



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Dissertação de Mestrado

Arthur Henrique Izumi de Abreu

Influência da granulometria dos pós de alumínio e da adição de pó da liga de magnésio ASTM AZ91 na obtenção de espumas metálicas.

Belo Horizonte

Fevereiro 2019

Arthur Henrique Izumi de Abreu

Influência da granulometria dos pós de alumínio e da adição de pó da liga de magnésio ASTM AZ91 na obtenção de espumas metálicas.

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador

Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva

Coorientadora

Prof^ª. Dra. Ivete Peixoto Pinheiro

Belo Horizonte

Fevereiro de 2019

A162i Abreu, Arthur Henrique Izumi de.
Influência da granulometria dos pós de alumínio e da adição de pó da liga de magnésio ASTM AZ91 na obtenção de espumas metálicas / Arthur Henrique Izumi de Abreu. – 2019.
88 f. : il.
Orientador: Sidney Nicodemos da Silva
Coorientadora: Ivete Peixoto Pinheiro

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.
Bibliografia.

1. Espumas metálicas. 2. Metalurgia do pó. 3. Ligas de magnésio. 4. Hidretos. I. Silva, Sidney Nicodemos da. II. Pinheiro, Ivete Peixoto. III. Título.

CDD: 671.37



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
“INFLUÊNCIA DA GRANULOMETRIA DOS PÓS DE
ALUMÍNIO E DA ADIÇÃO DE PÓ DA LIGA DE
MAGNÉSIO ASTM AZ91 NA OBTENÇÃO DE ESPUMAS
METÁLICAS”

Autor: Arthur Henrique Izumi de Abreu

Orientador: Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Sidney Nicodemos da Silva (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.ª Dr.ª Ivete Peixoto Pinheiro (COORDINADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Belo Horizonte, 28 de Fevereiro de 2019.

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais Wagner e Terumi e aos meus irmãos pelo suporte, força e cobrança para realização dessa pesquisa. A minha tia Lísia e avó Naná pelo sempre incentivo em continuar meus estudos. A minha doce Viviane pelo amor e afeto incondicional em todas as etapas da minha vida.

Agradeço ao meu orientador professor Sidney Nicodemos da Silva pela motivação e inspiração nessa pesquisa. A Professora Ivete Peixoto Pinheiro pelo conhecimento passado e sugestões importantes. A professora Elaine Corrêa e o professor Paulo Paiva pela disponibilidade para realizar os meus ensaios em seus respectivos laboratórios.

Agradeço aos colegas e amigos de pesquisa Cristina Esteves e Lucas Souza pelo compartilhamento dos materiais e dos conhecimentos adquiridos em suas pesquisas. Ao Matheus Lechtman pelas instruções na utilização dos equipamentos dos laboratórios.

Agradeço aos amigos de turma Conrado da Matta, Daniel de Angelis e Darlan Vale pelos conhecimentos compartilhados e pelos momentos incríveis dentro e fora da sala de aula.

Agradeço a empresa Phoster Tecnologia de Aglomerações Ltda. pela realização dos ensaios de caracterização em seus laboratórios.

Agradeço ao CEFET-MG, a CAPES, a FINEP pelo fomento na pesquisa com a aquisição dos equipamentos, auxílios acadêmicos ou na cessão dos laboratórios que permitiram a conclusão deste trabalho, e também a todos os funcionários do DEMAT, que de alguma forma contribuíram para a realização dessa pesquisa.

RESUMO

Estudos recentes ressaltam a importância tecnológica das espumas metálicas para um vasto campo de aplicações estruturais, principalmente nas indústrias aeronáutica e automobilística visando principalmente a economia de combustíveis, pois se conjuga as características mecânicas dos materiais metálicos com a porosidade elevada desses materiais. Nesse contexto vem sendo aprimoradas ao redor do mundo, espumas de alumínio e/ou magnésio, podendo em alguns casos substituir satisfatoriamente componentes metálicos, devido à elevada relação entre a resistência mecânica e a massa específica, sendo mais indicado para aplicações estruturais. Neste trabalho foi estudado o processo de obtenção das espumas de alumínio por meio da rota da metalurgia do pó utilizando como agente expensor o hidreto de titânio (TiH_2). Foram avaliadas a influência da granulometria de 4 diferentes pós de alumínio, bem como a adição de 5% em massa de pó da liga de magnésio ASTM AZ91 e dois diferentes TiH_2 . Buscou-se otimizar a compactação uniaxial a frio, pois, segundo a literatura, esta é uma etapa determinante no processamento das espumas de alumínio, para isto foi desenvolvido uma matriz de prensagem em aço SAE 4340 que possibilitou atingir compactações dos pós da ordem de 98% de densidade relativa. Partiu-se de uma proporção da mistura dos pós, contendo 99% de alumínio e 1% de hidreto de titânio, posteriormente tratados termicamente na temperatura 710°C por 8 minutos. Também foram produzidas amostras adicionando 5% em massa da liga AZ91, as quais resultaram em espumas com alta porosidade. As espumas de alumínio produzidas neste estudo apresentaram porosidades próximas às encontradas na literatura, permitindo comparar a influência das condições de contorno do processamento: granulometria dos pós e o ciclo térmico (taxa de aquecimento, temperatura e tempo no platô) sobre a dispersão dos poros na matriz, bem como o tamanho médio dos poros gerados (drenagem e/ou coalescência). Com relação à granulometria utilizada, ficou evidente que quanto menor for o grão maior foram os poros gerados. Ficou ainda evidenciado um ganho significativo na dureza Vickers e de porosidade com a utilização da liga AZ91. Apesar de algumas espumas obtidas nesse trabalho terem porosidades acima de 50%, ainda é necessário melhorar o processo de fabricação para atender aos critérios de qualidade industriais e comerciais.

Palavras-chave: Espumas metálicas, pós de alumínio, pós da liga AZ91, metalurgia do pó, hidreto de titânio.

ABSTRACT

Recent studies have highlighted the technological importance of metallic foams for a wide range of structural applications, especially in the aeronautics and automotive industries, with a focus on fuel economy, combining the mechanical characteristics of the metallic materials with the high porosity of these materials. In this context, foams of aluminum and/or magnesium have been improved around the world, and in some cases can replace metal components satisfactorily, due to the high relation between the mechanical strength and the specific mass being more suitable for structural applications. In this work the process of obtaining the aluminum foams through the powder metallurgy route was studied using titanium hydride (TiH_2) as the blowing agent. The influence of the granulometry of 4 different aluminum powders was evaluated, as well as the addition of 5% by mass of powder of the magnesium alloy ASTM AZ91 and two different TiH_2 . It was sought to optimize cold uniaxial compaction because, according to the literature, this is a decisive step in the processing of aluminum foams. For this purpose, a SAE 4340 steel pressing die was developed that allowed compacting powders to be in the order of 98% of relative density. A proportion of the powders mixture, containing 99% aluminum and 1% titanium hydride, were then heated at 710°C for 8 minutes. Samples were also produced by adding 5% by mass of the AZ91 alloy, which resulted in foams with high porosity. The aluminum foams produced in this study presented porosity close to those found in the literature, allowing to compare the influence of processing boundary conditions: particle size and temperature cycle (heating rate, temperature and time in the plateau) on the dispersion of the pores in the matrix, as well as the average pore size (drainage and/or coalescence). Regarding the granulometry used, it was evident that the smaller the grain, the larger the pores generated. It was also evidenced a significant gain in Vickers hardness and porosity with the use of the AZ91 alloy. Although some foams obtained in this work have porosities above 50%, it is still necessary to improve the manufacturing process to meet the industrial and commercial quality criteria.

Keywords: MetallicFoams, aluminum powder, AZ91 alloy powder, powder metallurgy, titanium hydride.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Materiais de uso estrutural utilizados em algumas aeronaves comerciais.	12
Figura 2- Exemplos de componentes estruturais (tubos) preenchidos com espuma metálica.	13
Figura 3- Fabricação de espuma de alumínio por fase volátil	18
Figura 4- Diagrama de fase binário de magnésio e alumínio	19
Figura 5- Esquema do processo de obtenção de espumas metálicas	21
Figura 6- Espuma de Alumínio contendo.	23
Figura 7- Espuma de liga de alumínio contendo 3% de Si, 2% de Cu e 2% de Mg	24
Figura 8- Poros na superfície da espuma de magnésio.	24
Figura 9- Formas de cada partícula em função da rota de obtenção	25
Figura 10- Compactação uniaxial	26
Figura 11- Estágios da compactação uniaxial.	27
Figura 12- Distribuição de densidade de pós submetidos a pressões de compactação em moldes rígidos contendo quinas	28
Figura 13- Distribuição de densidade de pós submetidos a pressões de compactação em moldes rígidos cilíndricos ou prismático	29
Figura 14- Coalescência e drenagem nas espumas metálicas (vista lateral)	32
Figura 15- Coalescência e drenagem nas espumas metálicas (vista em corte)	32
Figura 16- Coalescência da espuma	33
Figura 17- Presença de Coalescência nas espumas de magnésio com 17% de Alumínio.....	33
Figura 18- Comportamento típico de diversas propriedades de peças sinterizadas em diferentes temperaturas.....	35
Figura 19- Partículas esféricas unidas por um menisco líquido.....	36
Figura 20 - Molde para compactação dos pós metálicos em aço AISI 316 trefilado	37
Figura 21- Qualidade da espuma.	38
Figura 22- Espuma de alumínio de boa qualidade	39
Figura 23- Exemplos de aplicação de estruturas sanduíche..	40
Figura 24 - Fluxograma de produção das espumas de alumínio.....	41
Figura 25- Aspecto físico a olho nu dos pós de alumínio.	42
Figura 26 -Separação magnética de partículas ferrosas dos cavacos de alumínio ASTM 7075	43

Figura 27- Molde de compactação uniaxial em aço SAE 4340	45
Figura 28- Almofariz para mistura de hidreto de titânio com pó de alumínio	47
Figura 29- MEV e análise química do cavaco de alumínio ASTM 7075, colhido da serra mecânica.	54
Figura 30- Foto macroscópica (60% de ampliação) dos pós de latinha, conforme fornecido.....	55
Figura 31- MEV dos pós de latinhas.....	55
Figura 32- MEV nos pós de alumínio grosso, fornecida pela ALCOA	56
Figura 33- MEV nos pós de alumínio fino, fornecida pela ALCOA	57
Figura 34- Morfologia dos pós de magnésio (ASTM AZ91).....	58
Figura 35- Morfologia das partículas de hidreto de titânio (China)	58
Figura 36- Morfologia das partículas de hidreto de titânio (USA) - ampliação 600x	59
Figura 37- Difratoograma do pó de alumínio fino - ALCOA	60
Figura 38- Difratoograma do pó de hidreto de titânio (China)	60
Figura 39- Mapeamento da concentração de alumínio e titânio na mistura dos pós.....	62
Figura 40- Corpos após a compactação.....	62
Figura 41- Gráfico de compactação dos pós de alumínio ASTM 7075 e latinha	64
Figura 42- Gráfico da densidade relativa de todos os pós em função da tensão aplicada	68
Figura 43- Crosta de Alumínio na camisa e na cabeça do pistão.....	69
Figura 44- Espuma após ser resfriada	70
Figura 45- Vista em corte das amostras referente a Tabela 12.....	70
Figura 46- Vista em corte das amostras referentes a Tabela 13	71
Figura 47- Espumas de pó de alumínio grosso e fino com 5% da liga ASTM AZ91.....	73
Figura 48- Amostras de espumas em diferentes taxas de aquecimento	74
Figura 49- Amostra de pós de alumínio ASTM 7075.....	75
Figura 50- Efeito de drenagem nas amostras após o resfriamento	75
Figura 51- Evidência do fenômeno da coalescência	76
Figura 52- Espuma considerada ruim.....	76
Figura 53- Melhores espumas produzidas na pesquisa.	77
Figura 54- Análise da superfície da espuma	78
Figura 55- Concentração na superfície da espuma.....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição da liga de alumínio ASTM 7075 e suas aplicações	16
Tabela 2- Composição da liga ASTM AZ91 fornecida pelo fabricante RIMA	44
Tabela 3- Condições de produção de cada amostra	52
Tabela 4 - Condições de produção de cada amostra (Continuação).....	53
Tabela 5- Compactação dos pós de Alumínio ASTM 7075 com 1% de hidreto China ..	63
Tabela 6- Compactação dos pós de latinha com 1% de hidreto China	63
Tabela 7- Compactação de pó de alumínio grosso com 1% de hidreto China	65
Tabela 8- Compactação de pó de alumínio fino com 1%de hidreto China	65
Tabela 9- Compactação de pó de alumínio fino e 1% de hidreto China a quente 280°C	66
Tabela 10- Compactação de pó de alumínio fino e grosso com 1% hidreto China e 5% magnésio (liga ASTM AZ91).....	66
Tabela 11- Compactação de alumínio fino com 1% de hidreto de titânio EUA.....	67
Tabela 12- Resultadodas amostras com porosidade abaixo a 50%.....	70
Tabela 13- Resultado pós aquecimento das amostras com porosidade acima de 50%	71
Tabela 14- Resultado pós aquecimento das amostras contendo pós de alumínio e 5% de magnésio	72
Tabela 15- Resultado do ensaio de dureza Vickers para as espumas.....	79

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	12
2. OBJETIVOS	15
2.1 OBJETIVO GERAL	15
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1 ALUMÍNIO.....	16
3.2 MAGNÉSIO.....	17
3.3 ESPUMAS METÁLICAS	17
3.4 PROCESSO DE METALURGIA DO PÓ	20
3.4.1 Misturas de pós	25
3.4.2 Compactação uniaxial	26
3.4.3 Processo de espumagem.....	29
3.4.4 Sinterização.....	34
3.5 MOLDE PARA COMPACTAÇÃO	37
3.6 QUALIDADE DA ESPUMA.	38
3.7 ESPUMAS DE ALUMÍNIO COMO MATERIAIS DE PREENCHIMENTO.....	40
4. MATERIAIS E MÉTODOS	41
4.1 MATERIAIS.....	41
4.1.1 Pós de alumínio.....	42
4.1.2 Pós de magnésio.....	44
4.1.3 Pós de hidreto de titânio	44
4.2 ANÁLISE FÍSICO QUÍMICA DOS PÓS DOS MATERIAIS.	46
4.2.1 Análise morfológica e composição	46
4.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	47
4.3.1 Mistura dos pós	47

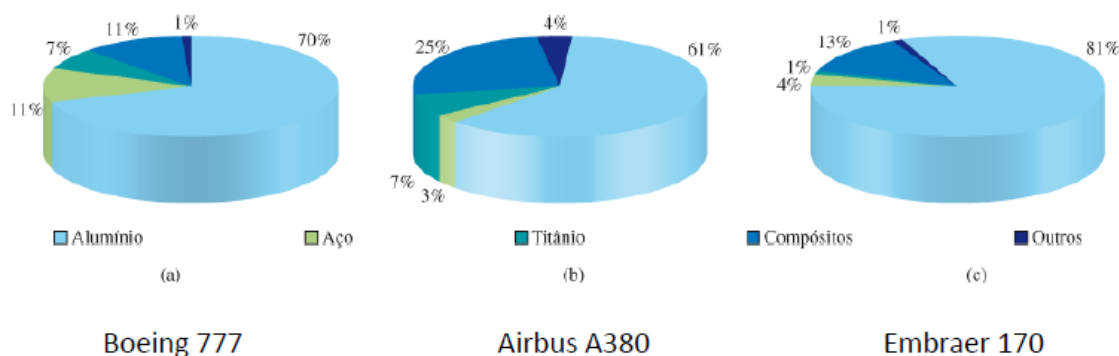
4.3.2 Compactação uniaxial	48
4.3.3 Aquecimento no forno	49
4.3.4 Caracterização das espumas	50
4.3.5 Inspeção visual.....	50
4.3.6 Ensaio de dureza Vickers.....	50
4.3.7 Resumo dos principais parâmetros para cada amostra.	51
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	54
5.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO QUÍMICA PÓS DE ALUMÍNIO, HIDRETO DE TITÂNIO E MAGNÉSIO.	54
5.1.1 MEV do pó de alumínio da liga ASTM 7075.....	54
5.1.2 MEV dos pós de latinhas.....	55
5.1.3 MEV dos dois pós (grosso e fino) - ALCOA	56
5.1.4 MEV dos pós de magnésio.....	57
5.1.5 MEV dos pós de hidreto de titânio.....	58
5.1.6 Fluorescência de raios X – pós de alumínio e TiH_2	59
5.1.7 Difração de raios X – pós de alumínio.....	60
5.2 MISTURA DOS PÓS.....	61
5.3 COMPACTAÇÃO DA MISTURA DOS PÓS.....	62
5.3.1 Compactação dos pós de alumínio de latinha e ASTM 7075	63
5.3.2 Compactação dos pós de alumínio grosso e fino	64
5.4 AQUECIMENTO NO FORNO	69
5.4.1 Amostras de pós de latinha e alumínio ASTM 7075 após aquecimento e resfriamento	69
5.4.2 Amostras de pós de alumínio grosso e fino após aquecimento e resfriamento.	69
5.4.3 Amostras de pós de alumínio grosso e fino com adição de 5% de magnésio após aquecimento e resfriamento	72
5.5 ANÁLISE DA TAXA DE AQUECIMENTO	74

5.6 INSPEÇÃO VISUAL NOS CORPOS DE PROVA.....	75
5.7 ENSAIOS DE DUREZA VICKERS.....	77
6. CONCLUSÃO	80
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	82
ANEXO A	83
ANEXO B	84
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é amplamente utilizado na indústria aeroespacial devido a sua alta resistência, baixo peso específico e alta resistência à corrosão (ver Figura 1).

Figura 1 – Materiais de uso estrutural utilizados em algumas aeronaves comerciais.



Fonte: Barbosa (2014).

O desempenho de uma aeronave depende profundamente da razão massa específica de seus componentes estruturais versus a potência dos motores, que está por sua vez associada ao consumo de combustível, de tal maneira que quanto mais potência for exigida da aeronave maior será seu consumo de combustível para transporte da carga útil. Sendo assim, para melhorar o desempenho das aeronaves podem-se desenvolver estudos buscando o possível aumento da potência do motor, o que está atrelado a um maior custo operacional, ou então diminuir o peso da mesma (BARROS, 2001).

Atualmente algumas espumas metálicas vêm sendo otimizadas para a utilização em aviões ou automóveis, uma vez que estas são compostas por materiais estruturais com poros internos possuindo características morfológicas diferenciadas, e com distribuição do tamanho e/ou geometria dos poros (drenagem e/ou coalescência) satisfatórias para uma possível aplicação estrutural, entretanto, com uma massa específica da ordem de 50% menor que o alumínio metálico. Além da redução de peso, as espumas de alumínio também apresentam boa absorção de ruídos e boa resistência ao impacto (GARCÍA-MORENO, 2016).

Uma possível aplicação das espumas metálicas em aeronaves seria substituição das estruturas do tipo *honeycomb* pelas espumas metálicas. O

honeycomb apesar de largamente utilizadas na indústria aeronáutica, têm seu processo de fabricação mais complexo do que as espumas de alumínio, e principalmente, possuem comportamento anisotrópico, resistem bem a tensões de compressão, porém para tensões de flexão e cisalhamento não possuem boa resistência mecânica. Ao passo que as espumas metálicas tendem a ter um comportamento mecânico mais isotrópico (BANHART, 2011)

As espumas também estão sendo utilizadas como parte estrutural em algumas turbinas, por terem características de bons isolantes acústicos. As espumas são utilizadas como absorvedoras de impacto nos trens de pouso de veículos espaciais, substituindo materiais que apresentam baixa performance em condições extremas e hostis do espaço (BANHART, 2000).

Na literatura, observa-se que inúmeros trabalhos vêm sendo direcionados para o desenvolvimento de espumas como material de preenchimento, a proposta seria o preenchimento de tubos com as espumas metálicas como reforço estrutural contra fenômenos de fadiga e vibrações (LEWANDOWSKI, 2015; BONALDI, 2012) (ver 2).

Figura 2- Exemplos de componentes estruturais (tubos) preenchidos com espuma metálica.



Fonte: Bonaldi (2012).

Em termos práticos a presença da espuma no interior dos tubos cria um conjugado estrutural que contribui para elevar a resistência mecânica do tubo vazio, permitindo projetar materiais estruturais com diâmetros menores para uma mesma resistência. Com isso, será possível desenvolver componentes estruturais ocupando um volume menor o que possibilita em casos de aeronaves, um maior volume ocupado por passageiros ou cargas (BONALDI, 2012).

As propriedades das espumas metálicas dependem muito das características morfológicas dos poros, como a distribuição de tamanho dos poros, a curvatura da parede celular e a disposição dos poros na matriz (DEGISCHER, 2002).

O processo de otimização da produção das espumas de alumínio neste trabalho foi baseado na rota canônica da metalurgia do pó. Foram realizadas investigações sobre os efeitos dos parâmetros de processamento: compactação, variação na taxa de aquecimento, temperatura e tempo no platô e da granulometria das matérias primas, visando produzir um corpo de prova com alta porosidade, distribuição e formato de poros mais homogêneos almejando futuramente possíveis aplicações na indústria aeronáutica.

2. OBJETIVOS.

2.1 OBJETIVO GERAL

Aprimorar a rota da produção de espumas metálica avaliando a influência da granulometria dos pós de alumínio e da adição da liga ASTM AZ91 no processo de metalurgia do pó, tendo como agente expensor o hidreto de titânio.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar as matérias primas utilizadas quanto à morfologia das partículas, grau de pureza e granulometria.
- Aprimorar um molde em aço SAE 4340 capaz de suportar pressões de compactação dos pós de alumínio/magnésio (ASTM AZ91) com hidreto de titânio, gerando uma densificação a verde da ordem de 95%.
- Avaliar a densificação do corpo verde utilizando pós de alumínio com diferentes granulometrias, sendo 2 desses pós de alumínio reutilizados e 2 comerciais de alta pureza.
- Avaliar a influência da adição de 5% do pó da liga de magnésio ASTM AZ91 (com 90% de magnésio e 9% de alumínio) na produção das espumas de alumínio.
- Comparar o efeito da utilização de 2 diferentes hidretos de titânio na qualidade das espumas de alumínio.
- Avaliar a influência das taxas de aquecimento (6°C/min, 16°C/min e 40°C/min) da temperatura ambiente até o platô de 710°C com a permanência neste platô por 8 minutos, sobre a formação de poros a partir do corpo verde compactado.
- Comparar a qualidade da espuma metálica produzidas em diferentes condições, com base em critérios qualitativos de dispersão, distribuição do tamanho e geometria dos poros (drenagem e/ou coalescência) para uma possível aplicação aeronáutica.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 ALUMÍNIO

O alumínio possui densidade cerca de $2,7\text{g/cm}^3$ o que é aproximadamente $1/3$ da densidade do aço. Possui também alta condutividade elétrica e alta resistência à corrosão, pois forma-se em sua superfície uma camada de óxido de alumínio que protege o material. O ponto de fusão está em torno de 660°C . Possui estrutura cristalina do tipo cubo face centrada, e limite de resistência a tração de aproximadamente 90MPa (MELLO et. al, 2009).

Dentre as ligas de alumínio destaca-se a ASTM 7075-T6 que possui um amplo espectro de aplicações em peças sujeitas a elevados esforços mecânicos na indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e em usos estruturais. Além do seu baixo peso específico de $2,85\text{g/cm}^3$, a liga alumínio ASTM 7075 possui um conjunto de características ou performance singulares em relação a outros materiais metálicos como: tenacidade, dureza, resistente à corrosão, soldabilidade e o fato de ser reciclável. O emprego da liga Al ASTM 7075 em processos de fabricação permite maior facilidade e rapidez em operações de corte, torneamento, fresamento, perfurações, polimento, além de admitindo tratamentos de superfície, proporcionando um menor desgaste e esforço do equipamento (RAMBABU, 2017). Na Tabela 1 pode ser observada a composição da liga ASTM 7075 e suas aplicações em aeronaves.

Tabela 1- Composição da liga de alumínio ASTM 7075 e suas aplicações

Alumínio 7075	Cu	Mg	Zn	Si	Fe	Ti
Composição	1,2-2,0	2,1-2,9	5,1-6,1	<0,3	<0,4	<0,1
Aplicação:	Reforçadores de fuselagem, reforçadores de asas, barra de reforço em assoalhos e trilhos de fixação de assentos.					

Fonte: Rambabu (2017).

Em geral, uma liga de alumínio quando utiliza ambos os elementos magnésio e zinco, tornam o alumínio mais resistente mecanicamente do que em ligas contendo os elementos separados. A presença de ferro e carbono diminui consideravelmente a tenacidade dessa liga. À medida que as aeronaves foram ficando maiores tornou-se

necessária a utilização de estruturas com seções mais espessas e com boa resistência à corrosão, sendo a liga de alumínio ASTM 7075 muito adequada para essa aplicação (RAMBABU, 2017).

3.2 MAGNÉSIO

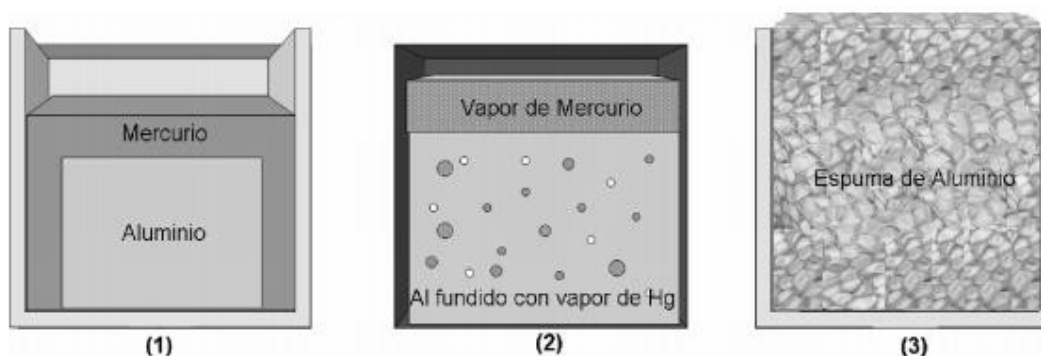
O magnésio é o metal estrutural menos denso de todos, sua densidade é de $1,74\text{g/cm}^3$ o que corresponde a aproximadamente $2/3$ da densidade do alumínio, que é o segundo elemento estrutural menos denso. O magnésio representa cerca de 2% do total da massa do planeta, esse elemento aparece naturalmente na crosta terrestre em forma de carbonatos (Dolomita $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$ e Magnesita MgCO_3). Contudo a maior reserva de magnésio se encontra no oceano, constituindo 0,13% da massa desses. O magnésio possui número atômico de 12 e tem massa molar de $24,3\text{g/mol}$. A temperatura ambiente o magnésio e suas ligas têm baixa ductilidade e alta resistência mecânica, pois apresentam estruturas do tipo hexagonal compacta (AVEDESIAN, 1999).

O magnésio também tem baixa temperatura de fusão (cerca de 650°C), e seu coeficiente de expansão térmica linear é de aproximadamente $28\mu\text{m}/^\circ\text{C}$, a condutividade térmica do magnésio é de 154W/m.K . Por fim, o calor específico é de 1025kJ/kg.K . As propriedades mecânicas do magnésio para tensão de compressão são de 34MPa até 55MPa (para o material extrudado), o módulo de elasticidade é em torno de 42GPa , o coeficiente de *Poisson* é de 0,35 (AVEDESIAN, 1999).

3.3 ESPUMAS METÁLICAS

As espumas metálicas tiveram seu início de fabricação por volta do ano de 1948 após Benjamin Sosnick produzir a primeira patente chamada “Processo para fazer massa de espuma metálica”. Utilizando altas temperaturas e pressões de ligas de alumínio juntamente com um metal volátil. Está ilustrado na Figura 3 o processo em que o mercúrio é utilizado como metal volátil.

Figura 3- Fabricação de espuma de alumínio por fase volátil



Fonte: Gutiérrez-Vázquez, (2008).

Após atingir a temperatura de ebulição, o mercúrio em estado gasoso gera altas pressões no metal sólido até que a liga de alumínio se funda, e ocorra a liberação da pressão, vapor volátil, e consequente espumagem (geração dos poros) do gás de mercúrio dentro da matriz de alumínio. Após um tempo acima da temperatura de fusão, o material é então resfriado ao ar até chegar à temperatura ambiente. Esse método se mostrou pouco eficaz, com difícil controle da velocidade de formação dos poros no corpo, produzindo pequenas quantidades de uma espuma metálica irregular de poros fechados (GUTIÉRREZ- VÁZQUEZ,2008).

Por volta de 1959 outras patentes foram registradas pela *Reino Aircraft Corporation* com as primeiras tentativas de otimizar o processamento de espumas metálicas de poros abertos produzidas pela inserção de partículas de sal como agente expensor no alumínio fundido. Estas partículas depois de dissolvidas originavam os poros abertos na estrutura. Após serem compactados e extrudados, sendo posteriormente aquecidos produzindo gases por decomposição em altas temperaturas (GUTIÉRREZ-VÁZQUEZ,2008).

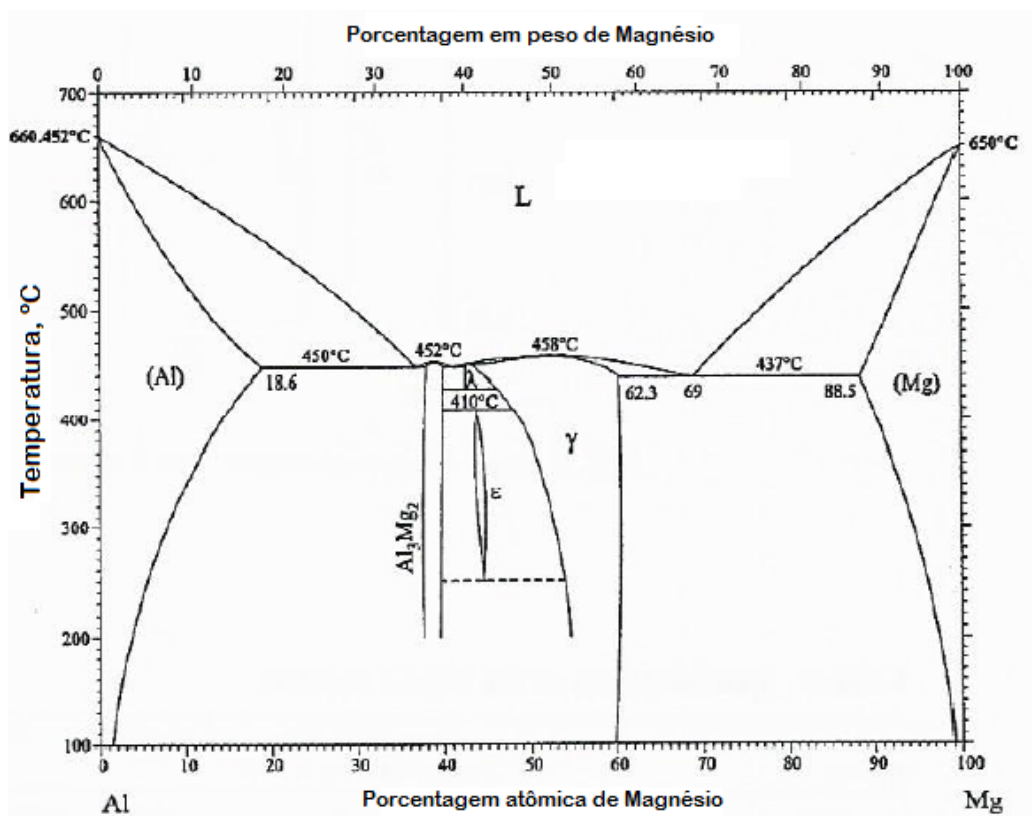
O termo espuma é entendido por uma dispersão de uma fase da matéria em outra. Em especial as espumas metálicas se enquadram no critério de uma fase gasosa dispersa em uma fase sólida (BONALDI, 2012).

Segundo Banhart (2000), metais celulares são metais que possui no seu corpo espaços vazios. Espumas metálicas é uma classe especial de metais celulares em que a origem dos vazios internos do material foi predeterminada. No processo de metalurgia do pó, os vazios internos do material são originados aquecendo o material até poucos graus acima do ponto de fusão, e em seguida as bolhas de gases são

liberadas na fase líquida, e então formam-se os vazios no metal. Ao fim, resfria-se o metal até que ele retorne a fase sólida.

Na Figura 4 está ilustrado o diagrama de fases do alumínio com o magnésio.

Figura 4-Diagrama de fase binário de magnésio e alumínio



Fonte: Avedeisian, (1999)

Na Figura 4 é possível perceber que adicionando magnésio ao alumínio diminui-se a temperatura de fusão deste. Alguns autores têm estudado como a matriz da espuma contendo alumínio, silício e magnésio influenciam no comportamento da formação da espuma. Esses elementos abaixam a temperatura de solidificação do alumínio puro e por isso podem servir como aditivos para melhorar as características ou o processo de formação da espuma (BONALDI, 2012; AVEDEISIAN, 1999).

Essas espumas de alumínio podem ser utilizadas em partes estruturais sujeitas a impactos em automóveis (como berço do motor) ou em estruturas tubulares de asa e fuselagem de aeronaves. Podendo melhorar as características de resistência ao impacto em colisões no caso da aplicação automotiva, ou diminuir o volume ocupado pelas estruturas tubulares nos aviões (BONALDI, 2012; BANHART, 2000).

3.4 PROCESSO DE METALURGIA DO PÓ

A metalurgia do pó (MP) é um processo muito antigo, datando do início da nossa civilização. Porém, permaneceu por muitos séculos esquecida, enquanto a metalurgia convencional continuou a desenvolver processos para o refino e fusão de materiais metálicos e, também, para a produção de artefatos ou componentes estruturais por meio da deformação plástica (forjamento e usinagem). O método ficou significativamente omitido durante o rápido desenvolvimento industrial do século XIX embora, no mesmo período, testemunhou-se muitos projetos de pesquisa e patentes, cujos valores perderam-se entre a 1 e 2ª revolução industrial (CHIAVERINI, 2001).

Apenas na década de 20 do século passado apareceram aplicações importantes, mas as bases tecnológicas e científicas não estavam consolidadas. Nos anos 60 e 70 do século XX, devido ao crescente número de aplicações, buscou-se compensar o tempo perdido. Os componentes produzidos pela metalurgia do pó são utilizados em uma grande variedade de mercados, sendo a indústria automotiva o principal deles. Este ramo industrial responde por, aproximadamente, 70% do consumo de peças estruturais à base de ferro. Um automóvel moderno contém, em média, dez quilos de componentes sinterizados, comumente encontrados nos motores e no sistema de transmissão. Esta quantia depende diretamente da origem dos automóveis: carros norte-americanos tendem a possuir muito mais peças sinterizadas que aqueles produzidos na Ásia. Outros importantes mercados incluem recreação, ferramentas manuais, eletrodomésticos, aplicações biomédicas e aeronáuticas (CHIAVERINI, 2001).

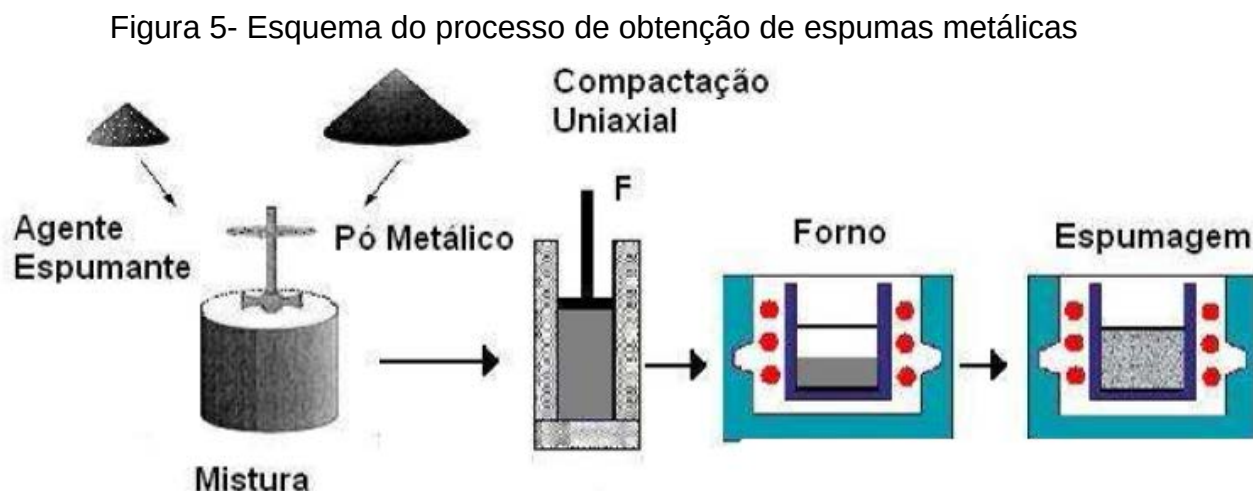
O principal atrativo da MP é a habilidade de produzir peças de alta qualidade, com geometrias complexas, em tolerâncias estreitas, de uma forma relativamente econômica. A MP parte de um pó metálico com atributos específicos tais como tamanho e forma e os converte em um componente de alto desempenho, precisão e resistência mecânica. O processo se baseia em operações automatizadas com baixo consumo relativo de energia, aliado ao grande aproveitamento de material. Estas características fazem a técnica de metalurgia do pó estar alinhada com conceitos modernos de produtividade, energia e economia de materiais. Consequentemente, observa-se um crescimento desta técnica perante os métodos tradicionais de conformação de metais. Ademais, a MP é um processo de produção flexível, capaz de

absorver uma ampla gama de novos materiais, microestruturas e propriedades, criando muitos nichos únicos de aplicação para a técnica (CHIAVERINI, 2001).

Esse processo visa produzir peças a partir de pós metálicos. A esse processo foi acrescido uma etapa de espumagem, que ocorre a partir de um agente expensor que é misturado juntamente com os pós metálicos. Após a mistura, os pós são compactados em uma matriz metálica, seguido de um aquecimento do material até acima da temperatura de fusão do metal. O surgimento dos poros se deve a decomposição química do agente expensor. O tamanho desses poros pode ser afetado pelo tempo de formação do núcleo, ciclo de expansão, teor do agente expansivo e pressão a frio aplicada na mistura. À medida que o crescimento das bolhas ocorre, há uma consequente diminuição da densidade da espuma (DUARTE, 2005).

O agente expensor mais utilizado é o hidreto de titânio (TiH_2) que se decompõe em Ti sólido e H_2 gasoso quando aquecido a temperaturas próximas de $465^\circ C$, a qual é bem inferior a temperatura de fusão do alumínio puro ($660^\circ C$). Essa diferença de temperatura permite que o gás hidrogênio fique aprisionado na matriz sólida, e que seja liberado apenas quando o alumínio sólido inicie seu processo de fusão. Então, o gás hidrogênio continua sendo aquecido com o metal parcialmente fundido, permitindo que o gás promova o crescimento das bolhas no interior da matriz (ASHBY, 2000).

Um diagrama esquemático da fabricação das espumas metálicas é mostrado na Figura 5



Fonte: Bonaldi; Shaeffer (2010).

Existem várias técnicas de produção dos pós-metálicos, as quais estão intimamente relacionadas com as propriedades físico-químicas do material a ser processado, além daquelas propriedades a serem adquiridas pelas partículas de pó: tamanho, forma, distribuição de tamanho, densidade e superfície específica. Desta forma, o controle sistemático da técnica de produção do pó é um fator extremamente importante, uma vez que, em última instância, influencia as propriedades da peça sinterizada. As técnicas de produção dos pós podem ser englobadas em três grandes áreas: processos químicos, processos físicos e processos mecânicos. Os processos químicos são aqueles em que o pó é produzido por decomposição química de um composto do metal, envolvendo uma série de reações de redução. Já os processos físicos e mecânicos estão muito inter-relacionados e, dentre esses processos, a atomização do metal líquido (processo físico) e quebra (processo mecânico) são largamente empregados tanto na produção industrial quanto a nível laboratorial (ASHBY, 2000).

Após os pós metálicos serem misturados, uma compactação unidirecional a frio é aplicada nos pós dentro de um molde rígido. O corpo, após a compactação, recebe o nome de corpo verde (CV), e possui densidade próxima a do metal sólido. O CV é então aquecido a temperaturas ligeiramente maiores que a de fusão. Durante o aquecimento, o hidreto de titânio é decomposto liberando gases, e estes por sua vez, formam a estrutura porosa interna do material. O processo resulta em materiais com densidades menores que 80% da densidade do metal sólido (BONALDI, 2010).

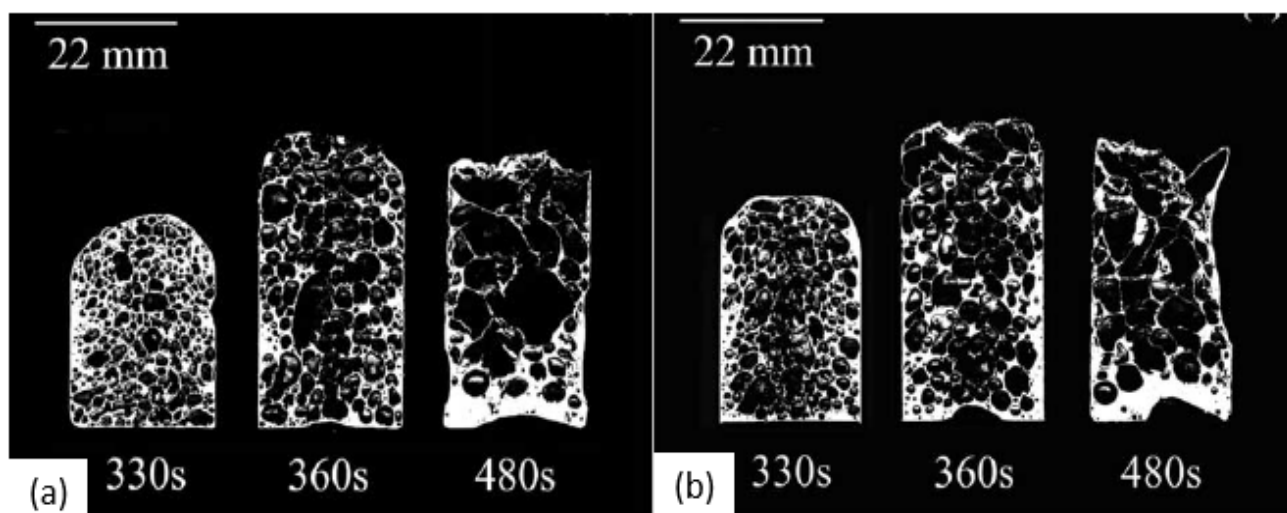
É imprescindível que a densidade da amostra compactada seja próxima a densidade do material sólido, para que o gás gerado na etapa de espumagem não saia pela porosidade formada entre os pós e que resulte em bolhas no material. Portanto, a densidade do compactado deve ser avaliada, a fim de analisar os efeitos da compactação inadequada no resultado final do material (BONALDI, 2012)

Ashby (2000) apresenta o conceito de densidade relativa, que é dada pela razão da densidade do CV pela densidade do metal sólido. Essa razão deve estar próxima a 95% para que o agente expensor consiga gerar poros significativos na matriz de alumínio.

Segundo Banhart (2000), se os CV forem colocados no forno sem estar contido em uma fôrma, será formado vários pedaços de espuma, sem nenhum formato padrão. Para evitar isso, é necessário construir um molde, de tal maneira que quando o material for expandido, ele assuma o formato do molde.

Asavavisithchai (2006) produziu espumas de alumínio puro sem e com 0,6% em peso de magnésio utilizando a rota da metalurgia do pó. Submeteu a mistura dos pós com o agente expensor (TiH_2) a uma compactação a frio de 650MPa alcançando níveis de compactação superior a 96%. Em seguida colocou o corpo verde em um forno pré-aquecido a 800°C e manteve durante 330, 360 e 480 segundos. Depois retirou do forno e deixou resfriar a temperatura de 25°C. Utilizando apenas alumínio foi obtida uma densidade relativa de 27%, já com acréscimo de magnésio a densidade relativa chegou a 23%. Foi observado que na presença de magnésio os poros crescem e coalescem mais rapidamente formando poros com tamanhos menos uniformes (ver Figura 6).

Figura 6- Espuma de Alumínio contendo (a) apenas alumínio e hidreto de titânio e (b) adição de 0,6% de magnésio na mistura de alumínio e hidreto de titânio.



Fonte: Asavavisithchai, (2006).

Kim (2005) produziu espumas metálicas utilizando pó da liga de alumínio contendo 3% de Si, 2% de Cu e 2% de Mg. Submeteu o pó misturado com agente expensor (TiH_2) a uma compactação a quente. Em seguida levou o corpo verde a um forno pré-aquecido a 700°C e manteve durante 15 minutos, em seguida retirou o corpo e deixou resfriar a temperatura de 25°C. (ver Figura 7).

Figura 7- Espuma de liga de alumínio contendo 3% de Si, 2% de Cu e 2% de Mg

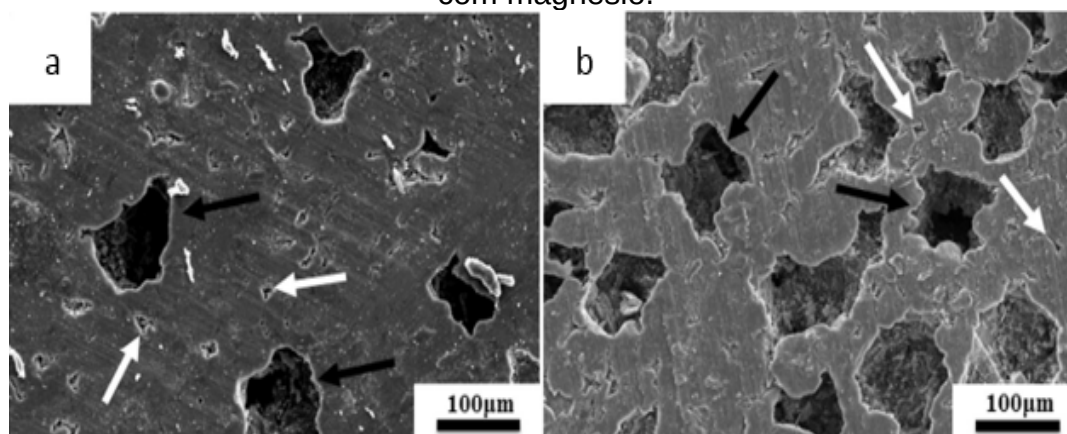


Fonte: Kim, 2005.

A partir da Figura 7 é possível perceber que apesar da densidade relativa atingir 23% os poros possuem uma distribuição de tamanhos bem distintos.

Bi, Zheng e Li (2015) vêm estudando a obtenção das espumas metálicas utilizando magnésio como elemento principal da matriz, por meio do processo de metalurgia do pó. Adotando uma compactação de 300MPa, taxa de aquecimento de 15°C/min, e um tempo de permanência no forno a 550°C durante 2 horas. (ver Figura 8).

Figura 8- Poros na superfície da espuma de magnésio (a) com Alumínio, (b) somente com magnésio.



Fonte: Bi, 2015

Na Figura 8 é possível perceber que os poros não tiveram uma boa uniformidade de tamanho e nem uma boa distribuição na matriz. Apesar de alcançar 40% de densidade relativa.

3.4.1 Misturas de pós

Segundo Chiaverini (2001), uma mistura é uma operação com dois ou mais pós diferentes, no qual ficam intimamente misturados ou homogeneizados. Esta operação aumenta o contato entre as partículas dos pós, e a boa homogeneização depende do tamanho e formato dessas partículas. Quanto mais parecidas forem as partículas, maiores as chances de se obter uma mistura mais uniforme e consistente. As partículas maiores tendem a segregar as partículas menores. A Figura 9 indica os diversos formatos que uma partícula pode ter.

Figura 9- Formas de cada partícula em função da rota de obtenção



Fonte: Chiaverini, (2001).

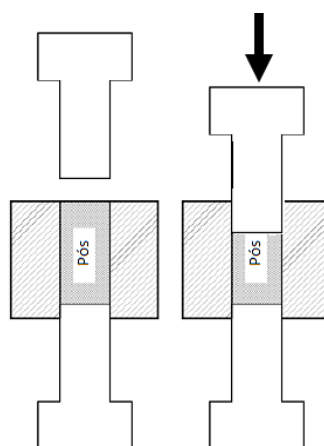
Segundo Ashby (2000), existem basicamente três mecanismos de mistura (mistura difusiva, mistura convectiva e mistura por cisalhamento). Na mistura difusiva, ocorre o movimento de partículas individuais sobre superfícies da massa de pó, enquanto que na mistura convectiva observa-se o movimento de grupo de partículas de uma região para outra. Já no caso da mistura por cisalhamento, têm-se a formação de planos de escorregamento dentro da massa de pó. A homogeneidade de misturas de pós é avaliada a partir da ausência de segregação e da existência de uniformidade de

propriedades. A segregação pode ser detectada pela determinação da distribuição granulométrica em diferentes regiões da massa de pó metálico. Diferenças entre o tamanho de partículas, assim como o formato das mesmas, favorecem a segregação de pós. A uniformidade, por sua vez, pode ser baseada na determinação de certas propriedades, tais como: densidade aparente, capacidade de aquecimento, condutividade elétrica e exame por microscopia. Normalmente, apenas a densidade aparente é avaliada na prática industrial.

3.4.2 Compactação uniaxial

No processo de compactação dos pós, a mistura é levada a um molde, em que um punção comprime o sistema (conforme a figura Figura10).

Figura 10- Compactação uniaxial



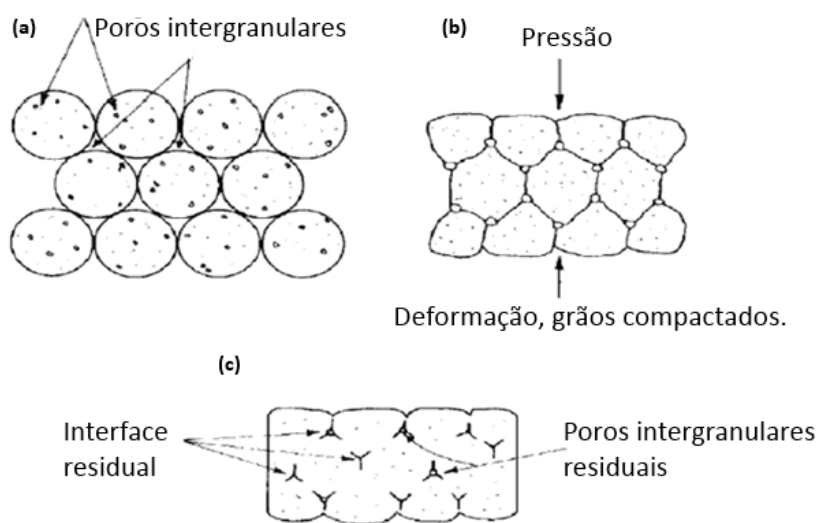
Fonte: Lewandowski, 2015.

O formato do corpo compactado dependerá do formato do molde, sendo em alguns casos, difícil obter geometrias mais complexas. Vários métodos de compactação são utilizados, mas o mais comum é a compressão uniaxial em molde rígido. As compactações causam deformações nas partículas de pós (LEWANDOWSKI, 2015).

A pressão uniaxial é inicialmente transmitida pelos grãos em contato. A deformação dos grãos ocorre pelo deslizamento e rearranjos das partículas, essas por sua vez, reduzem a porosidade intergranular e aumentam a área de contato entre os grãos (REED, 1995).

A compactação pode ser dividida em 3 estágios. No primeiro estágio, a pressão inicial é transmitida pelos grãos em contato, uma pequena quantidade de partículas desliza e se rearranja a baixas pressões, reduzindo os espaços vazios entre os grãos e aumentando a área de contato entre eles. O ar presente entre os grãos migra e parte é exaurido entre o punção e o molde. No segundo estágio, a pressão se torna maior, e começa a ocorrer uma deformação dos grãos nas vizinhanças dos interstícios dos grãos. Nesse estágio há uma redução significativa do volume e no tamanho desses interstícios vazios, ocorrendo uma grande deformação das partículas, no estágio 2 também é maior a densificação. A deformação dos grãos é o mecanismo predominante. Os estágios da compactação podem ser observados na Figura 11 (REED, 1995).

Figura 11- Estágios da compactação uniaxial. (a) estágio 1, (b) estágio 2 e (c) estágio 3.



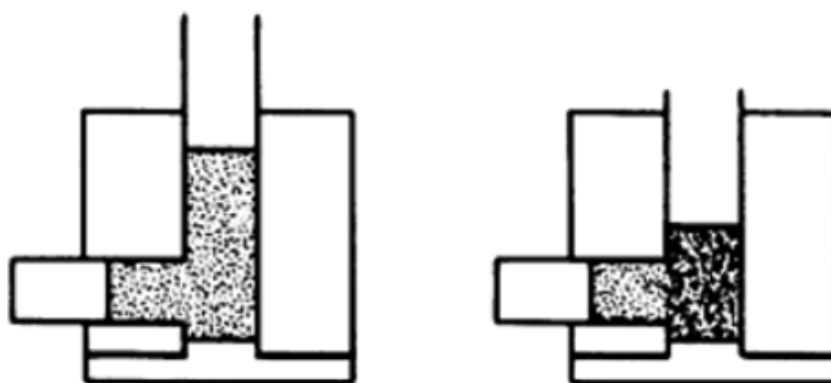
Fonte: Reed, (1995).

No estágio 3 ocorre uma alta densificação, devido aos deslizamentos e rearranjos das partículas. Idealmente, os largos poros entre as deformações dos grãos desaparecem e as interfaces entre os grãos não mais existem. As altas tensões aplicadas e as altas tensões concentradas na região de contato entre as partículas, geram pequenas fraturas, e em regiões onde existem impurezas ocorre uma limitação na densificação (REED, 1995).

A pressão exercida pelo punção cria ligações secundárias entre os pós metálicos, o que mantém a geometria do corpo compactado coeso. A fricção das

partículas com o molde, punção e outras partículas de pós, pode dificultar a formação de um CV com densidades mais homogêneas. Essa não uniformidade da densidade pode acarretar uma irregularidade no formato do corpo pós sinterização, podendo impactar nas propriedades mecânicas do material final. Isso ocorre devido à transmissão de tensão ao longo das partículas de pós não ser uniforme. Comparando com as compressões isostáticas, a compressão uniaxial produz corpos verdes com densidades menos uniformes. Em presença de quinas, o grau de compactação pode ser prejudicado, isso porque parte dos pós migram para a região da quina, e esse movimento dos grãos amortece a compactação. Esse fenômeno está ilustrado na Figura 12 (LEWANDOWSKI, 2015).

Figura 12- Distribuição de densidade de pós submetidos a pressões de compactação em moldes rígidos contendo quinas

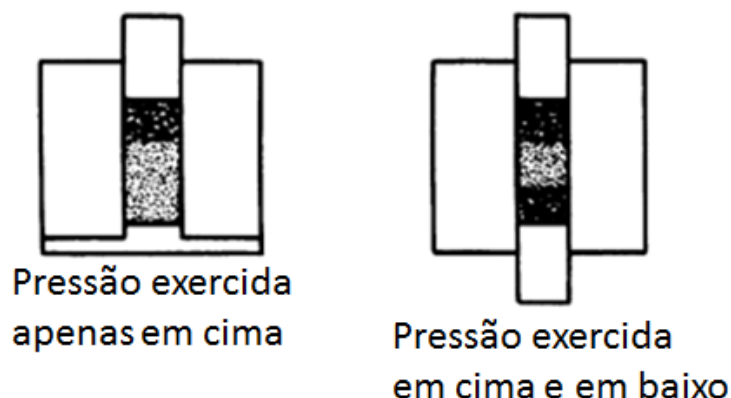


Fonte: Lewandowski, (2015).

Na compactação uniaxial de pós metálicos, a pressão é aplicada nos pós apenas pelos punções que se movimentam verticalmente, impõe-se limitações de formato nas partes que serão produzidas. Se a pressão é aplicada somente no punção superior, os pós são compactados apenas na seção vertical do molde e se perde pressão na direção horizontal. Para ter uma compactação mais homogênea, ambos os punções deveriam se mover. Partes com reentrâncias e com furos que fazem ângulos com a direção vertical geralmente não são boas para produzir via compactação (LEWANDOWSKI, 2015).

Outra consequência do fluxo de pós, que se dá apenas na direção da pressão exercida durante a compactação, é que as partes ficam com diferentes densidades verdes em diferentes níveis (ver Figura 13).

Figura 13- Distribuição de densidade de pós submetidos a pressões de compactação em moldes rígidos cilíndricos ou prismático



Fonte: Lewandowski, 2015.

Isso ocorre porque quando compactados em apenas uma direção de prensagem, os pós sofrem fricção entre as paredes do molde e das próprias partículas dos pós. Uma alternativa para aumentar a uniformidade, seria aplicar punções individuais para cada nível e em diferentes sentidos, ou aplicar um lubrificante mais apropriado para minimizar a fricção dos pós com o molde (LEWANDOWSKI, 2015). Este fenômeno está ilustrado na Figura 13.

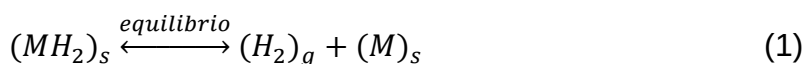
3.4.3 Processo de espumagem

O processo de espumagem, que trata da formação de poros no material, consiste em encaminhar o corpo compactado para o forno e aquecê-lo para que as transformações físicas e químicas possam ocorrer. Essa etapa do processo de fabricação das espumas metálicas, divide-se em 3 grandes estágios da transformação do corpo verde: nucleação de bolhas, crescimento de bolhas e o colapso da espuma (DUARTE, 2005).

Nucleação

O processo de formação de poros no material se dá devido à decomposição do agente expensor por uma reação química na qual os produtos são hidrogênio em estado gasoso (responsável pela nucleação dos poros) e um metal sólido (que em geral, é dissolvido na matriz metálica), segundo a equação 1. Para que esta reação

química ocorra é necessária uma energia de ativação. Em geral, nos locais onde existem impurezas, fissuras e distorções na rede cristalina há uma região de energia acumulada. Tal fato favorece, preferencialmente, a ocorrência de nucleação nessas regiões. A nucleação das bolhas inicia-se, em geral, acima da temperatura de decomposição do hidreto e em temperaturas próximas a temperatura de fusão da matriz metálica (DUARTE, 2005).



Onde:

$(MH_2)_s$: Hidreto metálico

$(H_2)_g$: Gás de hidrogênio.

$(M)_s$: Metal Sólido

O agente expensor mais utilizado no processo de metalurgia do pó é o hidreto de titânio (TiH_2), ele se decompõe em $Ti_{(s)}$ e $H_{2(g)}$ quando é aquecido em torno de $465^\circ C$ (ASHBY, 2000).

Para que a ocorrência dos poros se dê de maneira homogênea ao longo da matriz metálica, é necessário que as partículas de hidreto sejam também homogeneamente dispersa na matriz. Isso faz do processo de mistura dos pós uma importante etapa que tem reflexos na boa integridade do material. Outro fator importante na formação dos poros é a granulometria do hidreto. Quando essa tiver um tamanho elevado, os pontos nos quais ocorrerá a nucleação resultará em poros maiores do que se estivesse utilizado grãos menores de hidretos (BANHART, 2000).

Crescimento dos poros

Após a decomposição do hidreto, microbolhas contendo gás hidrogênio são formadas dando início ao processo de nucleação. À medida que aumenta a temperatura do corpo verde (CV), a temperatura desses gases também aumenta; o que consequentemente aumenta a pressão interna em cada bolha nucleada. Existe um limitador no crescimento das bolhas, que são as fortes ligações metálicas da matriz. Por isso, o crescimento das bolhas se dá de maneira mais elevada em temperaturas próximas a temperatura de fusão da matriz, em que as ligações entre as partículas do metal não são mais tão intensas quanto em baixas temperaturas (ASHBY, 2000)

Com o aumento da temperatura fenômenos de adsorção física, adsorção química, difusão e absorção começam a ocorrer com o hidrogênio. O primeiro mecanismo de interação entre as moléculas do gás e a superfície da parede do poro é a adsorção física. Este mecanismo ocorre por conta de interações intermoleculares do tipo *Van der Waals*, entre as moléculas de gás hidrogênio e a matriz metálica. E, aumenta com a elevação da pressão interna do gás no poro. Entretanto, ele diminui sua intensidade com o aumento da temperatura, de modo que os mecanismos de adsorção química se tornam mais efetivos. A adsorção química inicia-se quando o hidrogênio se dissocia na matriz metálica e estabelece com os metais da superfície interna dos poros ligações químicas, formando hidretos estáveis ou dissolvendo-se na matriz. Estas ligações são mais fortes que as ligações do tipo *Van der Waals*, e a velocidade de adsorção química aumenta com a elevação da temperatura (DUARTE, 2005).

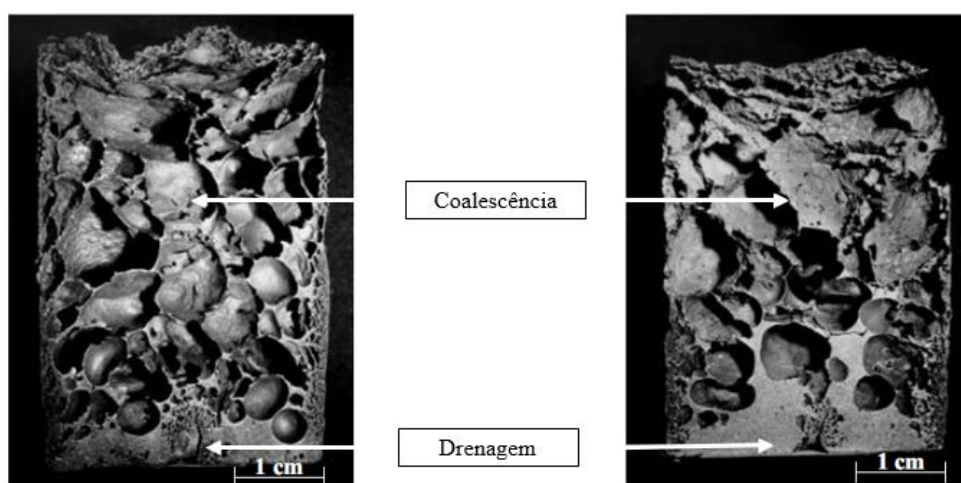
Uma vez dissociado na superfície do metal, o hidrogênio pode assumir cargas positivas e negativas (ânions e cátions, respectivamente). A maneira que o hidrogênio irá se dissociar é muito aleatória. Se o hidrogênio se dissociar em ânions, ele irá estabelecer ligações químicas com o metal devido ao caráter metálico deste. Mas se forem cátions o íon terá um tamanho menor, o que permite que ele migre para os interstícios do metal difundindo-se para o interior da matriz metálica. Em seguida, ocorre o mecanismo de absorção, que consiste na difusão do hidrogênio para o interior da matriz metálica. Por ser um elemento muito pequeno, o hidrogênio encontra-se em solução sólida na matriz metálica. Outros fatores contribuem também para limitar a velocidade de crescimento das bolhas, tais como, a velocidade de solubilidade do gás na matriz metálica (quanto mais solúvel for o gás, menor será a velocidade de expansão da bolha); e as propriedades visco elásticas da matriz metálica (pressão hidrostática ou tensão aplicada na matriz) (DUARTE, 2005).

A porosidade do alumínio irá crescer de maneira lenta, se a taxa de decomposição do hidróxido de titânio for lenta, o contrário também é verdadeiro. Dessa forma, pode ocorrer a produção da espuma de alumínio com pequenos tamanhos de poros, porém, com baixo nível de porosidade. Por outro lado, também é possível produzir espumas com poros grandes e alto nível de porosidade (YANG, 2016).

Colapso

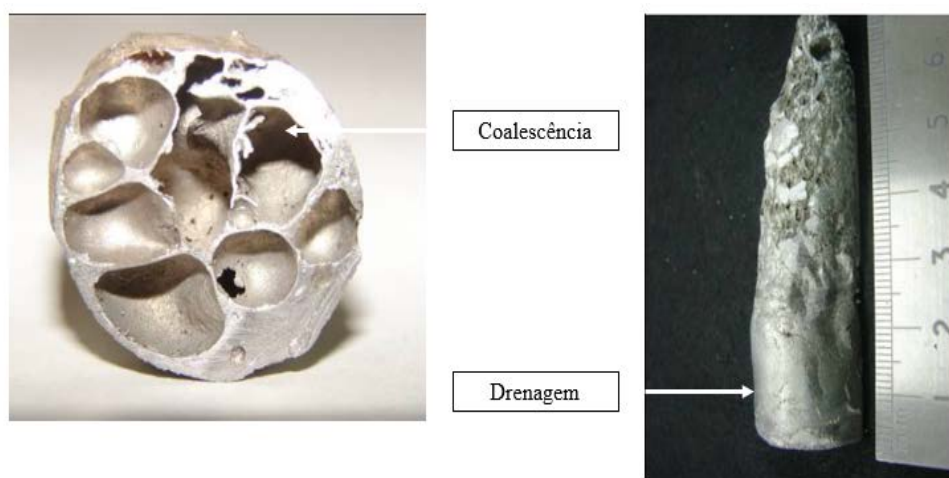
O crescimento das bolhas termina quando acaba toda a decomposição do hidreto responsável por produzir o gás hidrogênio. Inicia-se então o processo de colapso da espuma. Neste processo, as bolhas começam a se unir de maneira não uniforme, provocando a instabilidade da espuma. Além disso, a parte inferior da matriz fica pobre em poros e com regiões de alta densidade. O colapso da espuma ocorre principalmente devido a dois fenômenos: a coalescência e a drenagem (ver Figuras 14 e 15) (DUARTE, 2005; BONALDI, 2012).

Figura 14- Coalescência e drenagem nas espumas metálicas (vista lateral)



Fonte: Duarte, (2005).

Figura 15- Coalescência e drenagem nas espumas metálicas (vista em corte)

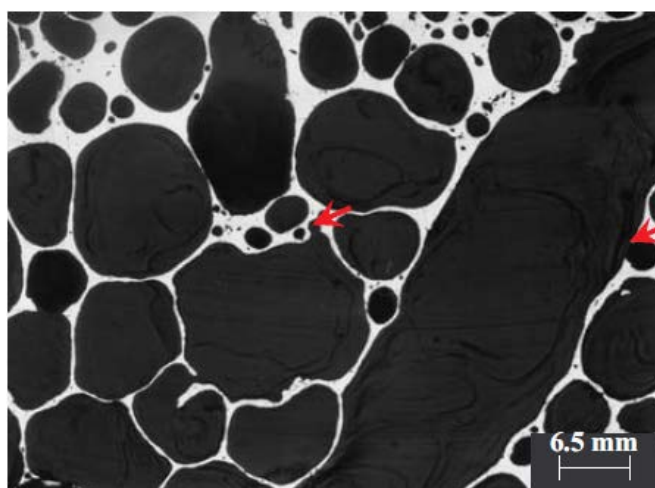


Fonte: Bonaldi, (2012).

Como pode ser observado na Figura 14 e 15, esses fenômenos de coalescência e drenagem, podem dificultar a otimização de propriedades mecânicas ou o desempenho estrutural das peças produzidas com controle dimensional.

A coalescência é o crescimento de algumas bolhas em detrimento do desaparecimento de outras (vide Figura 16).

Figura 16- Coalescência da espuma

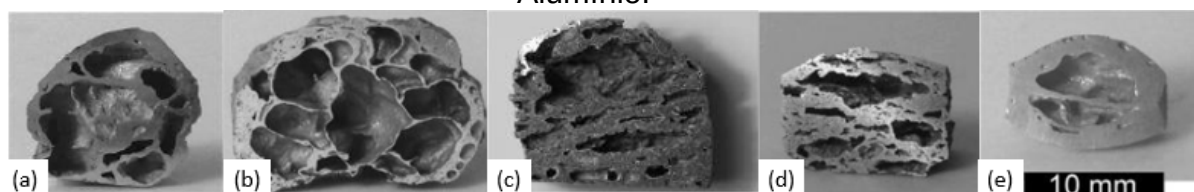


Fonte: Duarte, (2005).

A coalescência se inicia quando os espaçamentos preenchidos pela matriz metálica, entre as bolhas, se tornam tão pequenos e finos a ponto de não serem suficientemente resistentes as pressões das bolhas adjacentes, e acabam, então, se rompendo (DUARTE,2005).

Neu et al (2011) produziu espumas metálicas pela rota da metalurgia do pó. Utilizando pó de magnésio puro misturado com 17% de alumínio puro, e 0,5% de TiH_2 como agente expensor. Aplicando compressão uniaxial e em seguida aqueceu o corpo verde a uma temperatura de 750°C. Conseguiu espumas com porosidade de 60% a 70%, porém com forte presença da coalescência dos poros no material (vide Figura 17)

Figura 17- Presença de Coalescência nas espumas de magnésio com 17% de Alumínio.



Fonte: Neu, (2011).

A drenagem é o fenômeno de escoamento do metal fundido através dos espaçamentos e das superfícies das bolhas adjacentes para o fundo da matriz, devido ao efeito da gravidade. A drenagem desse fluido faz com que o espaçamento entre as bolhas se torne cada vez mais fino, o que contribui para a coalescência das bolhas e para o acúmulo de metal no fundo do material (DUARTE, 2005).

A viscosidade do líquido é uma característica que está diretamente relacionada com os fenômenos de drenagem, de tal maneira que quando o líquido é pouco viscoso ele flui com mais facilidade para a parte inferior da amostra. Isso contribui para deixar o filme de líquido fundido entre as bolhas cada vez mais fino. Por outro lado, aumentando-se a viscosidade do fluido dificulta-se a fluidez do líquido, possibilitando que o filme entre as bolhas permaneça suficientemente largo e resistente a ponto de não se romper, evitando a coalescência das bolhas. Outra propriedade afetada pela viscosidade do fluido é a uniformidade dos poros, de modo que baixas viscosidades facilitam a aglomeração de bolhas deixando-as desuniformes, enquanto que alta viscosidade dificulta a dispersão do hidreto (MA, 1998).

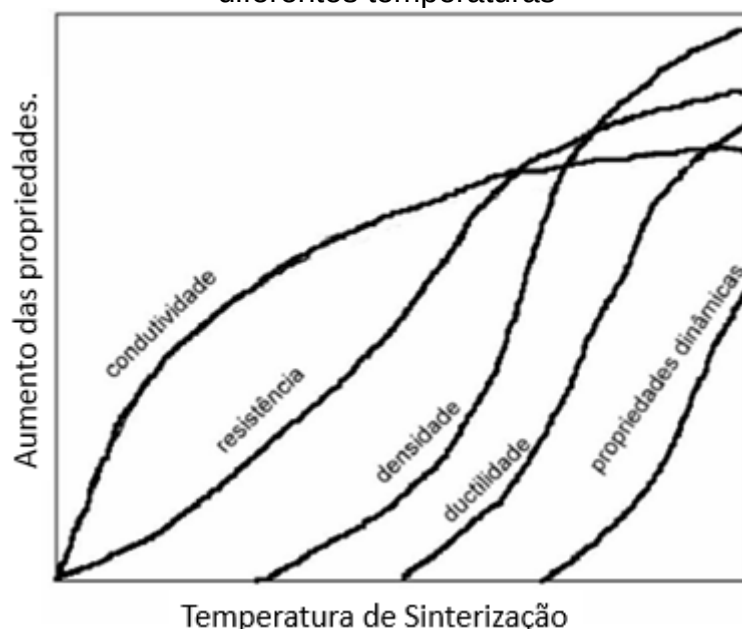
3.4.4 Sinterização

A sinterização é um processo físico, termicamente ativado, em que um determinado conjunto de partículas de um material, inicialmente em contato mútuo, quando submetidas a determinadas condições de temperatura e pressão transformam-se em um corpo único. Esse é mais íntegro, com maior resistência e na maioria das vezes torna-se mais denso. Ao aquecer um sistema ou submetê-lo a determinadas pressões, nem sempre ocorre a sinterização. Esse mecanismo tem como força motora a alta energia presente nas regiões de superfície de uma partícula. Essas regiões são dotadas de defeitos e imperfeições cristalinas e acumulam energia. Por isso, o processo de sinterização está ligado a pós, pois estes possuem grandes áreas superficiais, que quando submetidas a elevadas temperaturas, tendem a sinterizar para diminuir sua área superficial (REED, 1995).

As principais mudanças no corpo sinterizado são nas propriedades (mecânicas, elétricas, magnéticas) e na estrutura (dimensão, densidade, dilatação). As mudanças nas propriedades mecânicas estão ligadas a diminuição de espaço vazios (poros) no interior do CV, e as mudanças nas dimensões do corpo verde estão relacionadas à diminuição da área superficial de cada pó, decorrente da sinterização. Na Figura 18

está ilustrado as mudanças típicas nas propriedades em um corpo pós sinterização (CHIAVERINI 2001).

Figura 18- Comportamento típico de diversas propriedades de peças sinterizadas em diferentes temperaturas



Fonte: Chiaverini, (2001)

A diferença entre sinterização e densificação é que a primeira ocorre devido à tendência de as partículas diminuírem suas energias livres, e pode ser acelerada com o aumento da temperatura. Já a densificação é o aumento da densidade do corpo em detrimento da diminuição da energia do sistema. No processo de metalurgia do pó a densificação torna-se consequência da sinterização (CHIAVERINI 2001).

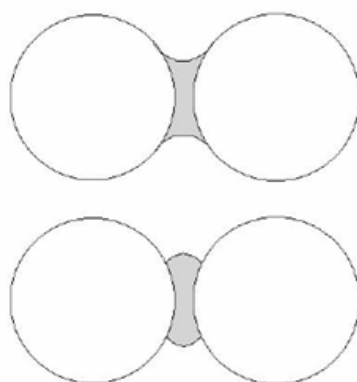
Durante o aquecimento do material o volume do corpo tende a aumentar, sobretudo quando há mudança de estado físico. Apesar de ocorrer nos metais a mudança de fase, os fenômenos de dilatação térmica e mudança de estado físico são mais determinantes no aumento do volume do material. Após a compactação uniaxial, ainda existem poros residuais, que não sumiram devido à compactação dos pós. Esses poros preenchidos com gases exercem pressão no interior da matriz. Ao se aquecer o sistema, a matriz aumenta seu volume e tende a comprimir os poros. Estes por sua vez, por manterem quase a mesma pressão, tendem a diminuir de tamanho devido a pressão da matriz. A consequência dessa dinâmica é os poros ficarem cada vez menores, e em alguns casos até desaparecerem (CHIAVERINI 2001)

Na sinterização por fase líquida, os sistemas em geral são constituídos de duas fases ou mais. A parte da matriz que entra em fusão que é a responsável pela sinterização. Para os pós de alumínio, o líquido se forma a partir de uma reação eutética, onde quanto maior a concentração de elementos de liga mais rapidamente será feita a sinterização. Isso ocorre, pois, a mistura atinge o ponto de fusão a uma temperatura menor, admitindo uma taxa de aquecimento constante (REED, 1995).

A quantidade de líquido em cada instante determina a taxa de contração interna da estrutura. Antes da fusão a estrutura é formada pelo volume da fase sólida mais o volume dos poros internos. Após a fusão, o volume, que antes era ocupado pelos poros e pela matriz sólida, começa a ser ocupado pela fase líquida. Esta, por sua vez, é a responsável pela contração da estrutura e pela diminuição do tamanho dos poros oriundos da compactação dos pós. O aumento da resistência mecânica se dá devido a melhor ligação entre os pós sólidos, criando aderência entre eles. Assim, quando a fase líquida retorna a fase sólida, o material estará mais íntegro (REED, 1995).

Define-se molhabilidade como sendo o ângulo de contato entre uma gota e um substrato sólido (Figura 19).

Figura 19- Partículas esféricas unidas por um menisco líquido.



Fonte: Reed, (1995).

Quanto maior a molhabilidade, menor será o ângulo de contato e mais o líquido irá se espalhar sobre o substrato. Dessa forma, quanto maior a molhabilidade da fase líquida, maior será a densificação da estrutura e maior será a resistência mecânica da mesma. Se os ângulos de contato forem menores que 90° , o líquido passa a exercer força de atração entre as duas partículas. Do contrário, o líquido formado passa a exercer forças de repulsão entre as partículas (REED, 1995).

À medida que o líquido vai se formando ele molha as superfícies dos grãos sólidos, saindo dos locais de onde se formou e se espalhando pelos poros existentes. Quando o líquido preenche uma região em que os grãos não se encontram “ligados”, o líquido age como ligante desses dois grãos, que passam a estar ligados e sem espaços vazios (poros) os separando.

A compactação influencia no tamanho dos poros formados no corpo verde, sendo, quanto maior a pressão, menor será os espaços vazios entre os grãos metálicos. O mesmo ocorre quanto ao tamanho dos grãos, que quanto menores mais conseguem preencher os espaços vazios deixando os poros cada vez menores. Ao passo que quando os poros são muito pequenos, mais fortes são as forças capilares que são responsáveis por unir dois grãos distintos, através da formação de um líquido oriundo da fusão de alguns dos grãos (REED, 1995).

3.5 MOLDE PARA COMPACTAÇÃO

O molde para compactação dos pós deve ser resistente o suficiente para suportar uma pressão de compactação de cerca de 700MPa. O material para confeccionar o molde mais indicado é o aço inoxidável AISI 1045 (BASTOS, 2017).

Bonaldi (2012) utilizou o aço inoxidável AISI 316 (Figura 20), enquanto que Bastos (2017) utilizou o aço AISI 1045 trefilado. Este com tratamento térmico de têmpera a 840°C e mantido a essa temperatura por 45 minutos.

Figura 20- Molde para compactação dos pós metálicos feito em aço AISI 316 trefilado



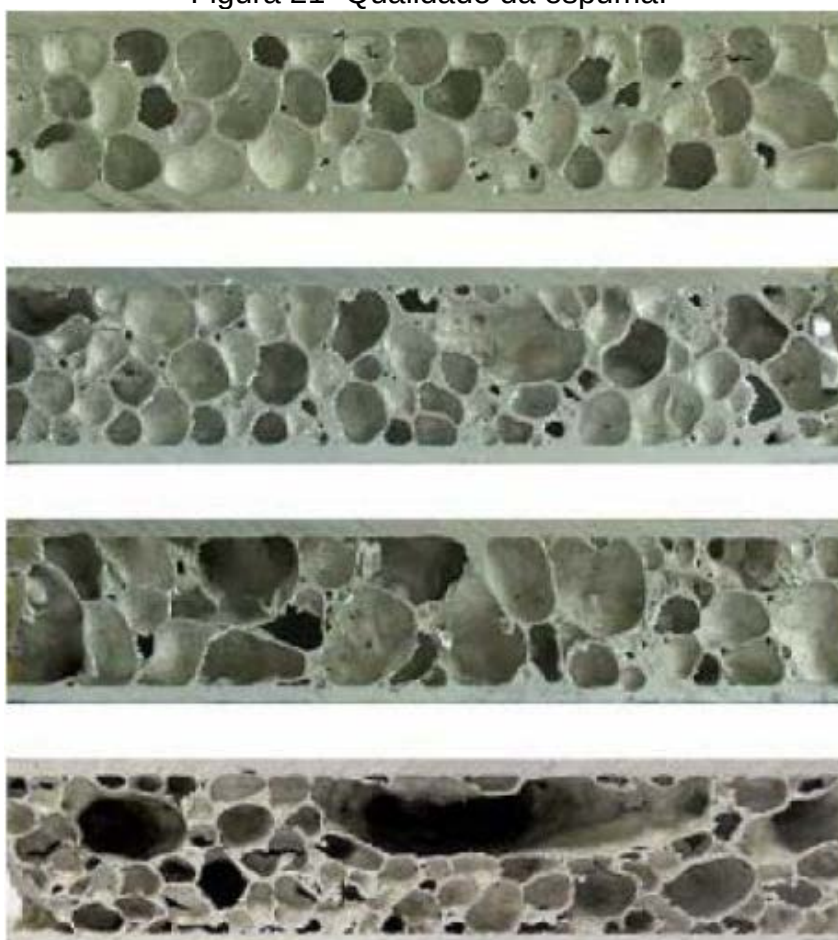
Fonte: Bonaldi, (2010).

Deve-se tomar cuidado no momento de retirar os pós compactados do molde, para não gerar pequenas trincas na amostra compactada. Outro cuidado que deve ser tomado é com a aderência do pó de alumínio no molde, isso pode danificar o acabamento superficial da amostra compactada. Para evitar este tipo de dano, recomenda-se revestir o interior do molde com molycote, ou com pó de estearato de zinco (ESTEVES, 2018).

3.6 QUALIDADE DA ESPUMA.

Uma análise qualitativa é proposta por Ashby (2000), que define a qualidade da espuma de acordo com os critérios de tamanho de células (poros) aproximadamente iguais e quando os poros estão homogeneamente distribuídos na matriz metálica. De acordo com a Figura 21 a espuma está classificada de cima para baixo de acordo com os critérios abordados por Ashby, sendo a primeira a de melhor qualidade.

Figura 21- Qualidade da espuma.

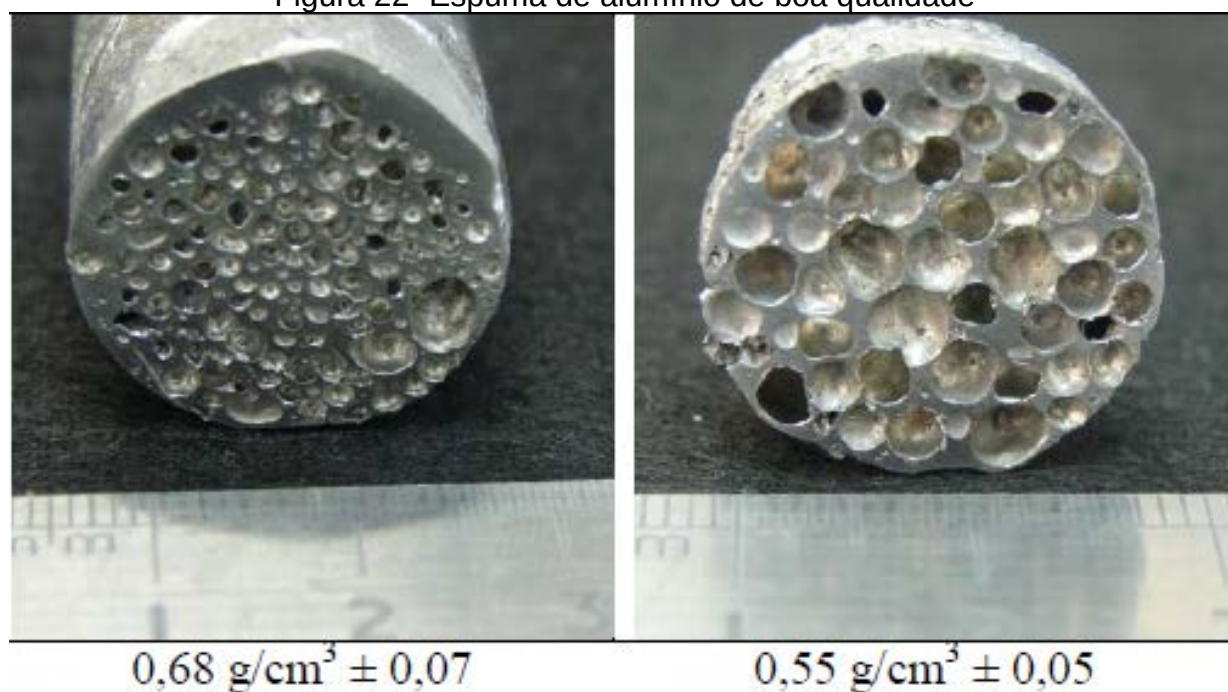


Fonte: Ashby, (2000).

As propriedades mecânicas da espuma de alumínio são influenciadas pela porosidade total, pelo tamanho, distribuição e forma dos poros e também pela ligação existente entre as partículas do metal (sinterização). Sendo assim a compactação, a temperatura e o tempo de exposição da espuma no forno são os fatores de maior influência nas propriedades mecânicas da espuma (ČAPEK, 2012).

Bonaldi (2012) definiu espumas metálicas como sendo de boa qualidade, quando estas atingem uma densidade relativa acima de 70%, quando os poros estiverem bem distribuídos na matriz e com tamanhos próximos, como ilustrado na Figura 22.

Figura 22- Espuma de alumínio de boa qualidade



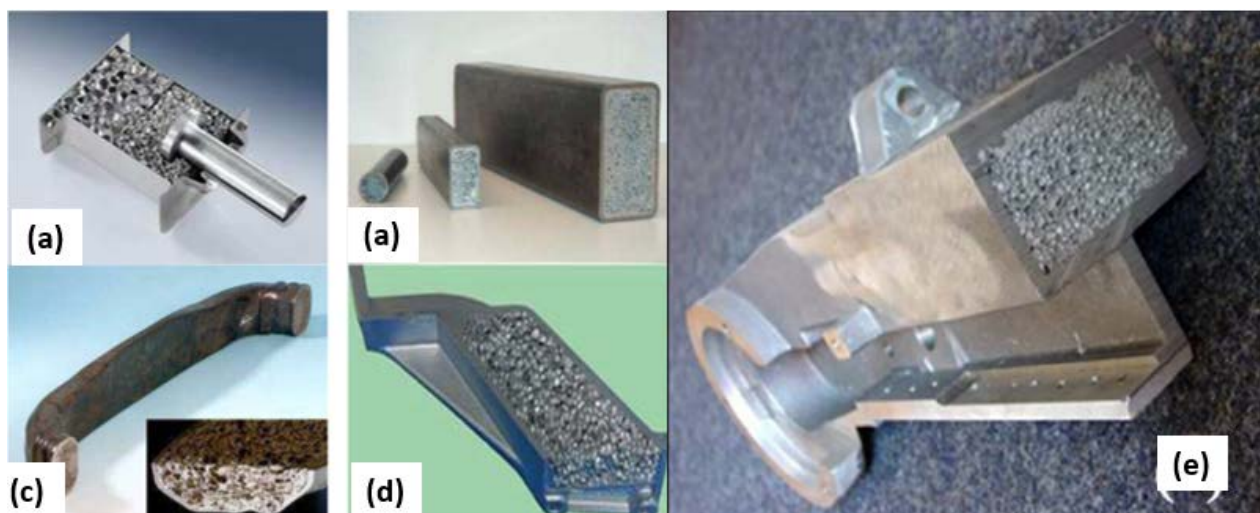
Fonte: Bonaldi, (2012).

Nos estudos de Bonaldi (2012) foram realizadas exclusivamente análises qualitativas para a qualidade da espuma, levando em conta dois critérios: distribuição de poros na matriz e tamanhos destes. Para obter essas espumas Bonaldi (2012) adotou o alumínio puro como metal base da matriz misturado com 1% de TiH_2 , com pressão de compactação de 450MPa. O corpo verde foi aquecido até 710°C em forno pré-aquecido, e se manteve durante 8 minutos, e então foi retirado e resfriado até a temperatura de 25°C.

3.7 ESPUMAS DE ALUMÍNIO COMO MATERIAIS DE PREENCHIMENTO

As espumas de alumínio podem também ser utilizadas como materiais de preenchimentos para reforço estrutural. Formando estruturas chamadas chapas sanduíches, também conhecidas no inglês como *Aluminium Foam Sandwich* – AFS. Esse material é muito indicado em aplicações em que a redução de peso é considerada mandatória. Fabricantes de aeronaves preferem desenvolver o seu próprio material conseguindo vantagens competitivas com seus fornecedores, e mantém esses materiais em segredo industrial, para que eles não sejam utilizados em produtos dos seus concorrentes, como ilustrado na Figura 23 (GARCÍA-MORENO, 2016).

Figura 23- Exemplos de aplicação de estruturas sanduíche. (a) absorvedor de impacto, (b) perfis preenchidos de espuma metálica, (c) barra de absorção de impacto, (d) suporte de motor automotivo, (e) reforçador estrutural de assoalho de aeronaves.



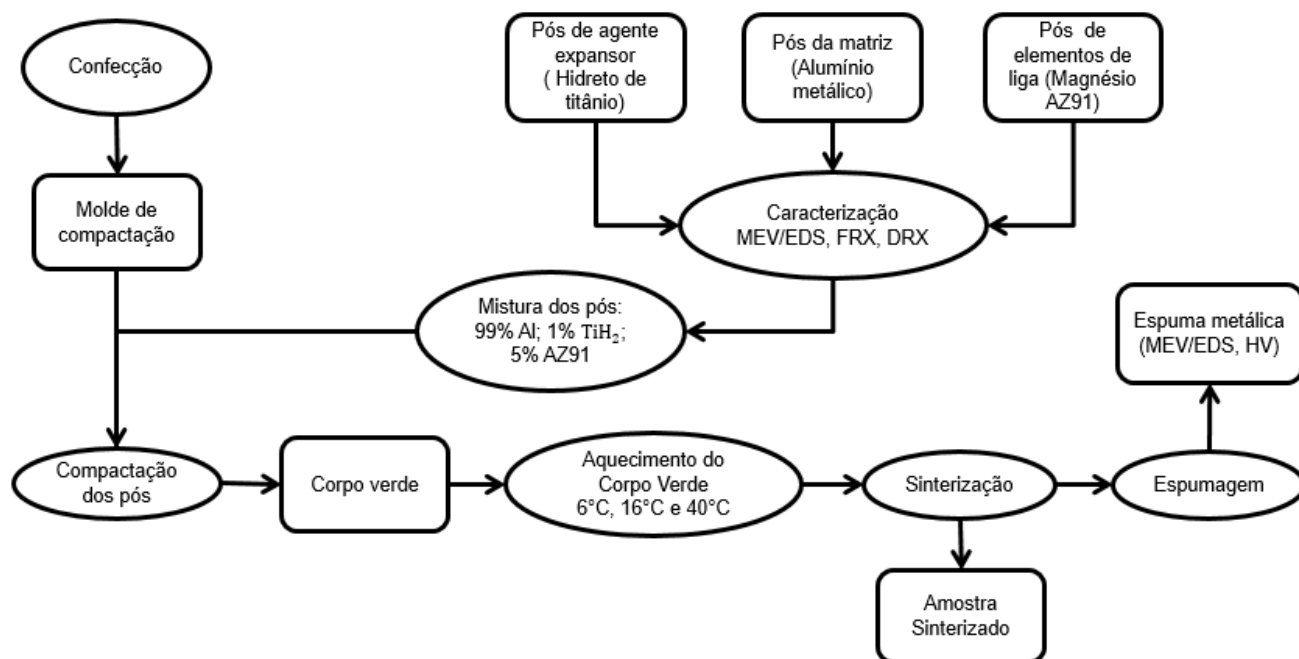
Fonte: Adaptado de García-Moreno, (2016); Bonaldi, (2010).

As estruturas leves do tipo sanduíches podem otimizar as propriedades de compressão, torção, flexão e pressão interna, além de ser um material com boas propriedades de isolamento térmico e acústico, devido à elevada porosidade e distribuição de poros. Uma grande vantagem das AFS é a redução de peso do conjugado. As propriedades do metal externo (aço ou alumínio) são acrescidas pelas características das espumas, e dependem fortemente da morfologia e distribuição do tamanho dos poros, além da curvatura da parede celular e defeitos da espumagem (drenagem e/ou coalescência) (BONALDI, 2012).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia de estudo dessa pesquisa está ilustrada na Figura 24.

Figura 24- Fluxograma de produção das espumas de alumínio



Fonte: Próprio autor.

Inicialmente foi feita uma caracterização morfológica dos pós para confirmar as informações dadas pelos fornecedores sobre a granulometria e da pureza dos pós. Em seguida foi realizada uma mistura dos pós, e na sequência, uma compactação a frio em molde rígido fabricado em aço SAE 4340, obtendo um corpo verde. Depois esse corpo foi encaminhado para um forno e aquecido a taxa constante para obter a sinterização. Ao final, é possível obter produtos apenas sinterizados, sem a presença de poros (o que não é o objetivo), ou a espuma metálica.

4.1 MATERIAIS

Para este trabalho foi utilizado o alumínio como material predominante da matriz metálica das espumas. Os alumínios são oriundos de 4 fontes distintas (ver Figura 25), sendo duas dessas de pós comerciais e as outras duas de pós reutilizados.

Figura 25- Aspecto físico a olho nu dos pós de alumínio. (a) Al ASTM 7075; (b) latinha; (c) Al grosso; (d) Al fino.



Fonte: Próprio autor.

Além do alumínio metálico, também foi utilizado o magnésio em pó para compor a matriz metálica das espumas. O pó da liga de magnésio ASTM AZ91 foi adicionado a algumas amostras para analisar o efeito do mesmo na qualidade da espuma. O hidreto de titânio (agente espumante) foi adquirido por 2 fornecedores diferentes sendo um do EUA e outro da China. O aço para confecção do molde foi o SAE 4340.

4.1.1 Pós de alumínio

Alumínios reutilizados

O primeiro grupo de material particulado foi obtido do cavaco da barra da liga de alumínio ASTM 7075, adquirido da empresa GRUPO GONÇALVES DIAS S/A. A empresa forneceu junto ao material, um certificado de qualidade indicando a concentração dos elementos (ver certificado do material em ANEXO A)

Este alumínio foi usinado a fim de se produzir um painel de instrumentos de uma aeronave (veja a peça no ANEXO B). Antes de iniciar a usinagem, foi realizado o corte em serra mecânica, pequenos cavacos foram gerados, esse material foi coletado diretamente do bojo do equipamento. Foi tomada a precaução de retirar apenas os cavacos do topo da pilha, de modo que obtivesse um material com menor nível de

impureza. Os cavacos da serra são mais adequados a pesquisa, uma vez que não contêm óleos contaminantes como os utilizados na fresa e/ou no torno. Estes cavacos foram então espalhados em uma superfície plana (ver Figura 26), para retirada de eventuais partículas ferrosas (magnéticas) oriundas do processo de fabricação do painel.

Figura 26- Separação magnética de partículas ferrosas dos cavacos de alumínio ASTM 7075



Fonte: Próprio autor.

Com auxílio de um ímã, separaram-se os possíveis resquícios de aços e demais materiais magnéticos que poderiam ter contaminado os cavacos. Observou-se pouquíssimo cavaco na superfície do ímã, o que evidenciou a pouca concentração de aço nos cavacos, indicando que a coleta no topo da pilha foi adequada.

Após a separação magnética, os pós foram peneirados. Este processo não foi muito eficaz devido ao formato dos cavacos, que eram muito aciculares. Mesmo assim foi possível uma boa homogeneização.

O segundo pó de alumínio foi comprado da empresa SOLUÇÕES QUÍMICAS BRASIL. Os pós são originados de latinhas de refrigerante trituradas, e os pós adquiridos tinham granulometria média de 250 μ m.

Alumínios Comerciais

O terceiro e o quarto pó de alumínio comercial foram denominados por “alumínio grosso” e “alumínio fino”, respectivamente, devido a diferença de

granulometria entre eles. Esses pós foram fornecidos pela empresa brasileira ALCOA de Poços de Caldas. Possivelmente, foram processados pelo método de atomização, contendo pureza da ordem de 99% de Al. O material possui uma coloração prateada a cinza, faixa de fusão entre 646°C e 657°C e granulometria média de 8µm para o alumínio fino, e 100µm para o alumínio grosso.

4.1.2 Pós de magnésio

A empresa RIMA INDUSTRIAL S/A forneceu o pó de liga de magnésio (ASTM AZ91). Forneceu também as informações sobre a granulometria dos pós, que apresenta uma faixa de distribuição de tamanhos inferiores a 149µm e superiores a 59µm (passante nas peneiras malha 120 e retirados na peneira 400mesh ASTM USS), e informou a média de composição da liga dos pós (Tabela 2).

Tabela 2- Composição da liga ASTM AZ91 fornecida pelo fabricante RIMA

Liga AZ91 (% em massa)		ASTM B94
Mg	90,352	Balanço
Al	8,8	8,3-9,7
Zn	0,56	0,35-1,00
Mn	0,23	0,15-0,50
Cu	0,005	0,03 máx
Si	0,04	0,10 máx
Fe	0,002	0,10 máx
Ni	0,001	0,10 máx
Outros elementos	0,01	0,10 máx

Fonte: RIMA Industrial.

4.1.3 Pós de hidreto de titânio

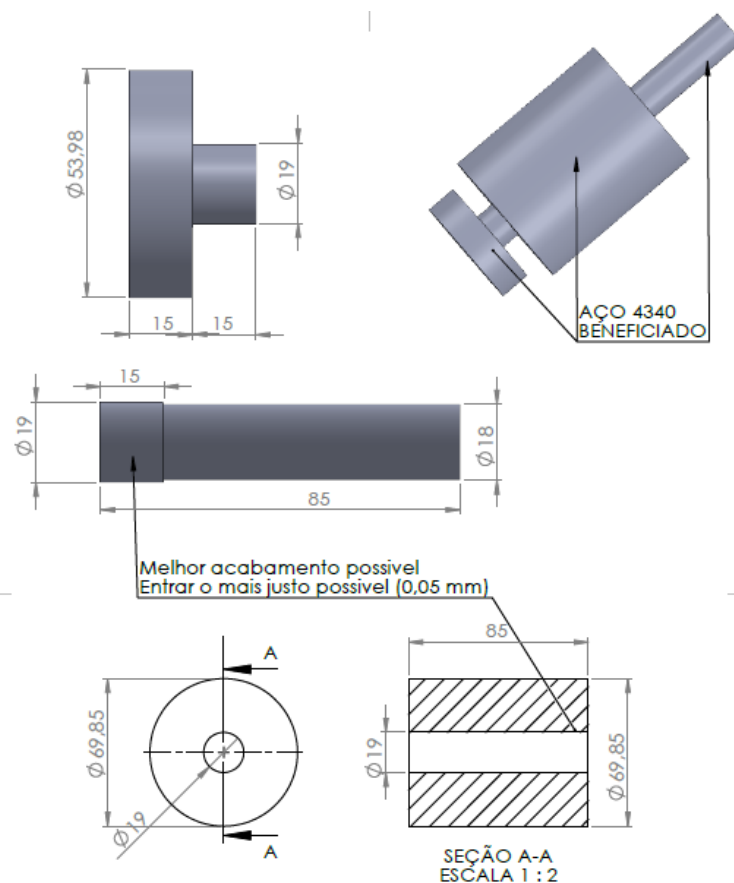
Foram usados dois pós de agente espumante, sendo estes obtidos de empresas distintas e produzidos em países diferentes. O primeiro pó de hidreto de titânio foi fornecido por uma empresa chinesa de nome *Chengdu Huarui Industrial*, foi informado que o pó tinha granulometria média de 30µm e com pureza acima de 99%. Este pó custou em valor final (após todos os custos de tributação, importação e frete) R\$ 0,40 por grama., O segundo pó foi comprado ao final da pesquisa visando produzir

espumas com poros mais uniformes, utilizando um agente espumante de maior pureza. Este pó foi vendido pela empresa *Scharlabthe Lab Sourcing Groupe* produzido nos Estados Unidos. Informaram que a pureza e a granulometria média do pó eram respectivamente maiores que 99% e com tamanho médio de 20 μ m. O preço final desse pó (já com os custos de frete, tributação e importação) foi de R\$ 27,00 por grama. Para diferenciar os pós de hidreto de titânio, foi designado o nome de hidreto “China” para o de valor inferior e hidreto “EUA” para o de valor superior.

4.1.5 Aço para o Molde

O aço selecionado para este projeto foi o aço SAE 4340. O material foi selecionado, pois sua resistência é maior do que a dos aços AISI 1020 e SAE 1045 utilizados por outros autores (Bonaldi, 2012, Esteves, 2018, Souza 2018), permitindo atingir maiores pressões de compactação dos pós. O aço foi então usinado de acordo com as especificações do desenho esquemático ilustrado na Figura 27.

Figura 27- Molde de compactação uniaxial em aço SAE 4340



Fonte: Próprio autor.

Foi feito uma “cabeça” no corpo do pistão, de tal maneira que apenas ela entra justa no furo da camisa, o objetivo foi minimizar os efeitos da crosta de alumínio que dificulta o movimento do pistão dentro da camisa. Além dessa vantagem, também se esperava uma maior facilidade em ejetar o corpo compactado.

O molde precisou ser lubrificado antes da compactação dos pós. O lubrificante escolhido foi o estearato de zinco, que possui granulometria próxima a do alumínio fino, e se mostrou bastante eficiente nas pesquisas de outros autores (Bonaldi, 2012; Esteves, 2018; Souza 2018).

4.2 ANÁLISE FÍSICO QUÍMICA DOS PÓS DOS MATERIAIS.

4.2.1 Análise morfológica e composição

Os pós de alumínio, hidreto e magnésio foram testados para verificar se a composição química e granulometria estavam condizentes com as informações ditas pelos fornecedores. Foi feita também a análise da morfologia das partículas.

Os equipamentos para análises morfológicas e composição das matérias primas e espumas metálicas foram dois microscópicos eletrônicos de varredura (MEV). O equipamento MEV da marca Tescan operado com feixe de elétrons por emissão termiônica com filamento de tungstênio permite fazer análises de amostras preparadas na forma de pós (aspergidas sobre o porta amostras com fita de carbono) e amostras sinterizadas para operações de baixo e alto vácuo com rápidas aquisições de imagens, devido ao sistema de varredura ultrarrápido com compensação para as aberrações de imagem estática e dinâmica ou *scripting* para aplicações específicas em amostras porosas como as espumas metálicas. Neste MEV foram feitas análises morfológicas através de detector SE (elétrons secundários) e retroespalhados (BSE). Foram realizadas no MEV análises pontuais e mapas de composição dos elementos químicos presentes nos pós, a partir da assinatura de absorção características para cada elemento por espectroscopia por energia dispersiva (EDS). Como preparação para a análise do MEV foi utilizada uma fita de carbono e os pós foram aspergidos de forma homogênea sob o porta amostras.

Como os pós, e as amostras eram condutivos, não foi necessário realizar a metalização das amostras com ouro ou carbono. Utilizou-se uma tensão de aceleração

do feixe de 20KV e diâmetro de feixe de elétrons de 12mm, acoplado ao analisador de energia dispersiva de raios X (EDS). Também foi utilizado, em parte das análises, o microscópio eletrônico de varredura da marca HITACHI modelo TM3000, para análise da morfologia, utilizando tensão de carregamento de 15KV, sem metalização da amostra de pó de alumínio.

A análise qualitativa de fases cristalinas do material, bem como a determinação da cristalinidade das amostras (partículas de pós e peças sinterizadas) foram realizadas por difração de raios X (DRX), sendo utilizado um equipamento modelo 7000 XRD da marca Shimadzu, com tubo de raios X de cobre (Cu). Para as amostras analisadas, utilizou-se um ângulo de varredura de 10° a 80° com velocidade de $0,5^{\circ}$ /minuto, sendo a corrente e tensão utilizada de 30mA e 40KV, respectivamente.

Para o ensaio de fluorescência de raios X (FRX) utilizou-se o equipamento modelo 720-Rayny da marca Shimadzu, com um método qualitativo em atmosfera ambiente (sem vácuo), colimador de 10mm, tensão do tubo de 50kV, corrente no tubo de $100\mu\text{A}$ e tempo de irradiação por 300s.

4.3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.3.1 Mistura dos pós

Os pós foram misturados manualmente dentro do gral (almofariz) em porcelana com pistilo também fabricado em porcelana de alta resistência. (Ver Figura 28).

Figura 28- Almofariz para mistura de hidreto de titânio com pó de alumínio



Fonte: Próprio autor.

Todos os pós de alumínio foram misturados na proporção de 1% de hidreto de titânio com 99% dos pós de alumínio, (essa proporção foi baseada no bom resultado de outros autores (Kavi, 2004; Duarte, 2005; Bonaldi 2012; Bastos 2017; Esteves 2018). O tempo de mistura manual dos pós foi de aproximadamente 10 minutos até obter a homogeneização da mistura.

Para a mistura que continha os pós de magnésio (ASTM AZ91), a mistura de alumínio e hidreto era então misturada novamente com os pós de magnésio na proporção: 5% em massa da liga de magnésio com 95% da mistura de alumínio e hidreto de titânio.

Para verificar a homogeneidade da mistura, os pós misturados foram levados ao EDS acoplado a um MEV, e nele foi analisado se o titânio de fato está disperso homogeneamente na mistura.

4.3.2 Compactação uniaxial

A prensa utilizada para a compactação dos pós era da marca Solab, modelo SL-12-20, com curso de 150mm com capacidade máxima de carga de 20 toneladas.

Cerca de 25g da mistura por vez era colocada no molde para a compactação uniaxial. As compactações foram feitas com uma taxa de aproximadamente 0,1Tf/s até atingir a carga máxima da prensa, então permaneceu nessa carga por aproximadamente 2 minutos. A base do molde ficava sobre a superfície da prensa que se movimentava.

Após a compactação, foi necessário fazer a ejeção ou desmoldagem do corpo verde do interior do molde. Para isso, uma base de ejeção foi confeccionada para auxiliar nesse processo. Para ejetar o corpo verde, a camisa foi colocada em cima do molde de ejeção, então foi aplicado novamente a carga a uma taxa de 10 toneladas por minuto até que o corpo fosse totalmente ejetado.

Após cada compactação, e antes da compactação da amostra seguinte, foi necessário lixar as regiões que tiveram contato com os pós de alumínio (furo interno da camisa, cabeça do pistão e a base do molde). Essa lixagem visa retirar a crosta de alumínio que se forma nessas regiões dificultando a compactação.

As amostras compactadas receberam uma letra e um número. A letra define o lote o qual aquela amostra pertence e o número era a identificação da amostra dentro do lote. Toda vez que se alterou algum parâmetro relevante, foi criado um novo lote.

Exemplo: o lote A era composto apenas pelos pós de alumínio latinha, o G e H eram dos pós finos, porém com hidretos diferentes. O CV foi então marcado com o lado que estava diretamente em contato com o pistão com a letra do lote e numeração da amostra.

Em seguida, o diâmetro e o comprimento dos CV. foram medidos com o auxílio de um paquímetro com precisão de 0,05mm. Com base nesses parâmetros foi calculado o volume do compactado.

Para otimizar a compactação dos pós, foi gerada um gráfico da densidade relativa (densidade do corpo verde por densidade do alumínio sólido) em função da tensão aplicada na mistura dos pós. A curva gerada tinha como finalidade encontrar uma tensão ótima, na qual possibilitasse a maior densidade relativa do compactado, e essa pressão que possibilitou maior compactação, foi utilizada em todas as amostras. Algumas amostras foram compactadas com pressões inferiores a pressão ótima, para melhor avaliar como a pressão afeta na densidade do corpo compactado.

Foi feito também uma compactação a quente de apenas 2 amostras, devido à dificuldade de realizar esse procedimento com os equipamentos disponíveis nos laboratórios. Para a compactação a quente, foi feita uma improvisação, aqueceu-se todo o molde com a mistura de pós dentro dele em um forno até atingir uma temperatura de 280°C permanecendo nesta por 15 minutos. Em seguida, retirou-se rapidamente o molde e o colocou na prensa, e iniciou-se o processo de prensagem como feito nas outras amostras. O aquecimento foi feito no intuito de verificar o efeito de se compactar os pós em temperaturas elevadas.

4.3.3 Aquecimento no forno

Para a etapa de espumagem e sinterização foi utilizado um forno elétrico do tipo resistivo, da marca OGA modelo B300. Após a compactação, os CVs foram encaminhados para esse forno para iniciar os processos de espumagem e sinterização. O forno foi configurado para aquecer a taxas constantes de 6°C, 16°C e 40°C por minuto até atingir a temperatura de 710°C, na qual permaneceu durante 8 minutos. Posteriormente, a amostra permaneceu dentro do forno até atingir a temperatura de 350°C, em seguida foi retirada e resfriada ao ar até a temperatura ambiente (25°C). Para algumas amostras, foi utilizado um molde em aço para avaliar se durante o processo de espumagem é possível controlar a geometria da espuma gerada.

4.3.4 Caracterização das espumas

Após o resfriamento dos corpos, na temperatura ambiente, estes foram inspecionados visualmente, e em seguida, aqueles que apresentaram uma estrutura estável (que não se esfarelou, ou que não se rompeu em partes, ou que não teve trincas severas) foram caracterizados com relação à porosidade e a densidade relativa.

O volume das espumas foi calculado pelo princípio de Arquimedes utilizando um frasco milimetrado com 200 ml de água, as espumas foram revestidas com um filme de PVC (para que a água não entrasse no interior dos poros), e em seguida foi medido o deslocamento da linha da água, obtendo o volume do corpo.

De posse do volume da espuma, a porosidade do material foi calculada dividindo-se o volume da espuma após o aquecimento pelo volume do corpo verde após a compactação. Já a densidade relativa, foi obtida pela razão da densidade do corpo sinterizado pela densidade do alumínio puro.

4.3.5 Inspeção visual

Para análise da morfologia dos poros, foi utilizada uma cortadora metalográfica da marca AROTEC, modelo Arocor 80. O disco de corte é da marca FORTEL do tipo em “V” não ferroso. Todas as amostras analisadas foram cortadas no sentido longitudinal.

4.3.6 Ensaio de dureza Vickers

Antes de iniciar o ensaio de dureza, foi feito uma análise qualitativa de composição química utilizando um MEV na superfície da espuma, a fim de constatar se a presença de titânio e ou magnésio onde foi realizado o ensaio.

Nos ensaios de microdureza Vickers foi utilizado um microdurômetro modelo HMV-2T e da marca SHIMADZU. A carga aplicada foi de 300gf, ou seja, 2,94KN na superfície externa da amostra, evitando-se os poros. Foram feitas 10 impressões, das quais aquelas que ficarem acima ou abaixo do valor médio, mais ou menos 1,5 desvios padrões foram descartadas (exclusão de *outliers*), e novas impressões foram realizadas até completarem 10. Os resultados foram apresentados como a média

aritmética. Os procedimentos de ensaio foram de acordo com a norma ABNT NBR NM-ISO 6507-1

4.3.7 Resumo dos principais parâmetros para cada amostra.

A operação de sinterização deve ser levada a efeito em ambiente adequado para evitar que fenômenos indesejáveis aconteçam durante o processo. Para tanto, empregou-se como atmosfera protetora o argônio (com 3 purgas iniciais e vazão constante 1L/min num forno mufla), cujos objetivos foram evitar ou minimizar qualquer reação química (oxidação) entre o compactado verde e o ambiente e também fornecer, eventualmente, um gás de arraste para o hidrogênio liberado da espumagem impedindo seu acúmulo (possível explosão). As tabelas 3 e 4 resumem os parâmetros adotados para produzir cada espuma dessa pesquisa.

Tabela 3- Condições de produção de cada amostra

Amostra	Tipo de Pó	AZ91	Tipo de hidreto	Taxa de aquecimento	Temperatura máx/tempo
A1	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A2	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A8	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A9	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A5	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A6	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A10	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
A13	Latinha	Não	China	16°C	710°C/8min
B1	7075	Não	China	16°C	710°C/8min
B2	7075	Não	China	16°C	710°C/8min
B3	7075	Não	China	16°C	710°C/8min
B4	7075	Não	China	16°C	710°C/8min
B5	7075	Não	China	16°C	710°C/8min
D1	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D2	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D3	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D4	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D7	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D8	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D9	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
D10	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
E1	Al grosso	Não	China	16°C	710°C/8min
E2	Al grosso	Não	China	16°C	710°C/8min
E3	Al grosso	Não	China	16°C	710°C/8min
E4	Al grosso	Não	China	6°C	710°C/8min
E5	Al grosso	Não	China	6°C	710°C/8min
E6	Al grosso	Não	China	6°C	710°C/8min
E7	Al grosso	Não	China	16°C	710°C/8min

Fonte: Próprio Autor

Tabela 4- Condições de produção de cada amostra (Continuação)

Amostra	Tipo de Pó	AZ91	Tipo de hidreto	Taxa de aquecimento	Temperatura máx/tempo
F1	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
F2	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
F3	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
F4	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
F5	Al fino	Não	China	16°C	710°C/8min
G1	Al fino	Sim	China	40°C	710°C/8min
G2	Al fino	Sim	China	16°C	710°C/8min
G3	Al grosso	Sim	China	16°C	710°C/8min
G4	Al grosso	Sim	China	40°C	710°C/8min
G5	Al grosso	Sim	China	40°C	710°C/8min
G6	Al fino	Sim	EUA	40°C	710°C/8min
G7	Al fino	Sim	China	6°C	710°C/8min
G8	Al grosso	Sim	China	6°C	710°C/8min
G9	Al grosso	Sim	EUA	40°C	710°C/8min
H1	Al fino	Não	EUA	16°C	710°C/8min
H2	Al fino	Não	EUA	16°C	710°C/8min
H3	Al fino	Não	EUA	40°C	710°C/8min
H4	Al fino	Não	EUA	6°C	710°C/8min
H5	Al fino	Não	EUA	40°C	710°C/8min
H6	Al fino	Não	EUA	40°C	710°C/8min
H7	Al fino	Não	EUA	6°C	710°C/8min
H8	Al fino	Não	EUA	6°C	710°C/8min
H9	Al fino	Não	EUA	40°C	710°C/8min

Fonte: Próprio Autor

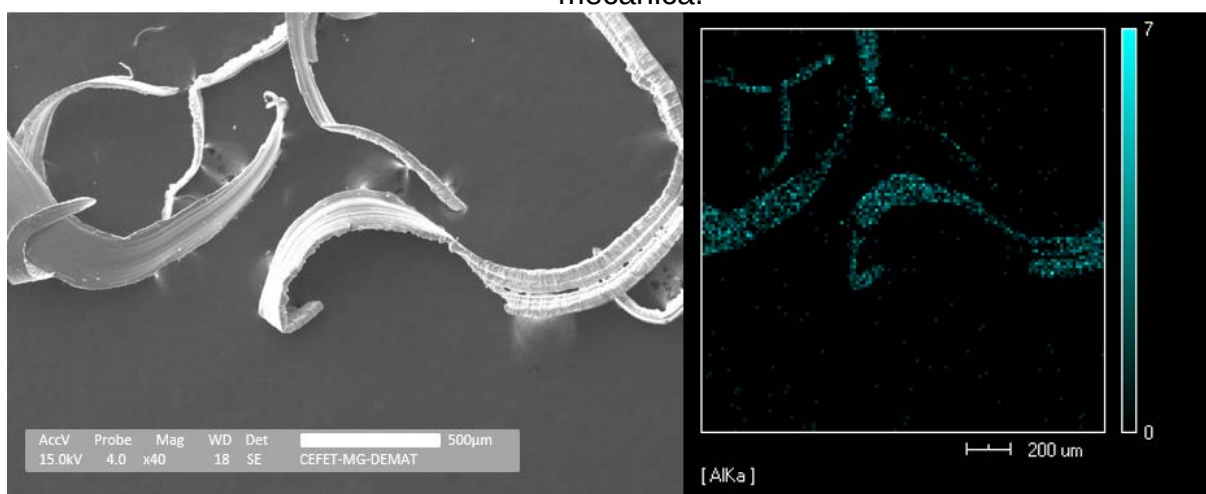
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÃO FÍSICO QUÍMICA PÓS DE ALUMÍNIO, HIDRETO DE TITÂNIO E MAGNÉSIO.

5.1.1 MEV do pó de alumínio da liga ASTM 7075

Os pós (ou cavacos) de alumínio da liga ASTM 7075, obtidos do processo de corte por serra mecânica, foram caracterizados quanto à morfologia. Na Figura 29 pode-se observar a morfologia e o tamanho de um grão das partículas da liga ASTM 7075 para o processamento de espumas de alumínio e uma análise química de mapeamento de alumínio.

Figura 29- MEV e análise química do cavaco de alumínio ASTM 7075, colhido da serra mecânica.



Fonte: Próprio autor.

Analizando as imagens ao MEV, a partir das medições em vários campos do porta amostra, estimou-se um comprimento do cavaco de até 1500μm, largura média de aproximadamente 100μm e espessura mínima de 20μm, e a geometria das partículas são do tipo “casca de laranja”. A imagem de composição do mapeamento de alumínio confirma a presença predominante de alumínio no cavaco.

5.1.2 MEV dos pós de latinhas

Na Figura 30 é possível ver grãos coloridos (ensaio visual), que são uma forte evidência de que os pós são de fato oriundos da reciclagem de latinhas.

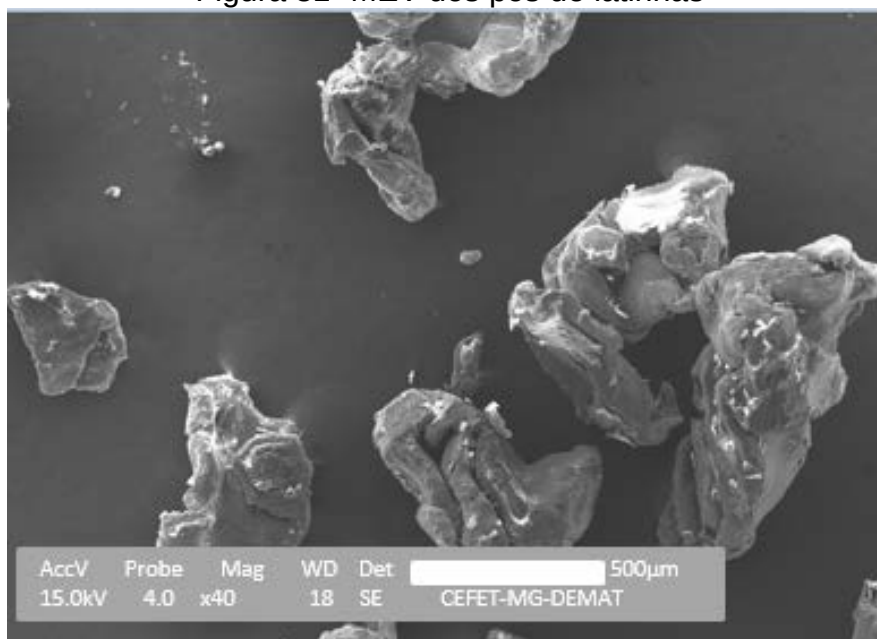
Figura 30- Foto macroscópica (60% de ampliação) dos pós de latinha, conforme fornecido.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 31 pode-se observar a imagem obtida por MEV desse pó

Figura 31- MEV dos pós de latinhas



Fonte: Próprio autor.

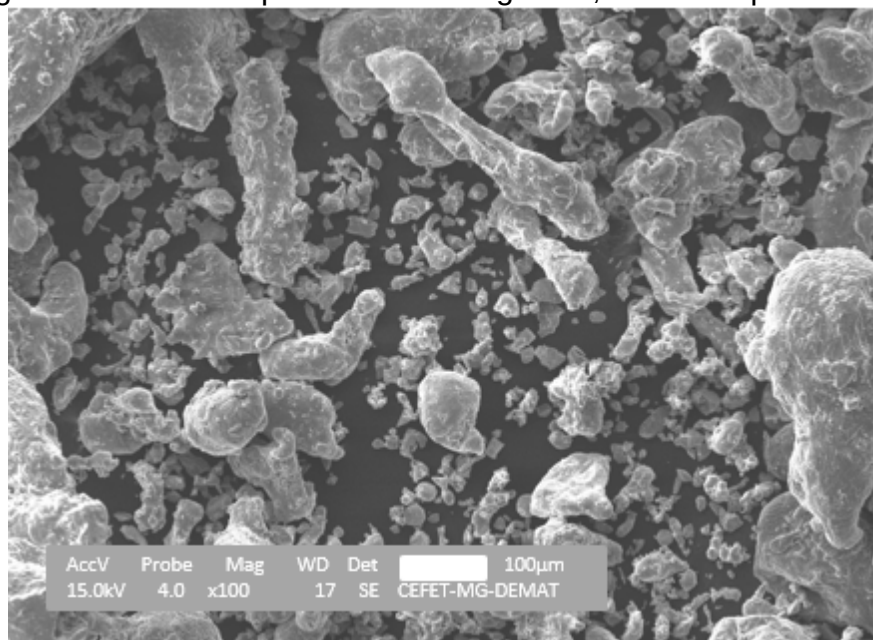
A imagem da Figura 31 confirma os formatos irregulares e/ou escamosos das partículas, de acordo com as definições de partículas propostas por Chiaverini 2001 (veja Figura 9). Outra constatação foi que os grãos realmente possuem o tamanho médio informado pelo fornecedor que é de 250 μ m.

5.1.3 MEV dos dois pós (grosso e fino) - ALCOA

Alumínio Grosso

Pode-se observar na Figura 32 uma imagem obtida por MEV do pó de alumínio comercial denominado por “alumínio grosso” fornecido pela ALCOA. Foi informado pela empresa que esse pó foi processado por atomização apresentando pureza da ordem de 99% de Al.

Figura 32- MEV nos pós de alumínio grosso, fornecida pela ALCOA



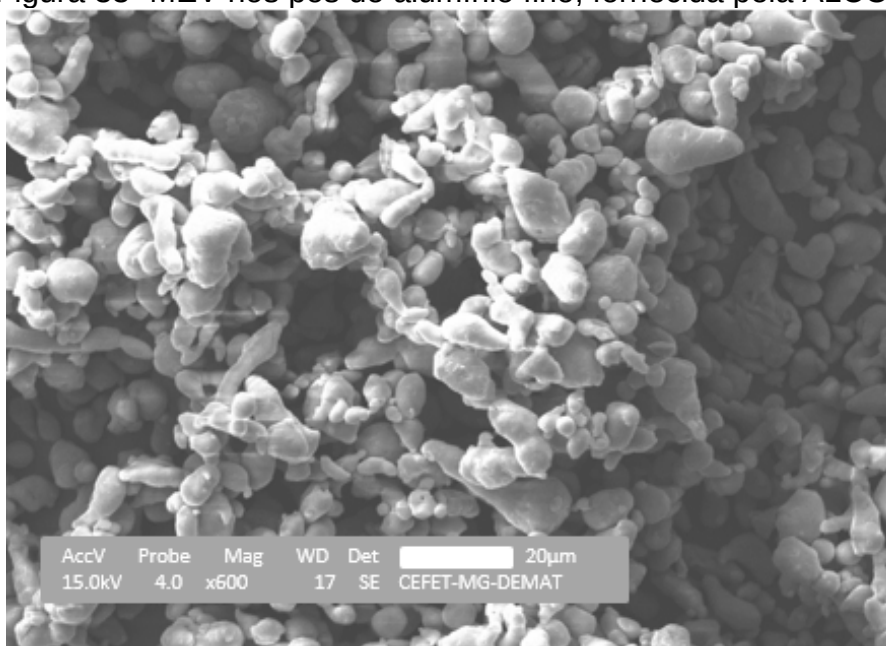
Fonte: Próprio autor.

A Figura 32 ilustra as imagens obtidas ao MEV nos pós de alumínio grosso, e indica uma granulometria média da ordem 100 μ m, com tamanho dos *clusters* de partículas com grande variação do tamanho e formatos predominantemente irregulares das partículas, provavelmente devido aos parâmetros do processo de síntese deste pó.

Alumínio fino

A Figura 33 apresenta aspectos morfológicos para o pó de alumínio comercial e obtidos pelo equipamento MEV. Este pó foi denominado por “alumínio fino” e foi fornecido pela empresa brasileira ALCOA. Foi informado pela empresa que esse pó foi processado pelo método de síntese por atomização e apresenta pureza da ordem de 99% de Al.

Figura 33- MEV nos pós de alumínio fino, fornecida pela ALCOA



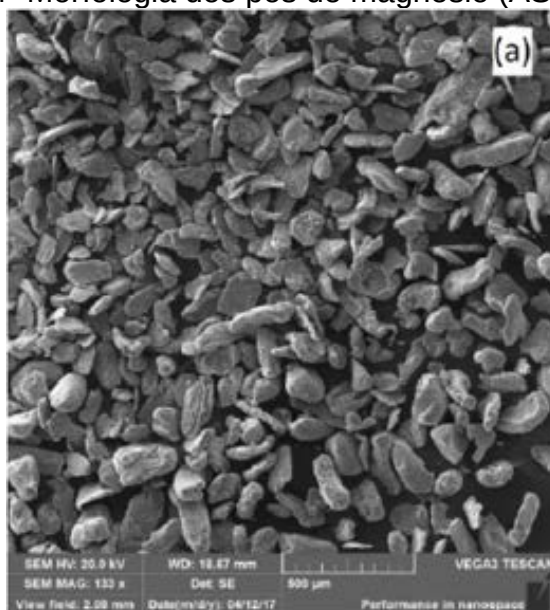
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 33 nota-se que os pós de alumínio possuem uma geometria mais esférica e regular, tamanho de grão inferior a 20µm. Com a imagem do MEV foi possível constatar a informação sobre a granulometria média de 8µm informado pelo fornecedor.

5.1.4 MEV dos pós de magnésio

A característica morfológica dos pós da liga de magnésio, obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), pode ser observada na Figura 34.

Figura 34- Morfologia dos pós de magnésio (ASTM AZ91)



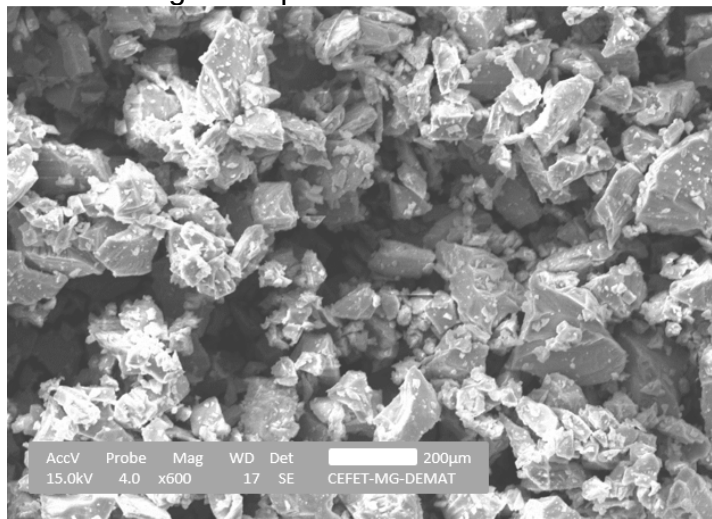
Fonte: Próprio Autor.

Na Figura 34 é possível verificar que a granulometria apresenta uma faixa de distribuição de tamanhos inferiores a $149\mu\text{m}$ e superiores a $59\mu\text{m}$, conforme informado pela empresa que forneceu os pós.

5.1.5 MEV dos pós de hidreto de titânio

Pode-se observar na Figura 35 a morfologia, o tamanho médio das partículas e a geometria do hidreto de titânio, importado da China

Figura 35- Morfologia das partículas de hidreto de titânio (China)

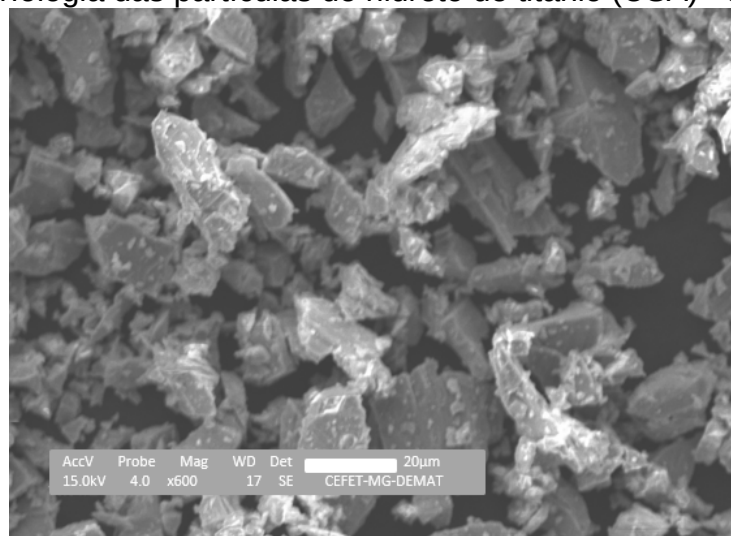


Fonte: Próprio autor.

É possível notar que a granulometria da maior parte dos pós de hidreto de titânio é inferior a $20\mu\text{m}$, a geometria predominante das partículas é retangular ou andular obtido possivelmente por desintegração mecânica.

Pode-se observar na Figura 36 a morfologia, o tamanho médio das partículas e a geometria do hidreto de titânio, importado dos USA .

Figura 36- Morfologia das partículas de hidreto de titânio (USA) - ampliação 600x



Fonte: Próprio autor.

Apesar da grande diferença de preço entre os dois pós, há pouca diferença na granulometria e geometria dos pós.

5.1.6 Fluorescência de raios X – pós de alumínio e TiH_2

Os resultados de FRX para a composição química elementar dos pós de alumínio da ALCOA indicam que tanto o alumínio fino quanto o grosso possuem pureza superiores a 99%.

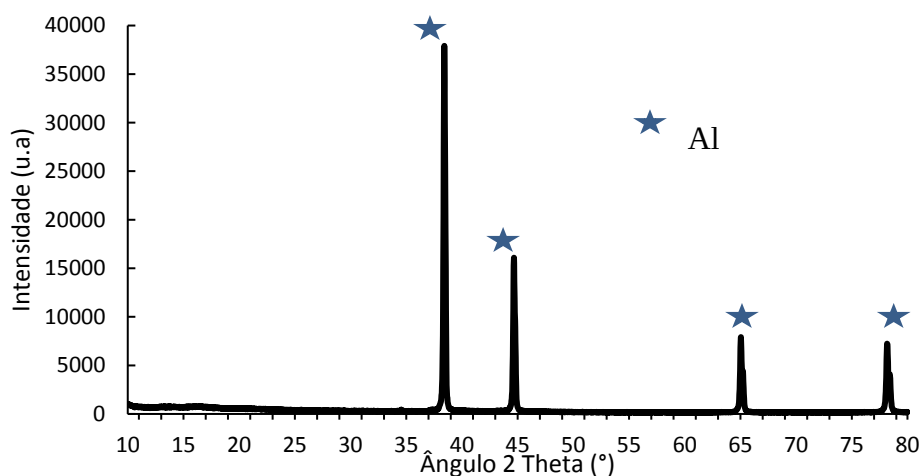
Os resultados de FRX para a composição química elementar dos dois pós de hidretos de titânio também apresentaram índice de pureza superiores a 99%.

Os resultados da FRX também mostraram uma elevada pureza para os dois hidretos de titânio mesmo porque o hidrogênio não foi quantificado por esta técnica analítica. Não foi evidenciada significativa diferença na pureza dos dois hidretos

5.1.7 Difração de raios X – pós de alumínio

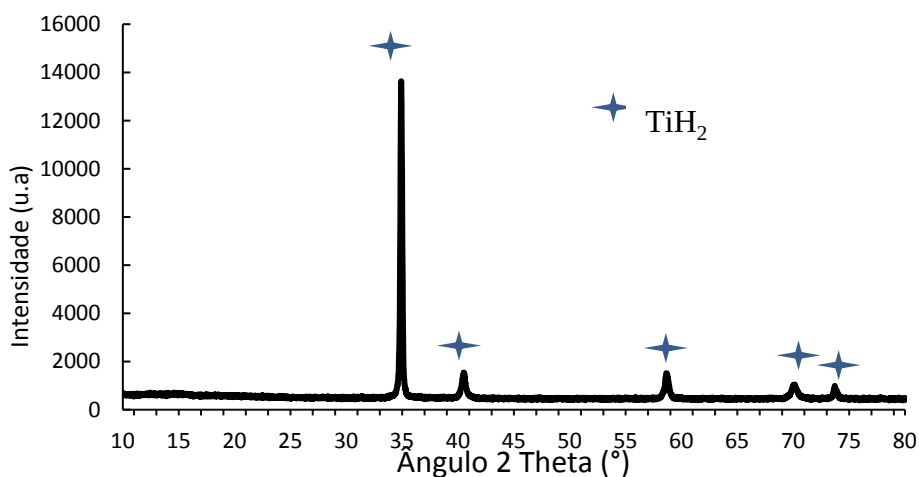
A difração de raios X dos pós de alumínio fino e de hidreto de titânio (China) são apresentadas nas Figuras 37 e 38. Esta técnica analisa quantitativamente a presença de outros óxidos ou contaminantes eventuais e isto é fundamental para a produção de corpos de provas com qualidade (porosidade homogênea).

Figura 37- Difratoograma do pó de alumínio fino - ALCOA



Fonte: Próprio Autor.

Figura 38- Difratoograma do pó de hidreto de titânio (China)



Fonte: Próprio Autor.

Verificou-se nas Figuras 37 e 38 que todos os ângulos difratados referem-se aos materiais em estudo (Alumínio e hidreto de titânio). A DRX confirmou que a estrutura cristalina do material estudado é do alumínio e do hidreto de titânio

respectivamente. Foram identificados pelas fichas da JCPDS (*Join Cards Pattern Diffraction Stand*) números 04-0787 e 25-0982a presença majoritária de alumínio metálico e hidreto de titânio, o que confirma os resultados da fluorescência de raios X.

5.2 MISTURA DOS PÓS

Alumínio ASTM 7075 com hidreto de titânio China

Durante a mistura os cavacos se entrelaçavam devido ao seu formato acicular, e o hidreto de titânio passava por entre os vazios desses laços e acaba se acumulando no fundo do recipiente. Isso ocorreu devido à grande diferença granulométrica dos cavacos da serra e o hidreto de titânio, sendo o primeiro quase 100x maior que o segundo. Sendo assim, uma parcela irrisória de hidreto de titânio permaneceu misturada nos cavacos.

Pó de latinhas com hidreto de titânio China

Após a mistura, observou-se pouca quantidade de hidreto no fundo do recipiente o que indica que a mistura dos pós foi bem mais eficaz do que quando comparada ao alumínio ASTM 7075. Os pós de latinhas são aproximadamente 10x maiores que o hidreto de titânio.

Pó de alumínio grosso com hidreto de titânio China

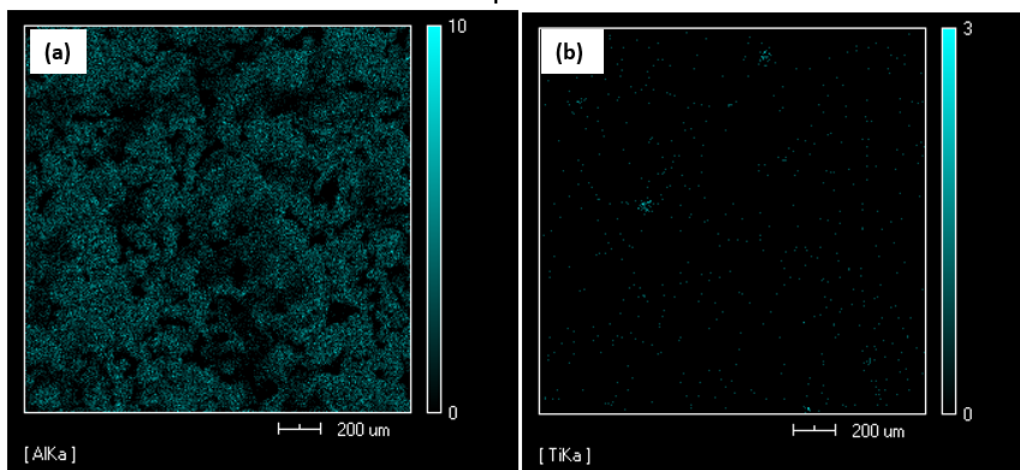
Após a mistura do pó grosso da ALCOA com o hidreto de titânio, observou-se que a massa final dos pós foi bem mais homogênea do que quando comparada com os pós reutilizados de alumínio ASTM 7075 e latinhas. Os pós de latinhas são aproximadamente 10x maiores que o hidreto de titânio.

Pós de alumínio fino com hidreto de titânio China

Os pós de hidreto e de alumínio possuem a granulometria bem próxima. Para verificar se a mistura manual dos pós de hidreto e alumínio fino foi de fato eficaz,

realizou-se o mapeamento químico da mistura através do detector EDS, espectroscopia de raios X por dispersão em energia, acoplado ao MEV (Figura 39).

Figura 39- Mapeamento da concentração de (a) alumínio e (b) titânio na mistura dos pós.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 39 os pontos em azul da imagem (a) representam a dispersão dos pós de alumínio na amostra, e os pontos em azul da imagem (b) representam a dispersão dos pós de titânio. Pela análise das imagens é possível verificar que houve uma boa dispersão do hidreto de titânio nos pós de alumínio.

5.3 COMPACTAÇÃO DA MISTURA DOS PÓS

A medição direta das amostras com o auxílio de um paquímetro se mostrou bastante adequada visto que os corpos, após a compactação, apresentam geometrias regulares (ver Figura 40). Podendo ser utilizada a equação de volume para cilindros perfeitos.

Figura 40 - Corpos após a compactação.



Fonte: Próprio autor.

5.3.1 Compactação dos pós de alumínio de latinha e ASTM 7075

13 amostras foram produzidas com os pós de latinha. Algumas dessas não apresentaram resultados relevantes para a pesquisa, pois trincaram após a ejeção do corpo verde. As Tabelas 5 e 6 apresentam os resultados da compactação dos pós reutilizados, utilizando como referência a densidade do alumínio denso.

Tabela 5- Compactação dos pós de Alumínio ASTM 7075 com 1% de hidreto China

Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
B2	368,16	13,54	75,7%
B3	257,71	14,67	71,0%
B4	368,16	12,80	75,0%
B5	483,82	16,17	84,8%
Média			76,9% ± 5,8%

Fonte: Próprio autor.

Tabela 6- Compactação dos pós de latinha com 1% de hidreto China

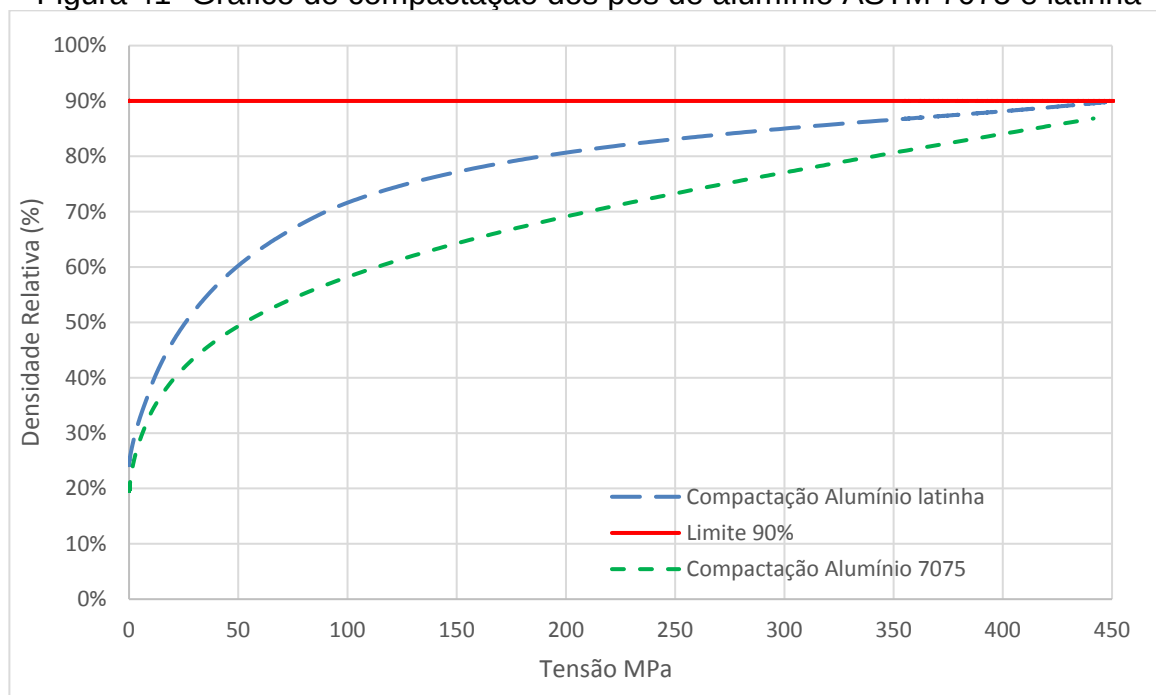
Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
A1	224,3	20,09	79,3%
A2	280,4	26,20	82,2%
A8	345,8	23,20	80,3%
A9	345,8	25,81	81,2%
A5	345,8	23,20	80,3%
A6	345,8	25,81	81,2%
A10	336,45	24,06	80,8%
A13	467,29	24,42	88,7%
Média			81,7% ± 2,9%

Fonte: Próprio autor.

Nenhuma das amostras compactadas excedeu a densidade relativa de 95%, que é uma característica fundamental apontada por diversos autores (SOUZA, 2018; BONALDI, 2012; ESTEVES, 2018) para se obter os poros internos na espuma. A Figura 41 mostra um gráfico de compactação em função da tensão aplicada. Nessa imagem nota-se que existe uma tendência das amostras em se estabilizar em 90% de compactação. Além disso, para uma mesma tensão aplicada, observa-se que os pós de latinha se compactam mais que os de alumínio ASTM 7075, isso porque a

granulometria dos pós de latinha é bem menor. A Figura 41 apresenta o ensaio de compressão para os pós de latinha e de alumínio ASTM 7075.

Figura 41- Gráfico de compactação dos pós de alumínio ASTM 7075 e latinha



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 41 está ilustrado um gráfico onde é possível ver que apesar da aplicação de uma tensão superior a 400MPa, a densidade relativa dos corpos compactados não alcança os 95% de densidade relativa. Os pontos do gráfico foram gerados a partir da distância entre os pratos da prensa de compactação, a cada vez que a prensa deslocava todo o deslocamento da mesma comprimia o pó dentro do molde, e a partir do deslocamento da prensa se obtinha a altura e consequentemente o volume instantâneo do corpo compactado. De posse do volume do corpo instantâneo, dividiu-se o mesmo pela massa de todo o pó, e em seguida pela densidade do alumínio ($2,7\text{g/cm}^3$) obtendo a densidade relativa do gráfico.

5.3.2 Compactação dos pós de alumínio grosso e fino

As Tabelas 7 e 8 mostram os resultados de densidade relativa para algumas amostras utilizando alumínio grosso e alumínio fino respectivamente.

Tabela 7- Compactação de pó de alumínio grosso com 1% de hidreto China

Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
E1	368,16	16,20	88,0%
E2	368,16	13,90	87,0%
E3	368,16	14,10	86,0%
E4	397,84	14,51	89,0%
E5	397,84	15,00	91,0%
E6	397,84	17,56	88,0%
E7	531,58	15,73	97,4%
Média			89,5% ± 3,8%

Fonte: Próprio autor.

Tabela 8- Compactação de pó de alumínio fino com 1% de hidreto China

Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
D1	427,73	27,62	79,6%
D3	368,16	18,66	88,4%
D7	387,06	16,07	93,2%
D8	290,29	19,35	89,7%
D9	309,65	19,25	94,7%
D10	387,06	20,00	90,1%
F1	531,58	19,92	96,4%
F2	387,06	21,60	91,7%
F3	387,06	19,14	93,9%
F4	531,58	17,50	91,4%
Média			90,3% ± 4,7%

Fonte: Próprio autor.

A granulometria maior do alumínio apresentou a média de densidade relativa menor do que a do alumínio fino, o que indica que quanto maior a granulometria, menor foi a compactação.

Quando se utilizou o molde, após a lixagem no torno, retirando-se todo ou quase todo o alumínio que ficava encrustado na superfície interna da camisa, obteve-se densidade relativa bem mais alta do que sem lixar. Os lotes F foram feitos após uma boa lixada nos furos internos da camisa.

A amostra F4 foi produzida depois da F1 e sem lixar a camisa, apesar da mesma aplicação da tensão anterior, uma densidade relativa bem inferior a do F1 foi atingida pela F4. Isso ocorreu devido à presença do alumínio encrustado proveniente da compactação da amostra F1, ainda permanecer no interior da camisa, o que prejudicou o desempenho do molde. As compactações que geraram maiores densidades relativas foram as que utilizaram o alumínio fino.

A Tabela 9 refere-se à compactação a quente da mistura de alumínio com hidreto China.

Tabela 9- Compactação de pó de alumínio fino e 1% de hidreto China a quente 280°C

Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
D2	368,16	22,35	95,2%
D4	368,16	18,98	95,9%

Fonte: Próprio autor.

A compactação a quente produziu bons resultados quanto à densidade relativa, porém a grande dificuldade em manusear o molde a temperatura tão elevada limitou a produção de novas amostras por esse processo.

A Tabela 10 mostra a compactação dos pós de alumínio fino e grosso com 5% da liga de magnésio.

Tabela 10- Compactação de pó de alumínio fino e grosso com 1% hidreto China e 5% magnésio (liga ASTM AZ91)

Amostra	Pó	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
G1	Fino	394,72	16,39	92,0%
G2	Fino	394,72	25,97	90,0%
G3	Grosso	394,72	18,28	90,3%
G4	Grosso	394,72	11,75	85,9%
G5	Grosso	394,72	18,90	98,0%
G7	Fino	394,72	18,84	98,0%
G8	Grosso	387,06	23,27	86,0%
Média				91,5%± 5%

Fonte: Próprio autor.

A presença do magnésio na mistura dos pós não apresentou uma mudança significativa no ponto de vista da compactação relativa. A ideia de compactar os pós de alumínio fino com magnésio é que como este possui resistência a compressão bem inferior ao daquele, pensou-se que de alguma forma o magnésio iria se deformar e preencher parte do vazio interno dos pós de alumínio.

Embora os pós de alumínio grosso e de magnésio tivessem granulometrias próximas, não houve um aumento significativo na densidade relativa da amostra compactada. Também não foi notório o efeito dos pós de magnésio nos pós de alumínio fino do ponto de vista da compactação.

A Tabela 11 apresenta os resultados de compactação do alumínio fino com 1% de hidreto EUA. Para essas amostras foi tomado um cuidado muito maior com a questão da preparação do molde.

Tabela 11- Compactação de alumínio fino com 1% de hidreto de titânio EUA

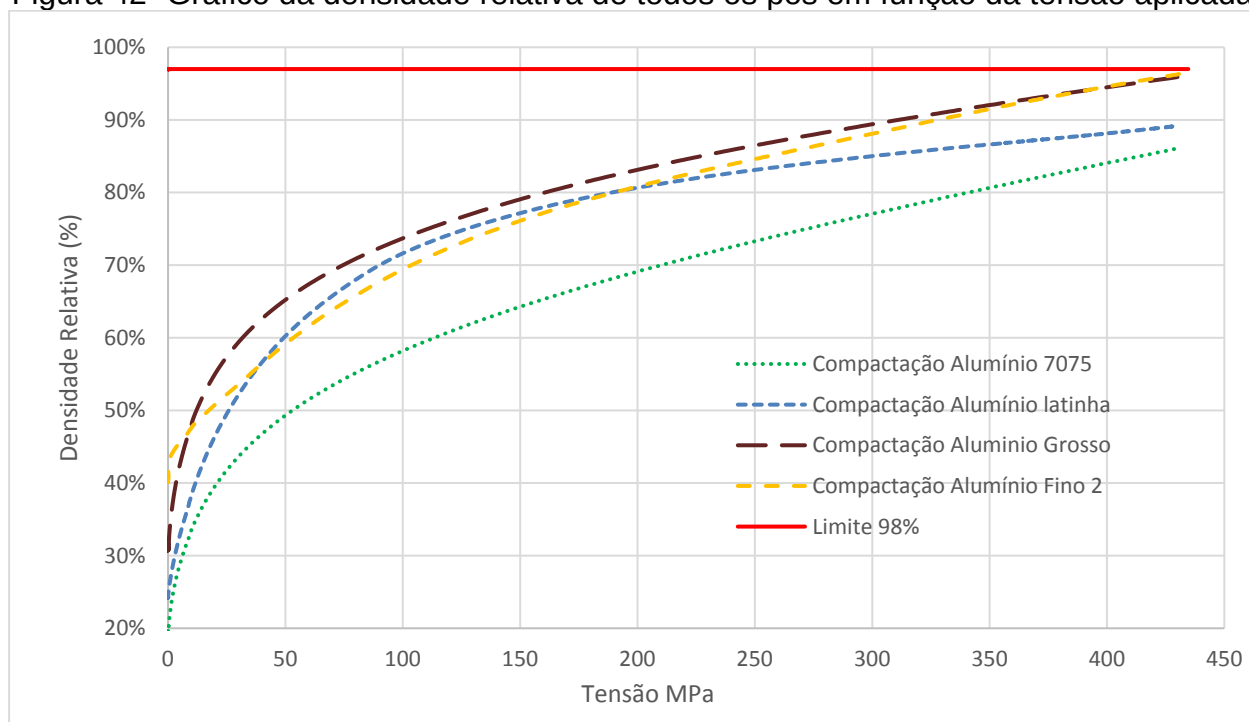
Amostra	Pressão (MPa)	Massa (g)	Densidade relativa
H1	566,28	13,43	98,4%
H2	499,66	15,96	97,5%
H3	566,28	17,48	93,4%
H4	566,28	15,81	95,3%
Média			96,2% $\pm$ 2,2%

Fonte: Próprio autor.

As amostras da Tabela 11 tiveram uma densidade relativa muito superior às outras amostras nas quais essa preparação do molde não foi tão efetiva.

Pode-se observar na Figura 42 um gráfico da densidade relativa em função da tensão aplicada em todos os pós.

Figura 42- Gráfico da densidade relativa de todos os pós em função da tensão aplicada



Fonte: Próprio autor.

Observa-se que até 10MPa a acomodação dos pós segue o sentido inverso ao crescimento da granulometria, ou seja, quanto menor a granulometria maior será a acomodação. Para o alumínio fino observa-se um pequeno pico no início do ensaio, isso ocorre, pois, parte do alumínio passa pela folga do pistão e da camisa.

A partir de 50MPa, os pós de alumínio grosso e na sequência alumínio de latinha acomodam melhor até aproximadamente 200MPa. Observa-se também que apenas os pós de alumínio fino e grosso ficam próximo ao limite de compactação do ensaio, que tende a 98% de compactação. De acordo com Kavi (2004) as amostras compactadas dificilmente passarão de 98% de densidade relativa.

Os pós de latinha e alumínio ASTM 7075 ficaram muito distantes do limite de 90%, sendo estes 87% e 85% respectivamente. De acordo com Bonaldi (2012), os compactados devem atingir 95% para que apareçam poros significativos na amostra após o aquecimento.

Após a compactação o alumínio ficava encrustado nas paredes internas do molde. Esta crosta de alumínio está mostrada na Figura 43

Figura 43- Crosta de Alumínio na camisa e na cabeça do pistão



Fonte: Próprio autor.

A cabeça do pistão ilustrado na Figura 43 acumulou menos alumínio do que se o pistão não tivesse essa cabeça. Com menos crosta de alumínio obstruindo o movimento do pistão, foi possível obter densidades relativas da ordem de 98%. Além disso, se tornou mais fácil a ejeção do corpo compactado permitindo uma produção de um maior número de amostras.

5.4 AQUECIMENTO NO FORNO

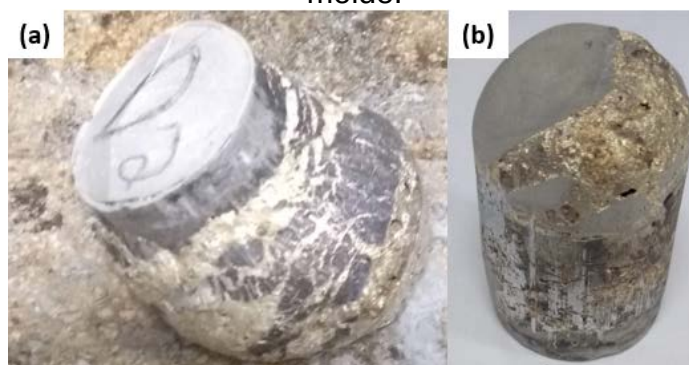
5.4.1 Amostras de pós de latinha e alumínio ASTM 7075 após aquecimento e resfriamento

Em todas as amostras que foram utilizados os pós de latinha ou alumínio ASTM 7075 não foi constada a presença de nenhum poro visível ao olho nu. A razão disso é que o grau de compactação (densidade relativa) foi muito inferior as amostras onde foi constada a presença de poros. Foi verificada apenas uma forte oxidação em todas as amostras, e muitas delas ainda apresentaram aspecto quebradiço.

5.4.2 Amostras de pós de alumínio grosso e fino após aquecimento e resfriamento.

O resultado dos CV aquecidos sem molde e com molde pode ser visto na Figura 44.

Figura 44- Espuma após ser resfriada (a) aquecida sem molde, (b) aquecida com molde.



Fonte: Próprio autor.

Caso não se utilize um molde de aquecimento, é possível que o material se expanda de maneira aleatória perdendo todas as características geométricas do CV. Dificultando a realização de um possível ensaio de cargas.

Pode ser observado na Tabela 12 um resumo dos principais parâmetros dos corpos pós aquecimento. Ela se refere às amostras que obtiveram uma porosidade superior a 25% e inferior a 50%. Na Figura 45 pode ser observada a morfologia dos poros para estas amostras.

Tabela 12- Resultado das amostras com porosidade abaixo a 50%

Amostra	D9	E1	F3	F4	H3
Densidade relativa do compactado	95%	88%	94%	91%	93%
Tipo de Hidreto	China	China	China	China	EUA
Pó de Alumínio	Fino	Grosso	Fino	Fino	Fino
Porosidade	45%	26%	28%	29%	28%
Densidade relativa	55%	74%	72%	71%	72%

Fonte: Próprio autor.

Figura 45- Vista em corte das amostras referente a Tabela 12



Fonte: Próprio autor.

Apesar do surgimento de poros visíveis, estes não representam um material de boa qualidade. Isso ocorre pois os poros são muito pequenos (porosidade inferior a 50%), não possuem geometria aproximadamente circular e não estão bem dispersos na matriz metálica.

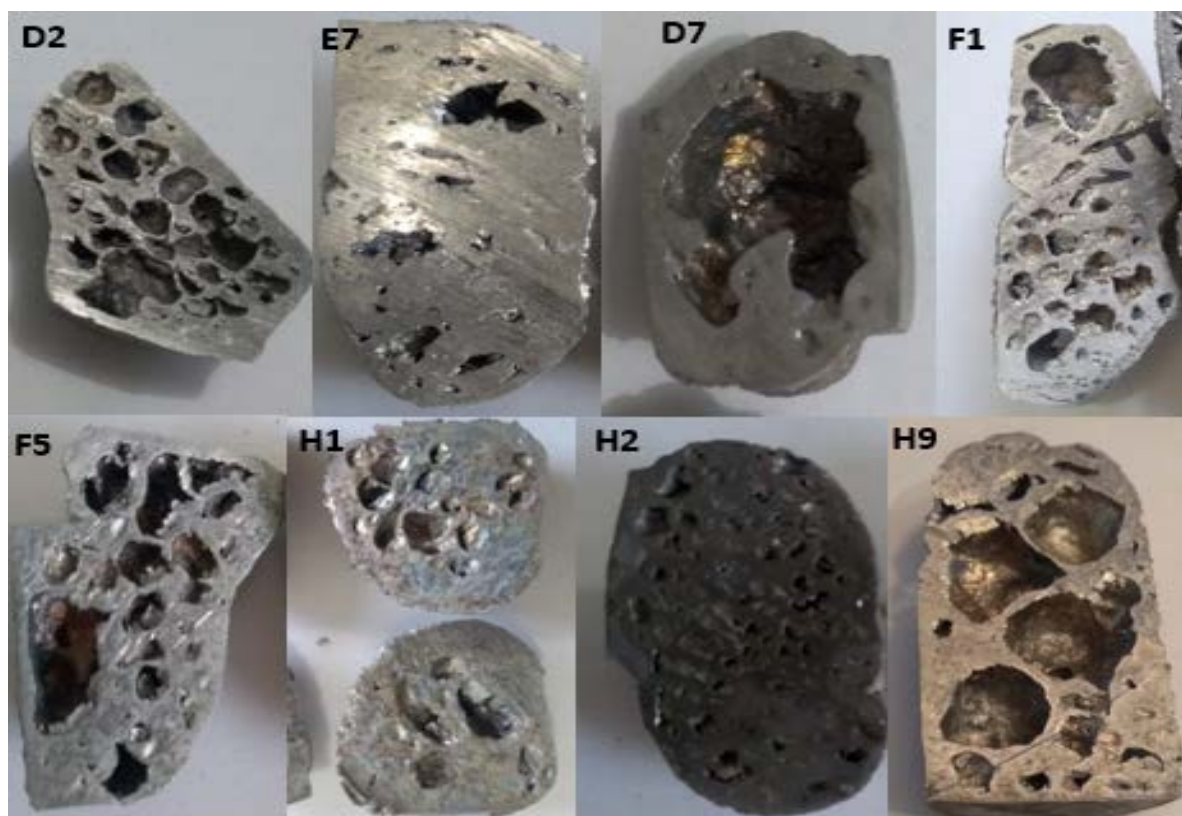
Pode ser observado na Tabela 13 as amostras com porosidade acima de 50% e as imagens referentes a essas amostras podem ser visualizadas na Figura 46.

Tabela 13- Resultado pós aquecimento das amostras com porosidade acima de 50%

Amostra	D2	E7	D7	F1	F5	H1	H2	H9
Densidade relativa do compactado	95%	97%	93%	96%	98%	98%	97%	98%
Tipo de Hidreto	China	China	China	China	China	EUA	EUA	EUA
Pó de Alumínio	fino	grosso	fino	fino	fino	fino	fino	fino
Porosidade	68%	51%	64%	66%	58%	52%	62%	72%
Densidade relativa	32%	49%	36%	34%	42%	48%	38%	28%

Fonte: Próprio autor.

Figura 46- Vista em corte das amostras referentes a Tabela 13



Fonte: Próprio autor.

Com exceção da amostra D7, todas as amostras da Tabela 13 tiveram a densidade relativa do compactado superior a 95%. Comparando os resultados da Tabela 12 com os da Tabela 13 é possível notar uma tendência indicando que quanto maior for a densidade relativa do compactado, maior será a porosidade e menor a densidade relativa. Essas duas características estão diretamente ligadas a um menor peso do material. Quanto maior a densidade relativa do corpo compactado, mais o gás hidrogênio ficará aprisionado expandindo e gerando poros com o aumento da temperatura (MORI, 2010).

As amostras D2, F1, F5, H2 e H9 visualmente tiveram poros bem distribuídos na matriz metálica e também a geometria dos seus poros foi aproximadamente circular. Entretanto, nessas mesmas amostras existem poros com tamanhos muito distintos, o que não é bom para a qualidade da espuma. Já as amostras E7, D7 e H1 não tiveram seus poros bem distribuídos, além disso, observou-se a heterogeneidade do tamanho dos poros, o que impacta negativamente na qualidade da espuma

5.4.3 Amostras de pós de alumínio grosso e fino com adição de 5% de magnésio após aquecimento e resfriamento

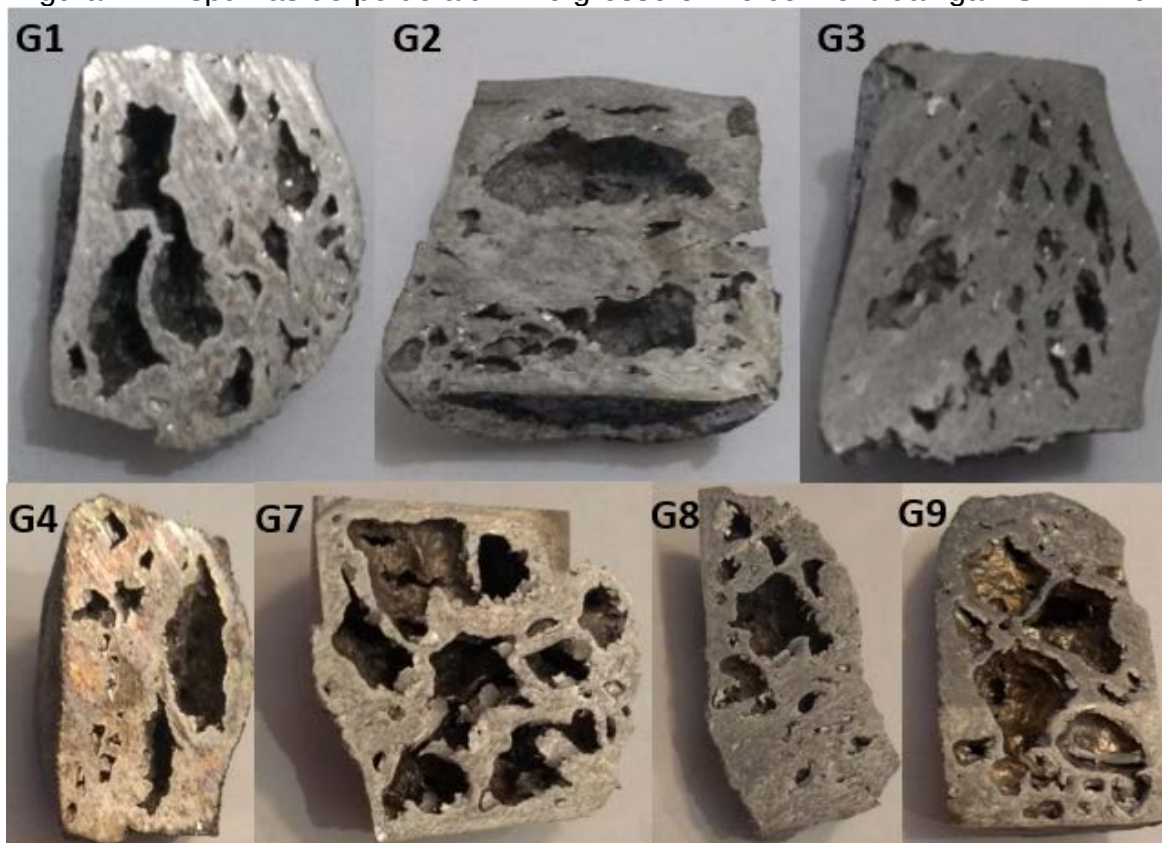
O resultado do aquecimento dos pós de alumínio fino e grosso com 5% de pós de magnésio (ASTM AZ91) está mostrado na Tabela 14 e as imagens referentes a essas amostras podem ser visualizadas na Figura 47.

Tabela 14- Resultado pós aquecimento das amostras contendo pós de alumínio e 5% de magnésio

Amostra	G1	G2	G3	G4	G7	G8	G9
Densidade Relativa do compactado	92%	90%	90%	86%	86%	97%	97%
Tipo de Hidreto	China	China	China	China	China	EUA	EUA
Pó de Alumínio	Fino	Fino	Grosso	Grosso	Fino	Grosso	Fino
Porosidade	45%	47%	32%	40%	61%	42%	68%
Densidade relativa	65%	53%	68%	60%	39%	58%	32%

Fonte: Próprio autor.

Figura 47- Espumas de pó de alumínio grosso e fino com 5% da liga ASTM AZ91



Fonte: Próprio autor.

As amostras G1, G2 e G3 mostram que para uma densidade relativa de cerca de 90% do metal sólido ocorreu o surgimento de poros. Além disso, a porosidade da espuma, quando se utilizou o pó de alumínio fino, é cerca de 43% maior do que utilizando o pó grosso. Foi constatado que a utilização do magnésio com pós de alumínio grosso acarretou poros para um grande número de amostras, enquanto que o mesmo pó sem a presença de magnésio, quase não gerou amostras com poros significativos. O alumínio e o magnésio formam compostos do tipo Mg_2Al_3 e $Al_{12}Mg_{17}$ que aumentam a resistência da liga dificultando o gás hidrogênio de ser liberado (YANG, 2016)

O formato dos poros em todas as amostras foi acicular, o que pode impactar negativamente na qualidade do material para utilização estrutural, já que esses poros podem se tornar regiões de concentração de tensões, facilitando a formação e propagação de trincas em caso de esforços elevados.

A utilização do hidreto EUA ou China não impactou na porosidade da espuma, uma vez que houveram amostras com hidreto China, com porosidades maiores que a

do hidreto EUA. Comparando a amostra G7 com a G9 aparentemente não há grande diferença no aspecto geométrico do poro, o que indica que o tipo de hidreto também não influenciou nessa característica.

Foi constatado que acrescentando magnésio aos pós de alumínio é possível obter materiais com grande porosidade mesmo quando a densidade relativa do corpo compactado é abaixo de 95%. Verificou-se que a presença do magnésio aumentou significativamente o tamanho médio dos poros. A presença do magnésio aumenta a expansão volumétrica (ASAVAVISITHCHAI, 2006).

Para todas as amostras (ver Figura 47), foi constatado que a presença do magnésio tende a coalescer os poros, ou seja, aumentar o tamanho médio e diminuir a quantidade de poros. A adição do magnésio não previne os fenômenos de drenagem e coalescência, é necessário utilizar algum outro agente estabilizador (ASAVAVISITHCHAI, 2006).

5.5 ANÁLISE DA TAXA DE AQUECIMENTO

Observa-se na Figura 50 as amostras em diferentes taxas de aquecimento.



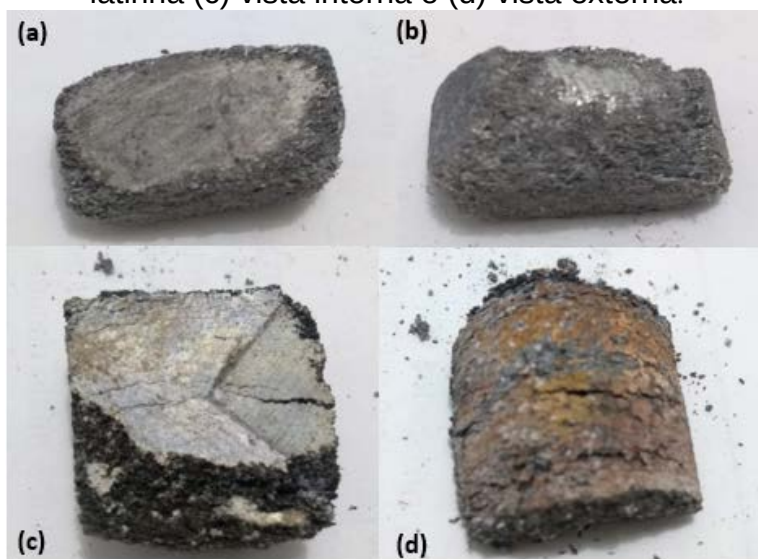
Fonte: Próprio autor.

É possível notar que as espumas geradas a taxa de aquecimento de 6°C/min têm os seus poros menos distribuídos na matriz, do que quando comparado as amostras aquecidas a 40°C/min. As amostras aquecidas a 16°C/min têm poros mais bem distribuídos e também com tamanhos menores. Já as amostras aquecidas com 40°C/min têm seus poros bem distribuídos, entretanto são poros aparentemente coalescidos.

5.6 INSPEÇÃO VISUAL NOS CORPOS DE PROVA

Na Figura 49 está uma amostra de alumínio ASTM 7075 e outra de pós de latinha após o aquecimento no forno. Nota-se a forte presença de oxidação na parte exterior das amostras, e na parte interior existe um núcleo que foi sinterizado, e em seu arredor, novamente a presença forte de oxidação.

Figura 49- Amostra de pós de alumínio ASTM 7075 (a) vista interna (b) vista externa; e latinha (c) vista interna e (d) vista externa.



Fonte: Próprio autor.

Figura 50 mostra a vista de corte das amostras F1 e H1 produzidas com hidreto China e hidreto EUA respectivamente.

Figura 50- Efeito de drenagem nas amostras após o resfriamento



Fonte: Próprio autor.

Nas amostras da Figura 50 foi observado regiões com uma densidade maior e com poucos poros, essa característica é uma evidência do fenômeno drenagem. Para Kavi 2004, é comum o aparecimento da drenagem que ocorre devido ao fluxo de alumínio fundido para a parte inferior da amostra, devido ao efeito da gravidade.

A Figura 51 mostra o resultado do aquecimento da amostra D7 produzida com hidreto China.

Figura 51- Evidência do fenômeno da coalescência



Fonte: Próprio autor.

Neste corpo houve a formação de um poro de volume muito maior que os demais. Este tipo de característica evidencia o processo de espumagem, no qual o fenômeno de coalescência ficou bastante evidenciado pelo contorno do poro maior. Observa-se o formato de pequenos círculos ao longo deste contorno, o que sugere que este grande poro foi crescendo enquanto se ligava a outros pequenos poros.

A Figura 52 representa a espuma D9 que foi considerada ruim, que foi produzida com hidreto China.

Figura 52- Espuma considerada ruim

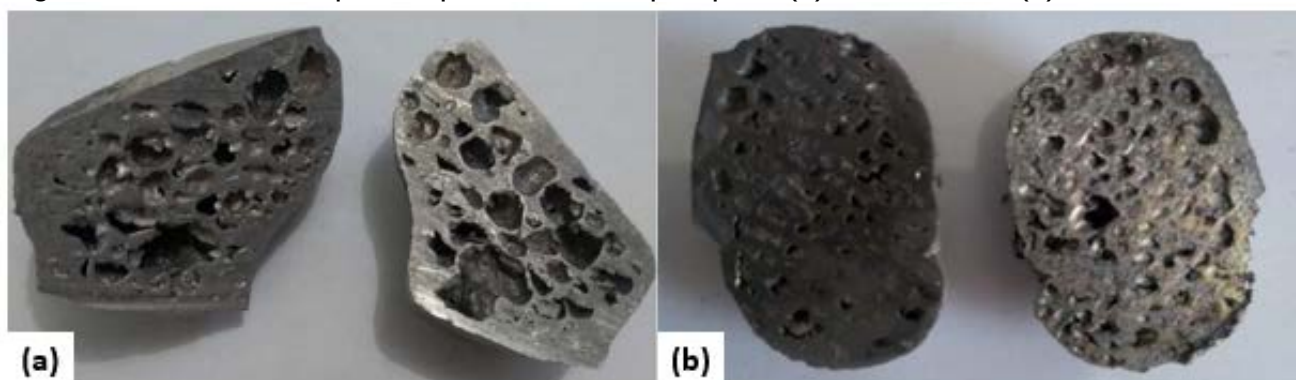


Fonte: Próprio autor.

Apesar da existência de poros na matriz, estes não estão uniformemente distribuídos na matriz, possuem geometrias irregulares e tamanhos de poros bem distintos, o que caracteriza uma espuma de qualidade ruim.

A Figura 53 mostra as 2 melhores espumas produzidas no trabalho, sendo (a) a amostra D2 produzida com hidreto China e (b) a amostra H2 produzida com hidreto EUA.

Figura 53- Melhores espumas produzidas na pesquisa (a) amostra D2; (b) amostra H2.



Fonte: Próprio autor.

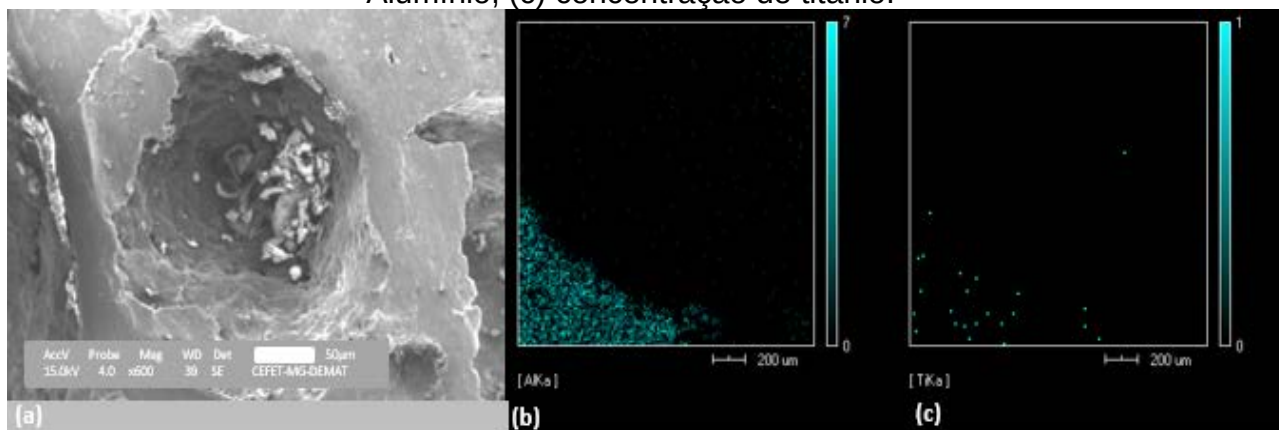
Os poros possuem tamanhos aproximadamente uniformes e geometrias quase circulares em ambas as amostras, mesmo assim o fenômeno da coalescência dos poros persistiu na estrutura das duas. Os poros em (a) são bem maiores que os de (b) isso não necessariamente sugere uma qualidade melhor das espumas, dependendo da aplicação pode ser melhor empregar espumas com poros maiores ou menores.

Outro critério, para avaliar as duas amostras como melhores, foi a boa dispersão dos poros na matriz, porém a espuma de (a) por ter poros maiores apresentou uma fina camada da matriz entre os poros o que pode fragilizar a estrutura da espuma, enquanto que (b) por ter seus poros menores, teve uma camada mais grossa entre eles.

5.7 ENSAIOS DE DUREZA VICKERS.

A Figura 56 é uma análise de composição química na superfície da espuma da amostra D2. É possível notar a presença do titânio na estrutura da matriz de alumínio.

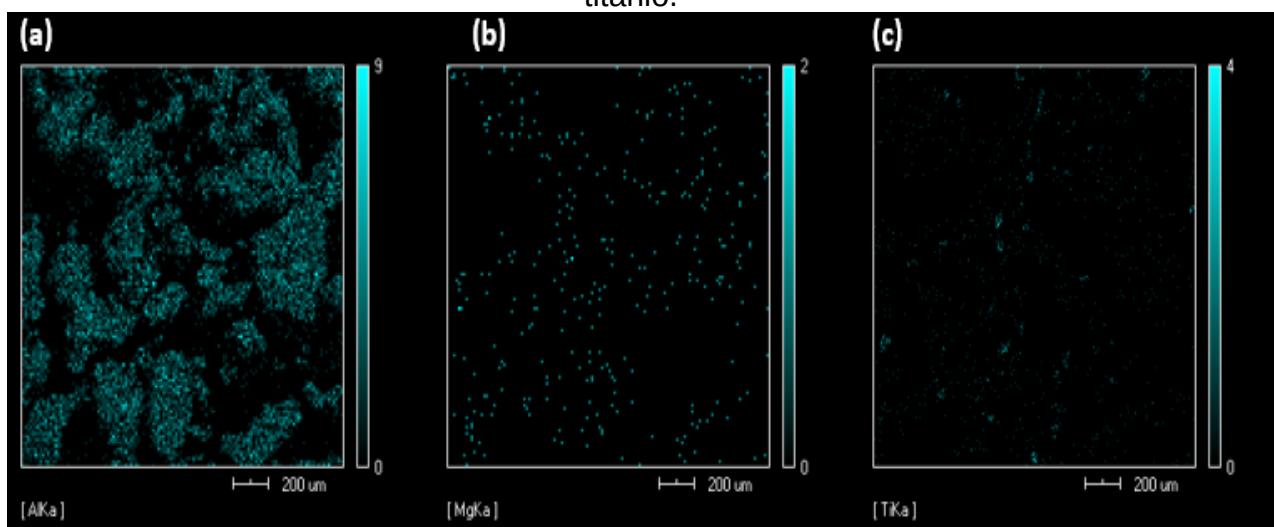
Figura 54- Análise da superfície da espuma (a) superfície; (b) concentração de Alumínio; (c) concentração de titânio.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 57 pode-se observar a análise de composição química na amostra G2.

Figura 55- Concentração na superfície da espuma(a) Alumínio; (b) Magnésio; (c) titânio.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 57 foi observada a presença tanto de magnésio quanto de titânio nas superfícies das espumas de alumínio.

A Tabela 15 mostra o resultado do ensaio de microdureza Vickers para 8 amostras.

Tabela 15- Resultado do ensaio de dureza Vickers para as espumas

Amostra	D2	H2	H5	H6	G2	G3	G5	G9
Taxa de aquecimento. (°C/min)	16	16	40	40	16	16	40	40
Presença de 5% Magnésio	N	N	N	N	S	S	S	S
Dureza Média (HV)	34±4	36±5	55±4	50±4	110±4	101±5	63±4	53±2

Fonte: Próprio autor.

Para as espumas contendo apenas alumínio e hidreto de titânio, observou-se que a dureza para o aquecimento de 40°C/min foi aumentada em cerca de 50%. Para o aquecimento de 16°C observou-se que a dureza atingida está próxima a literatura. Segundo Silva (2017) a microdureza do alumínio puro processado pela metalurgia do pó “sem poros” é de 32 HV.

Na Tabela 15 é possível ver que houve um ganho de 205% de dureza quando utilizado o magnésio misturado com alumínio. Para Yang (2016) o alumínio e o magnésio formam compostos do tipo Mg_2Al_3 e $Al_{12}Mg_{17}$ que aumentam a resistência da liga. Gonçalves (2012) encontrou para as ligas de alumínio série 6xxx (em torno de 1% de magnésio) uma dureza Vickers em torno de 90 HV, o que indica a possibilidade do magnésio em pó ter formado uma liga com o pó de alumínio.

Para o aquecimento a 16°C/min a dureza da espuma de alumínio com magnésio foi aumentada em quase 80%, quando comparado a taxa de 40°C/min.

6. CONCLUSÃO

Foram produzidas 65 amostras nessa pesquisa. A melhor espuma foi definida de acordo com os critérios de qualidade, tais como: homogeneidade do tamanho dos poros, geometria dos poros e distribuição dos poros na matriz. Ela foi produzida com compactação uniaxial gerando corpos com densidade relativa de 97%, taxa de aquecimento a 16°C/min com platô de 710°C por 8 minutos, utilizando pó de alumínio com pureza de mais de 99% e granulometria média de 8µm, tendo o hidreto de titânio EUA como agente expensor. Esta espuma não teve sua dureza elevada devido a inexistência da liga ASTM AZ91 em sua mistura. Apesar de ser obtido uma espuma com grande qualidade, a repetibilidade do processo e o controle do tamanho dos poros ainda continua sendo um grande desafio.

A caracterização físico-química dos pós de alumínio e de hidreto de titânio mostrou-se adequada para análise da geometria e granulometria dos pós de alumínio. Os pós, por serem metálicos, facilitaram a visualização no MEV pois não necessitaram ser metalizados. Os ensaios de fluorescência de raios X e DRX mostraram que todos os pós analisados tiveram sua pureza maior que 99%.

O molde em SAE 4340 resistiu bem à compressão dos pós, possibilitando densidades relativas de até 98% do corpo verde sem se danificar. As modificações na geometria do molde a partir dos resultados de outros autores se tornou fundamental para se obter um grande número de amostras. Deve-se ficar atento pois se utiliza pressões próximas ao limite de escoamento do material (470MPa). É preciso manter o molde sempre com bom acabamento interno (retirar crosta de alumínio) para que seja alcançado os grandes níveis de compactação.

Os pós de alumínio reutilizados não se mostraram eficazes para a produção das espumas, uma vez que não foi possível gerar corpos compactados com densidades próximas a 95%. Os pós de alumínio grosso só produziram resultados significativos com a adição de 5% de magnésio em sua mistura. Já o pó de alumínio fino, apresentou os melhores resultados de compactação o que indica que quanto menor a granulometria dos pós, maior as chances de conseguir corpos com altos níveis de densidade relativa a verde.

A adição de 5% de pó da liga ASTM AZ91 na mistura de alumínio com o agente expensor, impactou na qualidade da espuma. De tal forma que foi possível obter espumas com poros significativos em que os corpos compactados tinham a

densidade bem abaixo da recomendada na literatura (95% de densidade a verde). Para a produção de espumas com o pó de alumínio grosso (cerca de 100 μ m), a utilização da liga ASTM AZ91 se mostrou um importante agente no aparecimento da porosidade, sem a presença dela quase não formou poros. A presença do magnésio na espuma também elevou em 205% a dureza do material.

O hidreto de titânio (TiH₂) dos EUA foi adquirido por um custo de quase 70x o custo do hidreto da China. A utilização dos mesmos como agente expensor não demonstrou um ganho perceptível na qualidade da espuma. Os TiH₂ foram caracterizados segundo a sua granulometria, morfologia dos grãos e pureza, porém não foi verificada nenhuma discrepância que justifique o valor tão diferente entre os dois.

As taxas de aquecimento não tiveram influência significativa na qualidade das espumas, pequenas variações sobre a distribuição dos poros na matriz foram constatadas. Houve também alterações na dureza do material utilizando as taxas de 16°C/min e 40°C/min.

As espumas geradas neste trabalho apresentaram porosidades próximas às encontradas na literatura. Alguns parâmetros estudados (granulometria, taxa de aquecimento, presença da liga ASTM AZ91) influenciaram na dispersão dos poros na matriz, bem como o tamanho médio dos poros gerados. Com relação à granulometria utilizada, fica evidente que quanto menor for o grão maior serão os poros gerados. Foi demonstrado um ganho significativo do ponto de vista de dureza e de porosidade na utilização da liga ASTM AZ91.

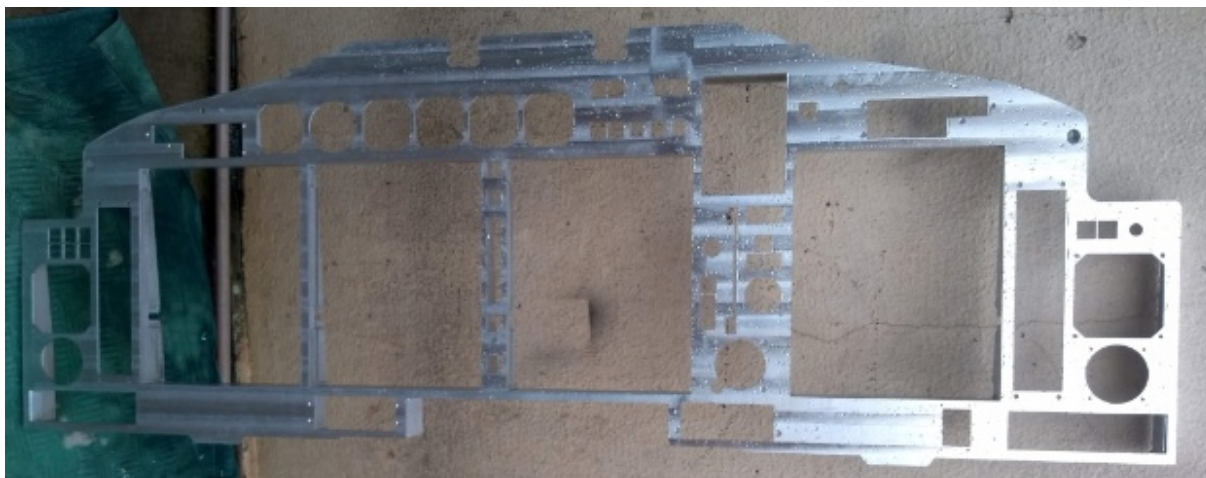
7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Nessa pesquisa a granulometria mínima na qual conseguiu obter poros na matriz das espumas metálicas foi 100 μ m. Sendo assim, uma sugestão seria utilizar pó de alumínio reutilizado ou reciclado com granulometria abaixo de 100 μ m.
- Uma vantagem da produção de peças utilizando a metalurgia do pó é a de ser possível produzir ligas com diferentes elementos. Seria interessante avaliar a viabilidade de produzir espumas metálicas de diferentes ligas comerciais de alumínio.
- Devido à falta de um forno com atmosfera controlada, limitou-se a concentração de magnésio a 5%. Seria interessante avaliar a influência da concentração de magnésio na espuma de alumínio.
- Aprimorar a repetibilidade da qualidade da espuma, e então utilizá-las como material de preenchimento e caracterizá-las com ensaios mecânicos.

ANEXO A – CERTIFICADO DE QUALIDADE ALUMÍNIO ASTM 7075

	GRUPO GONCALVES DIAS S/A. AV. INTERLAGOS, 3322 - SANTO AMARO - SAO PAULO - SP CEP: 04660-006 - Fone: 11 5545 8200 - Fax: 11 5545 8604 CNPJ: 09.328.663/0001-04 I.E.:148.061.942.112	CERTIFICADO DE QUALIDADE Número 445167 Emissão 24/07/2018
Cliente xxxxxxxxxxxxxxxx		Nota Fiscal nº xxxxxx
Item	Material Solicitado	Peso Kgs Código Lote Corrida Pedido do Cliente
01	1 PC ASTM 7075 CHP LAM 50.00x 500.00 x 1300	92,7 04655730 28060 *72L1656 EMAIL 16/07
Composição Química		
C	Mn	Si
0.300	0.090	0.240
P	S	Cr
0.050	0.240	0.050
Ni	Mo	Cu
1.480	2.600	0.370
Mg	Fe	Zn
5.640	0.200	0.200
Propriedades Mecânicas		
Limite de Resistência	Escoamento	Alongamento
540-555MPa	6,5-10,5%	Redução de Área
Tratamento Térmico		
Tipo de Tratamento	Tamanho Grão	Dureza
T651	Observações	
Informações Complementares		 Conferido Eletronicamente Garantia da Qualidade

Fonte: Grupo Gonçalves Dias

ANEXO B - PAINEL DE AERONAVE

Fonte: Próprio autor.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASHBY M. F et al. **Metal foams – a design guide**. Butterwoeth-Heinemann: Londres, 2000.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT **NBR NM-ISO 6507-1**: Materiais metálicos – ensaio de dureza Vickers. São Paulo, 2008.

ASTM B94-18. Standart specification for magnesium-alloy die castings. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018.

AVEDESIAN, M.M et al. **Magnesium and magnesium alloys**. ASM International: Ohio, 1999.

ASAVAVISITHCHAI, S.; KENNEDY, A. R. The effect of compaction method on the expansion and stability of aluminium foams. **Advanced Engineering Materials**, v.8, n.9, p. 810-815, 2006.

BANHART, J. Manufacturing routes for metal foams. **Journal of Metals**, v.52, p. 22-27, 2000.

BANHART, J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metallic foams. **Progress in Materials Science**, v.46, p. 559–632, 2001.

BARBOSA, H. C. **Aplicações do alumínio na indústria aeronáutica e aeroespacial**. Porto: Isep, 2014.

BARROS, C.P. **Uma metodologia para desenvolvimento de aeronaves leves subsônicas**. Tese (Doutorado) - Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte. 2001.

BASTOS, N. B. **Obtenção da espuma de alumínio pela rota da metalurgia do pó**. 2017. 69 f. TCC (Graduação) – Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica, Belo Horizonte. 2017.

BI, Y.; ZHENG, Y.; LI, Y. Microstructure and mechanical properties of sintered porous magnesium using polymethyl methacrylate as the space holder. **Material Letters**, v.161, p.583-586, Sep. 2015.

BONALDI, P. O.; SCHAEFFER, L. Obtenção de espuma metálica de alumínio via metalurgia do pó. In: CONGRESSO ANUAL – ABM, 65., 2010, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2010. p.7.

BONALDI, P. O. **Obtenção de espuma de alumínio através do processo de metalurgia do pó e propriedades mecânicas de estrutura sanduíche**. 2012. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 2012.

ČAPEK, J.; VOJTĚCH, D. Properties of porous magnesium prepared by powder metallurgy. **Materials Science and Engineering C**, v.33, p.564-569, Apr. 2012.

CHIAVERINI, V. **Metalurgia do pó**. 4. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2001. 326 p.

DUARTE, I. M. A. **Espumas metálicas: processo de fabricação, caracterização e simulação numérica**. 2005. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto. 2005.

DEGISCHER, H.; KRISZT, B. E. D. **Handbook of cellular metals: production, processing, applications**. Weinheim: Wiley-vch, 2002.

ESTEVES, C.A. **Obtenção da espuma de alumínio**. 2018. 79 f. Dissertação (Mestrado) – Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica, Belo Horizonte. 2018.

GARCÍA-MORENO, F. Commercial applications of metal foams: their properties and production. **Materials**, v. 9, n. 2, p. 85, 2016.

GONÇALVES, R. A. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6xxx**. 2012. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. 2012

GUTIÉRREZ-VÁZQUEZ, J. A.; OÑORO, J. Espumas de aluminio. fabricación, propiedades y aplicaciones. **Revista de Metalurgia**, v.44, n.5, 2008.

KAVI, H. **Investigation of compression mechanical behaviour of aluminum foam filled metal tubes**. 2004. Dissertation(Master of Science) – Mechanical Engineering, İzmir Institute of Technology, İzmir, Turkey.2004.

KIM, A. et al. Evaluation of compressive mechanical properties of Al-foams using electrical conductivity. **Composite Structures**, v. 71, p.191 – 198, 2005.

LEWANDOWSKI, W. B. Eisen et al. **ASM Handbook: powder metal technologies and applications**.[S.I.]: ASM International, 2015.

MA, L.; SONG, Z. Cellular structure control of aluminium foams during foaming process of aluminium melt. **Scripta Materialia**, v. 39, n. 11, 1998.

MELLO, S. R. C. et al. **Seleção dos materiais: alumínio e suas Ligas**. Niterói: EEIMVR, 2009.

MORI, K. NISHIKAWA H.Cold repeated forming of compact for aluminium foam. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 12, p. 1580-1586, 2010.

NEU, T. R. et al. Magnesium and magnesium alloy foams. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON POROUS METALS AND METALLIC FOAMS, 2011, Busan, Korea. **Proceedings...** Busan, Korea: [S.I.], 2011. v.7, p. 133-140.

REED, J. S. **Principles of ceramics processing**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 1995. 658 p.

SILVA, T. T. L. et al. Estudo do aumento de dureza de uma liga de alumínio com 5,5% de cobre produzida via metalurgia do pó. In: ANAIS DA II MEMU, 2017, Recife. **Anais...** Recife: INTM/UFPE, 2017.

SOUZA, L. X. S. **Espuma de alumínio**: avaliação de parâmetros físico-químicos na obtenção. 2018. 57 f. Dissertação (Mestrado)–Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica, Belo Horizonte.2018.

RAMBABU, P. P. N. K. V et al. Aluminium alloys for aerospace applications. **Aerospace Materials and Material Technologies**. Springer: Singapore, 2017. p. 29-52.

YANG, D. et al. Fabrication of Mg-Al alloy foam with close-cell structure by powder metallurgy approach and its mechanical properties. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 22, p. 290-296, 2016.