3, respectivamente, os quais correspondem a tensões de platô de 7,8, 8,8 e 7,1 MPa.

Os valores de tensão final no platô de deformação plástica e da deformação de densificação se mostram bastante similares para todas as amostras, e da ordem de 25 MPa e 60%, respectivamente, independente do tipo cavaco utilizado para a fabricação da espuma ou da sua densidade.

Os valores da tensão média do platô obtidos variam da ordem de 15 a 18 MPa para todas as amostras testadas. Não é possível diferenciar o comportamento das amostras em função de suas densidades, uma vez que a faixa de valores desta propriedade é muito reduzida. Assim, espumas produzidas a partir de cavacos finos ou grosseiros não são diferenciáveis em termos de tensão de deformação plástica no comportamento mecânico em compressão.

Da mesma maneira, não é possível identificar relação entre os valores da energia absorvida pelo material durante deformação plástica no regime do platô e a densidade do material, tanto para os valores obtidos por simplificação do comportamento do platô, considerando a tensão constante (uso da equação 2.10), quanto para os valores obtidos pela integração da curva entre os valores de início e final do platô (uso da equação 2.8). No primeiro caso são obtidos valores de energia variando entre cerca de 590 a 895 J/m³. Para comparação, pode-se citar dados da literatura, onde são reportados valores de energia absorvida da ordem de 1000 kJ/m³ para espumas de ligas com densidade relativa de 0,245 g/cm³ (ASHBY *et al.*, 2000b).

Como pode ser observado na Tabela 4.6, houve diferença significativa entre os valores de energia calculados a partir de σ_{pl} médio e aqueles obtidos pela integração da curva no mesmo intervalo. Portanto, a simplificação do cálculo de energia absorvida deve ser feita com cuidado; aplicando-se esta aproximação preferencialmente a ensaios de compressão onde é observada significativa linearidade do platô formado.

De maneira geral, os resultados experimentais obtidos, não permitem determinar a influência da densidade relativa das espumas nos parâmetros que definem o seu comportamento mecânico, o que pode ser atribuído à pequena faixa de densidades envolvida. Deste modo, a fabricação das espumas por cavacos finos ou grosseiros, na faixa de dimensões testada no trabalho, fornece produtos com propriedades semelhantes com relação à compressão. Em todos os casos as espumas

apresentam semelhantes e alta capacidade de absorção de energia durante deformação plástica.

Comparação entre resultados experimentais e calculados através de modelos, para o comportamento mecânico em compressão das espumas produzidas

A Tabela 4.7 apresenta a comparação dos valores estimados para as propriedades mecânicas das espumas da liga AA356 produzidas, utilizando modelos matemáticos da literatura, com os os valores calculados a partir de dados experimentais obtidos por ensaio de compressão semi-estática.

Tabela 4.7: Propriedades mecânicas em compressão de espumas da liga AA356 produzidos – comparação de valores estimados segundo modelos teóricos e valores experimentais (valores médios).

| Propriedade | Condição e Resultados | | | |
|----------------------------|-----------------------|--|------------------|--|
| | Cavaco Fino | | Cavaco Grossoiro | |
| | Teórico | Experimental | Teórico | Experimental |
| ρ_{rel}^* (%) | 30,2 | | 28,0 | |
| σ_c (MPa) | 6,2 - 18,5 | 6,2 | 5,8 - 17,5 | 7,9 |
| σ_{pl} (MPa) | 11,6 | 15,6 | 10,6 | 18,0 |
| ϵ_o (%) | 0,06 - 0,19 | 7,8 | 0,06 - 0,20 | 13,9 |
| ϵ_D (%) | 39,6 - 57,7 | 60 | 43,9 - 60,7 | 65 |
| E_V (kJ/m ³) | 459,4 - 669,3 | E_V real = 750,2 E_V simplificada = 813,1 | 465,3 - 643,4 | E_V real = 732,9 E_V simplificada = 917,1 |

* $\rho_s = 2,67$ g/cm³ (ROOY, 1993)

Como foi anteriormente discutido, as características das curvas tensão x deformação obtidas impossibilitam a identificação do valor experimental de σ_c . Desta forma, na ausência de um pico de deformação elástica, convencionou-se aproximar $\sigma_c \approx \sigma_{pl}$ no início do platô. Portanto, de maneira comparativa, σ_c obtido experimentalmente encontra-se dentro do intervalo de σ_c mínimo e máximo teóricos para esta propriedade, o que representa uma boa estimativa destes valores através dos modelos propostos por (ASHBY *et al.*, 2000d). Como pode ser visto na Figura 4.25, os valores máximos e mínimos teóricos de σ_c variam de 5,8 a 18,5 MPa, sendo que os dados reais obtidos aproximam-se do seu limite inferior.

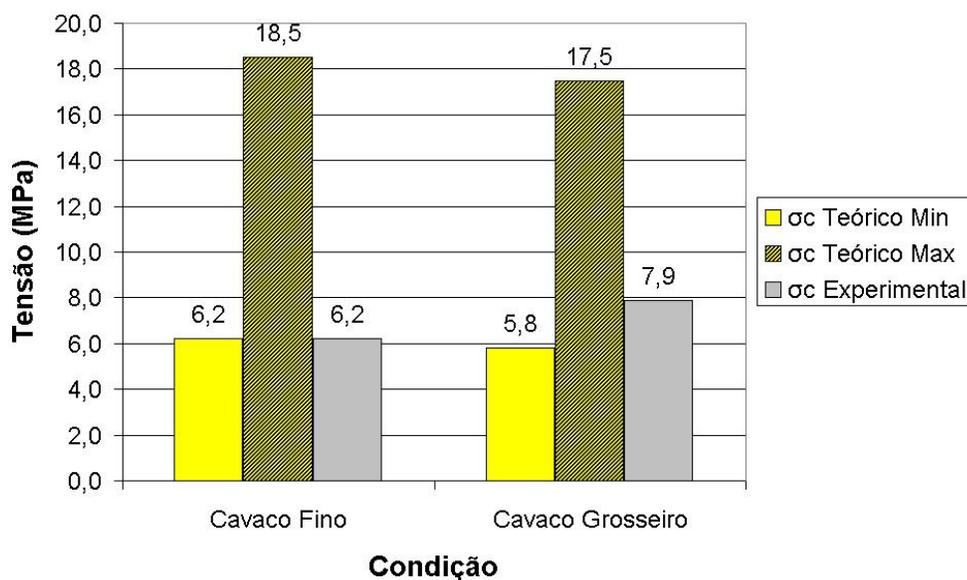


Figura 4.25: Dados comparativos para os valores de tensão de compressão obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo.

A tensão do platô (σ_{pl}) obtida experimentalmente apresenta valores de 15,6 e 18 MPa para espumas fabricadas com cavacos finos e grosseiros respectivamente. Estes valores são substancialmente superiores aos calculados matematicamente, os quais são 11,6 e 10,6 MPa para as mesmas amostras. Esta disparidade pode ser justificada pela irregularidade da curva tensão x deformação obtida, o que dificultou a identificação dos limites do platô de deformação plástica formado. A Figura 4.26 apresenta graficamente a comparação destes valores.

Os valores de deformação de densificação (ϵ_D) obtidos experimentalmente estão em torno de 60 e 65% para amostras fabricadas a partir de cavacos finos e grosseiros respectivamente. Estes valores superam aqueles estimados pelo modelo teórico aproximando-se, porém, do seu limite superior: 57,7% para cavaco fino e 60,7% para cavaco grosso. Esta comparação é apresentada graficamente na Figura 4.27. As irregularidades constatadas nos gráficos tensão x deformação podem, no entanto, ser a causa das diferenças encontradas para estes valores, o que é provavelmente agravado pela imprecisão existente em determinar ϵ_D graficamente.

A energia absorvida por unidade de volume pelo material foi obtida experimentalmente e calculada empiricamente conforme discutido anteriormente; estes valores são apresentados graficamente na Figura 4.28. Pode ser observada certa divergência entre os valores avaliados experimentalmente

e os estimados teoricamente, diferença a qual atinge cerca de 180 MPa. Provavelmente, a inconsistência dos valores experimentais de σ_{pl} causaram distorções nos resultados simplificados de E_V , os quais podem se tornar mais precisos em casos específicos conforme apresentado anteriormente. Neste caso, os valores de E_V estimados teoricamente foram, portanto, comparados àqueles obtidos pela integração da curva tensão x deformação (Equação 2.8, ou seja, E_V real).

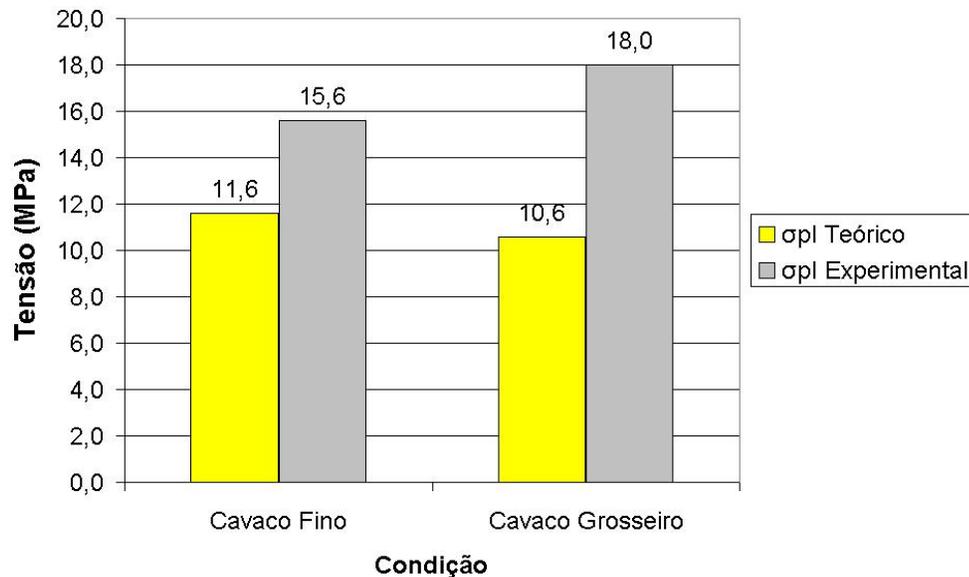


Figura 4.26: Dados comparativos para os valores de tensão do platô obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo.

Os valores estimados de E_V calculados segundo modelo proposto por Motz, Pippin e Kriszt (2002) apresentam-se menores do que os obtidos graficamente. A diferença significativa entre estes valores e os dados experimentais se deve, provavelmente, aos reduzidos valores de σ_{pl} e ϵ_D obtidos matematicamente, os quais influenciam diretamente o perfil de deformação apresentado e, assim, o cálculo da energia mecânica absorvida.

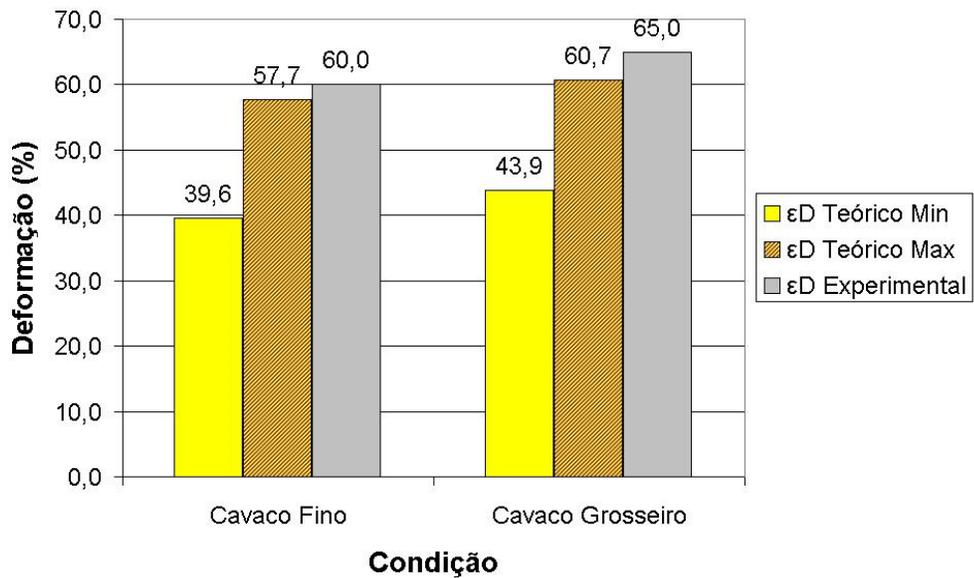


Figura 4.27: Dados comparativos para os valores de deformação de densificação obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo.

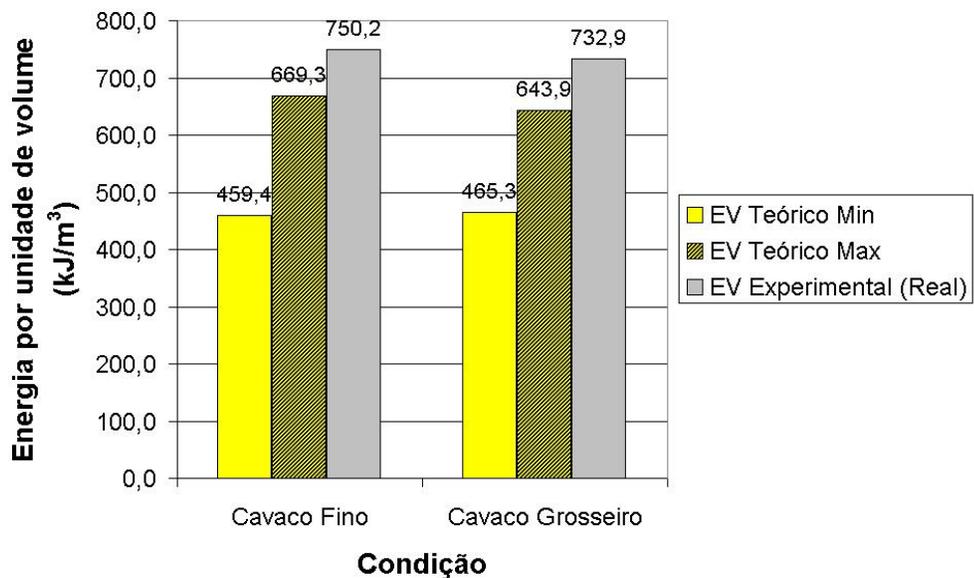


Figura 4.28: Dados comparativos para os valores de energia absorvida por unidade de volume obtidos experimentalmente e calculados matematicamente para diversas condições de processo.

Apesar dos modelos matemáticos propostos por Ashby *et al.* (2000d) e Motz, Pippan e Kriszt (2002) serem comumente utilizados para a previsão do comportamento mecânico de espumas

metálicas sob compressão semi-estática, os mesmos devem ser utilizados com cautela e forte embasamento teórico, uma vez que existem limitações e distorções possíveis em seus resultados. Estas características se devem às eventuais irregularidades no perfil de deformação do material, como ocorrido nas amostras ensaiadas. Sendo assim, o cálculo teórico das propriedades mecânicas de materiais celulares se torna mais eficaz em amostras que apresentem regime elástico e platô de deformação plástica bem definido.

4.3.7 Avaliação teórica de propriedades térmicas

Metais celulares podem apresentar excelente comportamento de isolamento térmico, devido ao elevado teor de vazios ou gases em sua estrutura. No trabalho foram avaliadas as condutividades e difusividades térmicas de espumas produzidas nas diferentes condições de processo testadas, utilizando modelos propostos na literatura e apresentados no item 2.3.3: foram utilizadas as equações 2.13, 2.14 e 2.15 para os cálculos.

Os resultados obtidos para a condutividade térmica média do material produzido e condutividade relativa ao metal maciço, ou normalizada, são apresentados na Tabela 4.8 e graficamente nas Figuras 4.29 e 4.30, respectivamente.

Tabela 4.8: Valores teóricos de condutividade térmica e condutividade térmica normalizada médias de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo.

| Condição | | ρ_{rel} (%) | λ (W/m.K) | | λ_n | |
|-----------|------------|------------------|--------------------|--------------------|-----------------|-----------------|
| Cavaco | Espumagem | | Min ($t = 1,80$) | Max ($t = 1,65$) | Min | Max |
| Fino | Livre | $34,91 \pm 0,08$ | $22,43 \pm 9,80$ | $27,19 \pm 10,82$ | $0,16 \pm 0,07$ | $0,18 \pm 0,07$ |
| | Direcional | $29,67 \pm 0,05$ | $17,29 \pm 6,15$ | $20,64 \pm 6,61$ | $0,11 \pm 0,04$ | $0,14 \pm 0,04$ |
| Grosseiro | Livre | $34,98 \pm 0,03$ | $22,92 \pm 3,80$ | $26,79 \pm 4,09$ | $0,15 \pm 0,03$ | $0,18 \pm 0,03$ |
| | Direcional | $30,74 \pm 0,04$ | $18,30 \pm 5,01$ | $21,77 \pm 5,40$ | $0,12 \pm 0,03$ | $0,14 \pm 0,04$ |

* $\lambda_s = 151$ W/m.K (ROOY, 1993)

Como pode ser observado, as espumas metálicas apresentam valores de condutividade térmica entre 17,29 e 27,19 W/m.K, o que representa, respectivamente, 11 e 18% da condutividade térmica real do metal maciço. Este resultado demonstra as boas propriedades de isolamento térmico destes materiais, as quais são bastante úteis para fins comerciais conforme apresentado na seção 2.1.2.

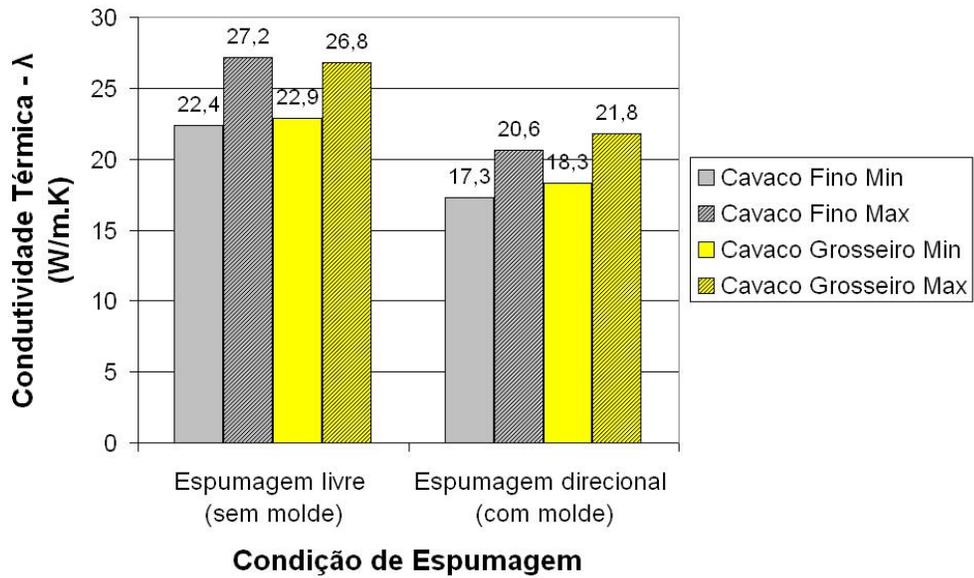


Figura 4.29: Estimativa teórica da condutividade térmica média de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo.

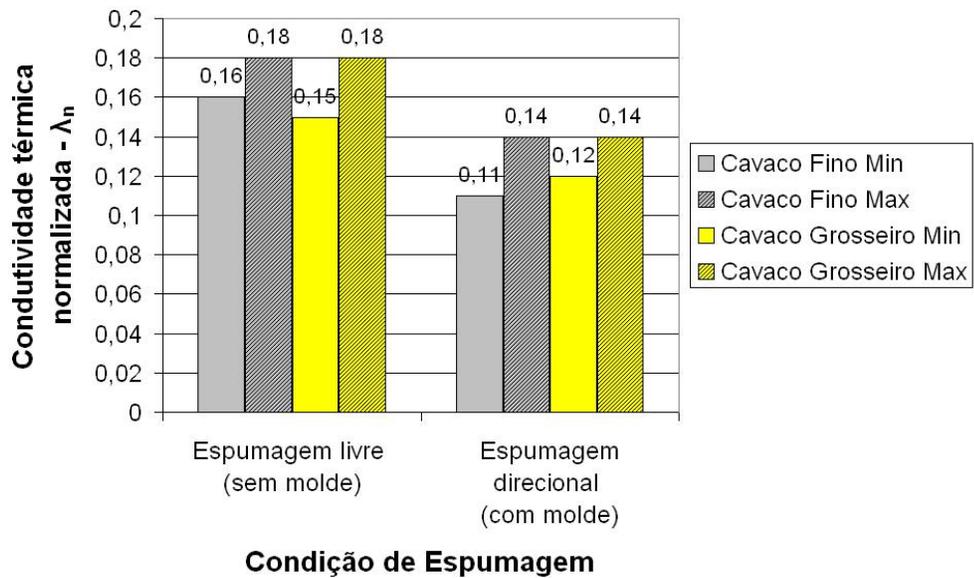


Figura 4.30: Estimativa teórica da condutividade térmica média normalizada de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo.

As amostras produzidas por espumagem livre apresentam maior condutividade térmica do que aquelas produzidas por espumagem direcional, assumindo valores entre 22,43 e 27,19 W/m.K, de-

vido ao menor grau de porosidade que apresentam, ou seja, devido à sua maior densidade relativa. Estas amostras, por serem mais maciças, possuem menos interfaces sólido-gasoso em seus vazios internos, o que eleva seu coeficiente de condutividade térmica. As amostras produzidas por espumagem direcional, por sua vez, são menos densas e mais porosas; assim, sua capacidade de isolamento térmico é maior, ou seja, sua condutividade térmica é menor e varia entre 17,29 e 21,77 W/m.K.

Não foi observada relação consistente entre o tamanho dos cavacos utilizados e os valores de condutividade térmica do material, uma vez que as densidades das espumas obtidas a partir dos diferentes cavacos não são diferenciáveis entre si.

Os resultados obtidos para os cálculos da difusividade térmica das espumas produzidas no trabalho são apresentados na Tabela 4.9 e graficamente na Figuras 4.31.

Tabela 4.9: Valores teóricos de difusividade térmica de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo.

| Condição | | ρ_{rel} (%) | α^* ($\times 10^{-5}$ m ² /s) | |
|-----------|------------|------------------|--|------------|
| Cavaco | Espumagem | | Min | Max |
| Fino | Livre | 34,91 ± 0,08 | 2,5 ± 0,49 | 2,9 ± 0,46 |
| | Direcional | 29,67 ± 0,05 | 2,0 ± 0,76 | 2,7 ± 0,30 |
| Grosseiro | Livre | 34,98 ± 0,03 | 2,5 ± 0,19 | 3,0 ± 0,18 |
| | Direcional | 30,74 ± 0,04 | 2,3 ± 0,26 | 2,7 ± 0,25 |

* $\alpha_s = 7,95 \times 10^{-5}$ m²/s; $c_p = 0,963$ J/g.K (ROOY, 1993)

Pode-se observar, para todos os casos, valores variando entre $2,5 \times 10^{-5}$ e $3,0 \times 10^{-5}$ m²/s, os quais são da ordem de 70% inferiores ao valor da difusividade térmica do metal maciço (igual a $7,95 \times 10^{-5}$ m²/s, conforme indicado), indicando a boa capacidade de isolamento térmico das espumas.

Pode-se também observar que não é possível diferenciar os valores da difusividade térmica calculados para as espumas fabricadas a partir de cavacos finos ou grosseiros, em uma mesma condição de espumagem, livre ou direcionada. Como já observado anteriormente, as densidades destes materiais são semelhantes entre si, levando aos valores similares de difusividade.

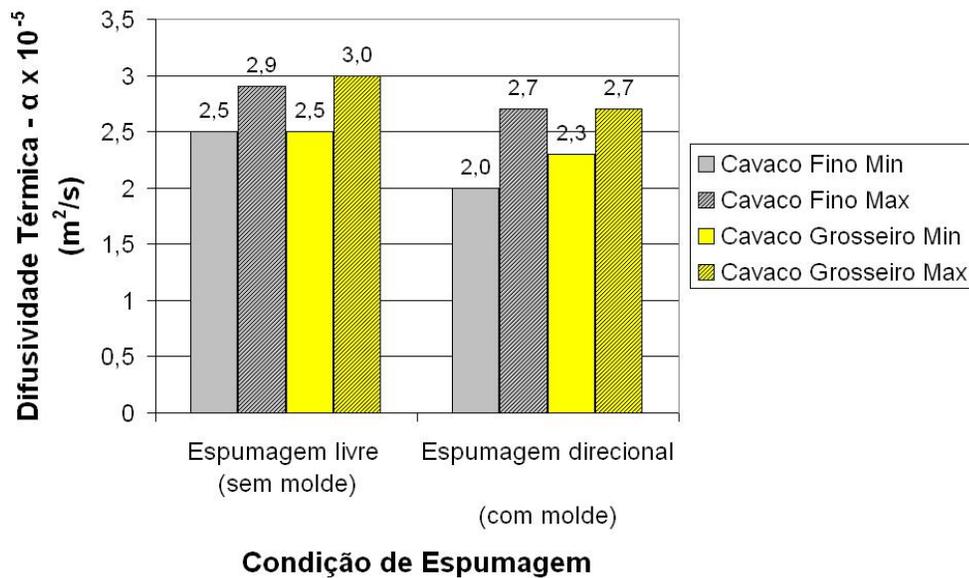


Figura 4.31: Estimativa teórica da difusividade térmica de amostras de espumas da liga AA356 produzidas em diferentes condições de processo.

No entanto, considerando a influência da técnica de espumagem empregada, pode-se observar que as espumas produzidas por espumagem livre tendem a apresentar maiores valores de difusividade térmica, o que pode ser atribuído aos mais elevados valores de densidade nas espumas obtidas naquelas condições de processamento.

Os resultados mostram claramente, portanto, a dependência do comportamento térmico das espumas produzidas, no que concerne à condutividade e à difusividade, com relação à densidade do material: o aumento da densidade leva ao aumento destas propriedades. Nos procedimentos testados no trabalho, os melhores resultados com relação à estas propriedades foram obtidas para espumas produzidas por espumagem direcional, confinada em moldes, independentemente do tipo de cavaco utilizado.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos experimentalmente e da análise teórica realizada em espumas produzidas nas condições de processamento testadas no trabalho, é possível concluir:

- O método de fabricação desenvolvido, baseado na espumagem de precursores compactados de misturas de cavacos da liga AA356 e pó de TiH_2 como agente espumante, sendo a espumagem no estado semi-sólido da liga, mostrou-se eficaz em produzir espumas metálicas de boa qualidade;
- O processo utiliza técnicas de fácil manipulação, não necessitando de equipamentos sofisticados ou especificamente construídos para o propósito; o que, associado à menor temperatura de trabalho, garante custos reduzidos quando comparados a processos disponíveis no mercado. O emprego de técnicas não sofisticadas permite a repetibilidade do processo e consistência da qualidade do produto;
- Na etapa de mistura de cavacos e pó do agente espumante, a diferença de dimensões e dureza de suas partículas permite a obtenção de uma boa dispersão dos constituintes, o que garante homogeneidade na dispersão de bolhas gasosas no produto;
- Na etapa de compactação das misturas para a fabricação de precursores, a simples compressão a frio produz precursores com excessiva porosidade; resultando, após sua espumagem, em produtos com elevada densidade devido ao escape de gás H_2 gerado pela dissociação do TiH_2 . A compactação dupla, a frio seguida de compactação a quente, é necessária para a produção de espumas de baixa densidade;
- A etapa de espumagem ocorre com alta taxa de expansão; a espumagem confinada em moldes resulta em produtos mais homogêneos e com menor densidade do que a espumagem livre;
- O processo de espumagem no estado semi-sólido inibe, podendo mesmo eliminar, o fenômeno da drenagem de líquido de superfícies de bolhas gasosas, durante o processo de espumagem, o que resulta em maior homogeneidade na arquitetura do produto; esta pode ser uma grande vantagem do processo desenvolvido sobre os processos de espumagem no estado líquido, além da menor temperatura de trabalho;

- As espumas metálicas produzidas apresentam boa qualidade estrutural, com heterogeneidade arquitetural típica de produtos celulares, inerentes ao comportamento do material durante a espumagem;
- As espumas metálicas produzidas apresentam comportamento mecânico sob compressão típico de metais celulares, com um platô de deformação plástica com certa variação ascendente à medida que a deformação é aumentada;
- As dimensões do cavaco utilizado não exerce influência significativa sobre a qualidade geral, densidade, parâmetros arquiteturais e propriedades mecânicas do produto final, para a faixa de dimensões de cavacos empregada. Este fato implica em redução de custos de processamento, uma vez que etapas de classificação e separação de cavacos de usinagem podem ser eliminadas;
- A estimativa teórica do comportamento térmico das espumas produzidas indica reduzidas condutividade térmica e difusividade térmica em comparação ao metal maciço, indicando boa capacidade de isolamento térmico deste material;
- O uso de modelos matemáticos encontrados na literatura para estimativa de propriedades mecânicas de metais celulares deve ser feito com cuidado, uma vez que considera comportamentos homogêneos e regulares do material.

Referências Bibliográficas

- UNITED AIRCRAFT CORPORATION. Benjamin C. Allen, Morris W. Mote e Alvin M. Sabroff. **Method of Making Foamed Metal**. 1963. US-Patent #3.087.807, apr. 30, 1963.
- ALULIGHT INTERNATIONAL GMBH. **Alulight Product Information**. 2006. [Online; acessado em 10/06/2010]. Disponível em: <http://www.alulight.com/en/downloads/alulight_datasheets_en2006.pdf>.
- ASHBY, M. F.; EVANS, A. G.; FLECK, N. A.; GIBSON, L. J.; HUTCHINSON, J. W.; WADLEY, H. N. G. Case studies. In: _____. **Metal Foams - A Design Guide**. Warrendale, USA: SAE - Society of Automotive Engineering, 2000. cap. 17, p. 217 – 233.
- ASHBY, M. F.; EVANS, A. G.; FLECK, N. A.; GIBSON, L. J.; HUTCHINSON, J. W.; WADLEY, H. N. G. Energy management: Packaging and blast protection. In: _____. **Metal Foams - A Design Guide**. Warrendale, USA: SAE - Society of Automotive Engineering, 2000. cap. 11, p. 150 – 170.
- ASHBY, M. F.; EVANS, A. G.; FLECK, N. A.; GIBSON, L. J.; HUTCHINSON, J. W.; WADLEY, H. N. G. Making metal foams. In: _____. **Metal Foams - A Design Guide**. Warrendale, USA: SAE - Society of Automotive Engineering, 2000. cap. 2, p. 6 – 23.
- ASHBY, M. F.; EVANS, A. G.; FLECK, N. A.; GIBSON, L. J.; HUTCHINSON, J. W.; WADLEY, H. N. G. Properties metal foams. In: _____. **Metal Foams - A Design Guide**. Warrendale, USA: SAE - Society of Automotive Engineering, 2000. cap. 4, p. 40 – 54.
- AZZI, W.; L, R. W.; RABIEI, A. A study on pressure drop and heat transfer in open cell metal foams for jet engine applications. **Materials and Design**, v. 28, p. 569 – 574, 2007.
- BALLA, V. K.; BODHAK, S.; BOSE, S.; BANDYOPADHYAY, A. Porous tantalum structures for bone implants: Fabrication, mechanical and in vitro biological properties. **Acta Biomaterialia**, v. 6, n. 8, p. 3349 – 3359, 2010.
- BANHART, J. Manufacturing routes for metallic foams. **JOM**, v. 52, n. 12, p. 22 – 27, 2000.

- BANHART, J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. **Progres in Materials Science**, v. 46, p. 559 – 632, 2001.
- BANHART, J. Functional applications. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 313 – 320.
- BANHART, J. Aluminium foams for lighter vehicles. **International Journal of Vehicle Design**, v. 37, n. 2, p. 114 – 125, 2005.
- BANHART, J.; BAUMEISTER, J. Deformation characteristics of metal foams. **Journal of Materials Science**, n. 33, p. 1431 – 1440, 1998.
- BANHART, J.; SEELIGER, H.-W. Aluminium foamsandwich panels: Manufacture, metallurgy and applications. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, n. 9, p. 793 – 802, 2008.
- FRAUNHOFER-GESELLSCHAFT ZUR FORDERUNG DER ANGEWANDTEN FORSCHUNG e.V. Joachim Baumeister e Hartmut Schrader. **Methods for Manufacturing Foamable Metal Bodies**. 1992. US-Patent #5.151.246, sep. 29, 1992.
- BONACCORSI, L.; PROVERBIO, E.; RAFFAELE, N. Microstructural investigation of interface phenomena during PM billets foaming in hollow metal profiles. In: THE FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON POROUS METALS AND METALIC FOAMS, 5., 2007, Montreal, Canada. **Proceedings of The Fifth International Conference on Porous Metals and Metallic Foams**. Montreal, Canada: Destech Publications, Inc., 2007. p. 87 – 90.
- BONNET, J. P.; TOPIN, F.; TADRIST, L. Experimental study of two-phase flows through open-celled metallic foams. In: THE FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON POROUS METALS AND METALIC FOAMS, 5., 2007, Montreal, Canada. **Proceedings of The Fifth International Conference on Porous Metals and Metallic Foams**. Montreal, Canada: Destech Publications, Inc., 2007. p. 467 – 470.
- BOOMSMA, K.; POULIKAKOS, D.; ZWICK, F. Metal foams as compact high performance heat exchangers. **Mechanics of Materials**, n. 35, p. 1161 – 1176, 2003.
- CALLISTER, W. D. Propriedades mecânicas dos metais. In: _____. **Ciência e Engenharia de Materiais - Uma introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. cap. 6, p. 98 – 128.
- CAMBRONERO, L. E. G.; CAÑADAS, I.; MARTÍNEZ, D.; RUIZ-ROMÁN, J. M. Foaming of aluminium-silicon alloy using concentrated solar energy. **Solar Energy**, v. 84, n. 6, p. 879 – 887, 2010.

- CARDOSO, E. **Estudo do Emprego da Espuma Metálica no Design Automotivo**. Dissertação (Mestrado) — Faculdade de Arquitetura - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2009.
- CETLIN, P. R. O ensaio de tração. In: _____. **Fundamentos de Ensaaios Mecânicos de Metais**. Belo Horizonte: UFMG/ABM, 1979. cap. 5, p. 5.1 – 5.54.
- COOKSON, E. J.; FLOYD, D. E.; SHIH, A. J. Design, manufacture, and analysis of metal foam electrical resistance heater. **International Journal of Mechanical Sciences**, n. 48, p. 1314 – 1322, 2006.
- CRISTOFOLINI, R. **Estudo da potencialidade da aplicação do ferro fundido nodular ASTM A536 60-40-18 como materia prima para processos de tixotomização**. Tese (Doutorado) — Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp, Campinas, SP, 2009.
- DEGISCHER, H. P. Material definition, processing and recycling. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 5 – 7.
- DELBIN, D. **Estudo da viabilidade de produção de esponjas da liga A2011 a partir do estado semi-sólido**. Dissertação (Mestrado) — Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp, Campinas, SP, 2006.
- DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. Campinas: [s.n.], 2003.
- DUARTE, I. M. A. **Espumas Metálicas: Processo de Fabrico, Caracterização e Simulação Numérica**. Tese (Doutorado) — Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2005.
- EJLALI, A.; EJLALI, A.; HOOMAN, K.; GURGENCI, H. Application of high porosity metal foams as air-cooled heat exchangers to high heat load removal systems. **International Communications in Heat and Mass Transfer**, n. 36, p. 674 – 679, 2009.
- ERG MATERIALS AND AEROSPACE CORPORATION. **Duocel Aluminum Foam Applications**. 2010. [Online; acessado em 21/04/2010]. Disponível em: <<http://www.ergaerospace.com/foamproperties/designguide.htm>>.
- FIGUEIRAS, F. G. N. Espumas metálicas: Potencial de inovação na construção naval. In: V COLÓQUIO JORNADAS DO MAR, 5., 2006, Lisboa, Portugal. **Actas do V Colóquio**

- Jornadas do Mar.** Lisboa, Portugal: Escola Naval - Marinha Portuguesa, 2006. p. 232 – 238.
- FOGAGNOLO, J. B.; RUIZ-NAVAS, E. M.; SIMÓN, M. A.; MARTINEZ, M. A. Recycling of aluminium alloy and aluminium matrix composite chips by pressing and hot extrusion. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 143 - 144, p. 792 – 795, 2003.
- FRAUNHOFER INSTITUTE OF TECHNOLOGY. **Foaminal Properties Overview and Design Guide.** 1999. [Online; acessado em 10/06/2010]. Disponível em: <http://www.ifam.fraunhofer.de/2801/leichtbauwerkstoffe/metallschaume/design/design_guidelines_english_V14.pdf>.
- GATAMORTA, F. **Obtenção de espumas sintáticas da liga AA2011 a partir do metal no estado semi-sólido e sua caracterização metalúrgica.** Dissertação (Mestrado) — Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp, Campinas, SP, 2009.
- GERBAUX, O.; VERCUEIL, T.; MEMPONTEIL, A.; BADOR, B. Experimental characterization of single and two-phase flow through nickel foams. **Chemical Engineering Science**, v. 64, n. 19, p. 4186 – 4195, 2009.
- GERGELY, V.; CLYNE, B. The formgrip process: Foaming of reinforced metals by gas release in precursors. **Advanced Engineering Materials**, v. 2, n. 4, p. 175 – 178, 2000.
- GERGELY, V.; CLYNE, T. W. Drainage in standing liquid metal foams: modelling and experimental observations. **Acta Materialia**, v. 52, p. 3047 – 3058, 2004.
- GHIDOSSI, R.; BONNET, J. P.; PEREZ, G. R.; CARRETIER, E.; FERRASSE, J. H.; VICENTE, J.; TOPIN, F.; MOULIN, P. Separation of particles from hot gases using metallic foams. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 8, p. 3859 – 3868, 2009.
- HABERLING, C. Service properties and exploitability. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications.** Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 299 – 353.
- HATCH, J. E. Constitution of alloys. In: _____. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy.** 5. ed. Metals Park, Ohio - USA: ASM - American Society for Metals, 1993. cap. 2, p. 25 – 57.
- IGATHINATHANE, C.; PORDESIMO, L. O.; COLUMBUS, E. P.; BATCHELOR, W. D.; METHUKU, S. R. Shape identification and particle size distribution from basic shape

- parameters using imagej. **Computers and Electronics in Agriculture**, n. 63, p. 168 – 182, 2008.
- INCROPERA, F. P.; DEWITT, D. P. Introdução à condução. In: _____. **Transferência de Calor e de Massa**. 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003. cap. 2, p. 36 – 60.
- INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. **Aluminium Recycling**. 2010. [Online; acessado em 10/01/2011]. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/Sustainability/Recycling>>.
- INTERNATIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. **Global Aluminium Recycling: A Cornerstone of Sustainable Development**. 2010. [Online; acessado em 10/01/2011]. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/cache/fl0000181.pdf>>.
- ITO, K.; KOBAYASHI, H. Production and fabrication technology development of aluminum useful for automobile lightweighting. **Advanced Engineering Materials**, v. 8, n. 9, p. 828 – 835, 2006.
- JEON, I.; ASAHINA, T.; KANG, K.-J.; SEYOUNG, I.; JIAN, L. T. Finite element simulation of the plastic collapse of closed-cell aluminum foams with x-ray computed tomography. **Mechanics of Materials**, v. 42, n. 3, p. 227– 236, 2010.
- KAMMER, C. **TALAT Lecture - Aluminium Foam**. Goslar, 1999.
- KANETAKE, N.; KOBASHI, M.; TSUDA, S. Foaming behavior of aluminium precursor produced from machined chip waste. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, p. 840 – 844, 2008.
- KRISZT, B.; MARTIN, U.; MOSLER, U. Characterization of cellular and foamed metals. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 130 – 144.
- KÖRNER, C.; SINGER, R. F. Foaming processes for aluminum. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 8 – 14.
- LEVINE, B. A new era in porous metals: Applications in orthopaedics. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, n. 9, p. 788 – 792, 2008.
- LIFEGUARD PURIFICATION SYSTEMS LLC. **Spa MetalFoam Product Information**. 2010. [Online; acessado em 25/06/2010]. Disponível em: <<http://stores.lifeguardsystems.com/Categories.bok?category=MetalFoam>>.

- MAIRE, E. Computed x-ray tomography. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 145 – 155.
- MAIRE, E.; BABOUT, L.; BUFFIERE, J. Y.; FOUGERES, R. Recent results on 3d characterisation of microstructure and damage of metal matrix composites and a metallic foam using x-ray tomography. **Materials Science and Engineering A**, v. 319 - 321, p. 216 – 219, 2001.
- MALCOLM, A. A.; LEONG, H. Y.; SPOWAGE, A. C.; SHACKLOCK, A. P. Image segmentation and analysis for porosity measurement. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 192-193, p. 391 – 396, 2007.
- MANCIN, S.; ZILIO, C.; CAVALLINI, A.; ROSSETTO, L. Pressure drop during air flow in aluminum foams. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 53, n. 15 - 16, p. 3121 – 3130, 2010.
- MARKUS, H. E LIPSON, S. Harold Markus e Samuel Lipson. **Production of Cellular Metals**. 1970. US-Patent #3.523.766, aug. 11, 1970.
- MIYOSHI, T.; ITOH, M.; AKIYAMA, S.; KITAHARA, A. Alporas aluminum foam: Production process, properties and applications. **Advanced Engineering Materials**, v. 2, n. 4, p. 179 – 183, 2000.
- MOTZ, C.; PIPPAN, R.; KRISZT, B. Mechanical properties and determination. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 183 – 202.
- MU, Y.; YAO, G.; LIANG, L.; LUO, H.; ZU, G. Deformation mechanisms of closed-cell aluminum foam in compression. **Scripta Materialia**, v. 63, p. 629 – 632, 2010.
- MU, Y.; YAO, G.; LUO, H. Anisotropic damping behavior of closed-cell aluminum foam. **Materials and Design**, v. 31, p. 610 – 612, 2010.
- MUKHERJEE, M.; RAMAMURTY, U.; GARCIA-MORENO, F.; BANHART, J. The effect of cooling rate on the structure and properties of closed-cell aluminium foams. **Acta Materialia**, v. 58, p. 5031 – 5042, 2010.
- MURRAY, J. L.; MCALISTER, A. J. Binary alloy phase diagrams. In: **ASM Handbook - Alloy Phase Diagrams**. 10. ed. United States: ASM International, 1993. v. 3.

- NPL - NATIONAL PHYSICAL LABORATORY. **Workshop on Metal Foams**. 2000.
- THE DOW CHEMICAL COMPANY. John F. Pashak. **Cellularized Light Metals**. 1960.
US-Patent #2.935.396, may 3, 1960.
- PINNOJI, P. K.; MAHAJAN, P.; BOURDET, N.; DECK, C.; WILLINGER, R. Impact dynamics of metal foam shells for motorcycle helmets: Experiments & numerical modeling. **International Journal of Impact Engineering**, v. 37, n. 3, p. 274 – 284, 2010.
- PIPPAN, R. Material properties. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 179 – 183.
- PUGA, H.; BARBOSA, J.; SOARES, D.; SILVA, F.; RIBEIRO, S. Recycling of aluminium swarf by direct incorporation in aluminium melts. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 209, p. 5195 – 5203, 2009.
- RAJENDRAN, R.; SAI, K. P.; CHANDRASEKAR, B.; GOKHALE, A.; BASU, S. Impact energy absorption of aluminium foam fitted AISI 304L stainless steel tube. **Materials & Design**, v. 30, n. 5, p. 1777 – 1784, 2009.
- RECEMAT INTERNATIONAL B.V. **Recemat Product Application**. 2010. [Online; acessado em 21/04/2010]. Disponível em: <<http://www.recemat.com>>.
- REGLERO, J. A.; SOLÓRZANO, E.; RODRÍGUEZ-PÉREZ, M. A.; SAJA, J. A.; PORRAS, E. Design and testing of an energy absorber prototype based on aluminium foams. **Materials and Design**, v. 31, p. 3568 – 3573, 2010.
- ROBERT, M. H. Producing thixotropic semi-solid aa356 alloy; microstructure formation x forming behaviour. In: THE CAM3S – CONTEMPORARY ACHIEVEMENTS IN MECHANICS, MANUFACTURING AND MATERIALS SCIENCE, 2006, Gliwice e Zakopane, Polônia. **Proceedings of The CAM3S – Contemporary Achievements in Mechanics, Manufacturing and Materials Science**. Gliwice e Zakopane, Polônia, 2006. p. 124 – 132.
- ROBERT, M. H.; DELBIN, D. Manufacturing of cellular a2011 alloy from semi-solid state. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 24, n. 1, p. 115 – 122, 2007.
- ROBERT, M. H.; JORGE, A. F.; GATAMORTA, F.; SILVA, R. R. Thixoinfiltration: A new approach to produce cellular and other low density metallic materials. **Journal of**

Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, v. 40, n. 2, p. 180 – 187, 2010.

ROOY, E. L. Introduction to aluminum and aluminum alloys. In: **ASM Handbook - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. 10. ed. United States: ASM International, 1993. v. 2, p. 17 – 38.

SCHIEFER, H.; BRAM, M.; BUCHKREMER, H. P.; STÖVER, D. Porous titanium for dental implant application. In: THE FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON POROUS METALS AND METALIC FOAMS, 5., 2007, Montreal, Canada. **Proceedings of The Fifth International Conference on Porous Metals and Metallic Foams**. Montreal, Canada: Destech Publications, Inc., 2007. p. 259 – 262.

SCHÄFFLER, P.; HANKO, G.; MITTERER, H.; ZACH, P. Alulight metal foam products. In: THE FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON POROUS METALS AND METALIC FOAMS, 5., 2007, Montreal, Canada. **Proceedings of The Fifth International Conference on Porous Metals and Metallic Foams**. Montreal, Canada: Destech Publications, Inc., 2007. p. 7 – 10.

SEVILLA, P.; APARICIO, D.; PLANELL, J. A.; GIL, F. J. Comparison of the mechanical properties between tantalum and nickeltitanium foams implant materials for bone ingrowth applications. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 439, n. 3, 2007.

SHAPOVALOV, V. Prospective applications of gas-eutectic porous materials (Gasars) in USA. **Materials Science Forum**, v. 539 - 543, p. 1183 – 1187, 2007.

DMK TEK, Inc. Vladimir I. Shapovalov. **Method For Manufacturing Porous Articles**. 1993. US-Patent #5.181.549, jan. 26, 1993.

SHIOMI, M.; IMAGAMA, S.; OSAKADA, K.; MATSUMOTO, R. Fabrication of aluminium foams from powder by hot extrusion and foaming. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 9, p. 1203 – 1208, 2010.

SILVA, R. R. **Produção de Esponjas Metálicas por Tixoconformação em Pré-formas Removíveis e sua Caracterização Mecânico-metalúrgica**. Dissertação (Mestrado) — Faculdade de Engenharia Mecânica, Unicamp, Campinas, SP, 2008.

SIMANCIK, F. Introduction: The strange world of cellular metals. In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 1 – 4.

- SIMANCIK, F.; KOVACIK, J. Electrical, thermal and acoustic properties of cellular metals.
In: DEGISCHER, H. P.; KRISZT, B. (Ed.). **Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications**. Weinheim: WILEY-VHC Verlag GmbH, 2002. p. 215 – 241.
- SIMANCIK, F.; RAJNER, W.; LAAG, R. Alulight - aluminum foam for lightweight construction.
In: THE 2000 SAE WORLD CONGRESS, 2000, Detroit, USA. **Proceedings of The SAE 2000 World Congress**. Detroit, USA: SAE Technical Paper Series, 2000.
- SOSNICK, B. Benjamin Sosnick. **Process for making Foamlike mass of metal**. 1948. US-Patent #2.434.775, jan. 20, 1948.
- THE DOW CHEMICAL COMPANY. Thomas L. Spink. **Process of Making Cellular Metal Structures**. 1965. US-Patent #3.218.684, nov. 23, 1965.
- TEKOGLU, C.; GIBSON, L. J.; PARDOEN, T.; ONCK, P. R. Size effects in foams: Experiments and modeling. **Progress in Materials Science**, v. 56, p. 109 – 138, 2011.
- THEOBALD, M. D.; LANGDON, G. S.; NURICK, G. N.; PILLAY, S.; HEYNS, A.; MERRETT, R. P. Large inelastic response of unbonded metallic foam and honeycombe core sandwich panels to blast loading. **Composite Structures**, n. 92, p. 2465 – 2475, 2010.
- VATCHIANTS, S.; MANUKYAN, N. Technology of aluminium foam production using methods of powder metallurgy. In: THE THIRD INTERNATIONAL CONFERENCE ON CELLULAR METALS AND METAL FOAMING TECHNOLOGY, 3., 2003, Berlin, Germany. **Proceedings of The Third International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology**. Berlin, Germany: Verlag MIT Publishing, 2003. p. 131 – 136.
- VERRAN, G. O.; KURZAWA, U. An experimental study of aluminum can recycling using fusion in induction furnace. **Resources Conservation & Recycling**, n. 52, p. 731 – 736, 2008.
- YU, H.; YAO, G.; WANG, X.; LI, B.; YIN, Y.; LIU, K. Sound insulation property of al-si closed-cell aluminum foam bare board material. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 17, n. 1, p. 93 – 98, 2007.
- YU, H.; YAO, G.; WANG, X.; LIU, Y.; LI, H. Sound insulation property of al-si closed-cell aluminum foam sandwich panels. **Applied Acoustics**, v. 68, n. 11 - 12, p. 1502 – 1510, 2007.
- ZHAO, C. Y.; LU, T. J.; HODSON, H. P. Natural convection in metal foams with open cells. **Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 48, n. 3, 2005.