



UNIVERSIDADE FEDERAL DA PARAÍBA
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

WILLIAM DA SILVA MACHADO

**OBTENÇÃO DO COMPÓSITO DE MATRIZ DE BRONZE COM ADIÇÃO DE
PARTÍCULAS QUASICRISTALINA DE $AlCuFeMn$ VIA METALURGIA DO PÓ**

João Pessoa-PB, setembro de 2019

M149o Machado, William da Silva

OBTENÇÃO DO COMPÓSITO DE MATRIZ DE BRONZE COM ADIÇÃO DE PARTÍCULAS QUASICRISTALINA DE AlCuFeMn VIA METALURGIA DO PÓ./ William da Silva Machado. – João Pessoa, 2019.

56f. il.:

Orientador: Prof. Dr. Tibério Andrade Dos Passos.
Monografia (Graduação) – UFPB/CT

1. Compósito de Matriz de Bronze. 2. Reforço Quasicristalino 3. Metalurgia do Pó. I. Passos, Tibério Andrade Dos Passos. II. Título.

UFPB/BC

WILLIAM DA SILVA MACHADO

**OBTENÇÃO DOS COMPÓSITOS DE MATRIZ DE BRONZE COM ADIÇÃO DE
PARTÍCULAS QUASICRISTALINA DE AlCuFeMn VIA METALURGIA DO PÓ**

*Trabalho de Conclusão de Curso
apresentado à Coordenação de Engenharia de
Materiais, do Centro de Tecnologia da
Universidade Federal da Paraíba, para
apreciação da banca examinadora como parte
dos requisitos necessários para a obtenção do
grau de Bacharel em Engenharia de Materiais.*

Orientador: Dr. Tibério Andrade Dos Passos

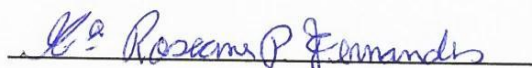
WILLIAM DA SILVA MACHADO

**OBTENÇÃO DO COMPÓSITO DE MATRIZ DE BRONZE COM
ADIÇÃO DE PARTÍCULAS QUASICRISTALINA DE $AlCuFeMn$ VIA
METALURGIA DO PÓ**

Data de defesa: 19 de setembro de 2019.

Período:2019.1

Trabalho de Conclusão de Curso aprovado pela Banca Examinadora:



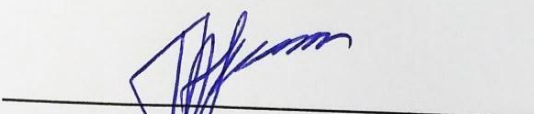
Prof. Dr. Maria Roseane de Pontes Fernandes

Eng. Materiais/CT/UFPB



Prof. Dr. Bruno Alessandro Silva Guedes de Lima

Eng. Materiais/CT/UFPB



Prof. Dr. Tibério Andrade Dos Passos

Eng. Materiais/CT/UFPB

RESUMO

A busca incessante para melhorar o desempenho de materiais tradicionais, ou produzir materiais novos, tem motivado os estudos para o desenvolvimento de materiais compósitos. Um tipo de compósito que tem ganhado grande importância, nos últimos anos, para várias aplicações tecnológicas, é o compósito à base de cobre. Contudo, devido à baixa resistência mecânica, uma matriz de cobre altamente condutora, precisa ser reforçada, e novos materiais compósitos com características superiores são desenvolvidos. Assim, o presente trabalho buscou produzir compósitos de matriz de bronze, com a incorporação de partículas quasicristalinas AlCuFeMn, como reforço, por meio do método da metalurgia do pó, procurando melhorar suas propriedades mecânicas. Na obtenção dos compósitos foram empregadas duas condições de temperatura e tempo, utilizando a sinterização convencional por meio da metalurgia do pó. Foram analisadas a densidade a verde, a densificação e a porosidade do compósito, bem como realizado ensaio de dureza Rockwell F, análise por microscopia óptica e averiguação da molhabilidade. Através desse trabalho, foi possível obter compósitos com boa distribuição de partículas quasicristalinas numa matriz de bronze, embora tenha ocorrido, em algumas regiões, a formação de poros e aglomerados. Ademais, verificou-se, na presente pesquisa, que se obteve melhor dureza na sinterização à 800°C, com fração de 2,5% de QC, alcançando, também, uma melhor densificação. Por outro lado, os corpos sinterizados a 750°C, por um tempo de 20 min, obtiveram melhor resultado de molhabilidade em relação aos sinterizados a 800°C por um tempo de 60 min, quando submetidos a água destilada.

Palavras-Chave: Compósitos de Matriz de Bronze; Reforço Quasicristalino; Metalurgia do Pó

SUMÁRIO

RESUMO.....	III
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 OBJETIVOS	4
1.1.1 Objetivo geral.....	4
1.1.2 Objetivos específicos.....	4
2 REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 Os Quasicristais	5
2.1.1 As ligas quasicristalinas AlCuFe	6
2.1.2 Aplicações da liga quasicristalina	8
2.2 Liga de Cu-Sn (Bronze).....	9
2.2.1 Sinterização do bronze	10
2.2.2 Aplicações do bronze	11
2.3 Materiais Compósitos.....	12
2.3.1 Compósitos de Matriz Metálica (CMM)	13
2.3.2 Compósitos reforçados com partículas quasicristalinas	14
2.4 Metalurgia do Pó (MP)	15
2.4.1 Etapas do processo de fabricação por MP	16
2.4.1.1 Obtenção dos pós	16
2.4.1.2 Mistura dos pós.....	18
2.4.1.3 Compactação	19
2.4.1.4 Sinterização	20
2.4.1.4.1 Aspectos que interferem na sinterização	23
2.4.2 Vantagens e Desvantagens da Metalurgia do Pó	24
2.5 Análise Superficial Através da Molhabilidade	26
3 MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1 Obtenção da Liga $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$ (Ligas “mãe”).....	28
3.1.1 Tratamento térmico.....	28
3.1.2 Cominuição da liga quasicristalina	29
3.1.3 Difração de Raios-X.....	29
3.1.4 Análise de tamanho de partículas	29
3.2 Elaboração do Compósito	30
3.3 Densidade relativa à verde	30
3.4 Sinterização	31
3.4.1 Densificação.....	33
3.4.2 Densidade relativa do corpo de prova sinterizado	33
3.4.3 Porosidade	34
3.5 Ensaio de Dureza Rockwell F	34
3.6 Análise Microestrutural.....	35
3.7 Molhabilidade	35
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	36

4.1	Elaboração da Liga Quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$	36
4.2	Moagem da Liga $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$	36
4.3	DRX da Liga Quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$	37
4.4	Análise do Tamanho de Partículas	38
4.5	Densidade Relativa à Verde	38
4.6	Sinterização	39
4.6.1	Densificação	39
4.6.2	Porosidade	40
4.7	Ensaio de Dureza Rockwell F	41
4.8	Análise por Microscopia Óptica	43
4.8.1	Material sinterizado a 750°C por um tempo de 20min	43
4.8.2	Material sinterizado a 800°C por um tempo de 60min	45
4.9	Molhabilidade	48
4.9.1	Material sinterizado a 750°C por um tempo de 20min	48
4.9.2	Material sinterizado a 800°C por um tempo de 60min	49
5	CONCLUSÕES	51
	REFERÊNCIAS	52

1 INTRODUÇÃO

Desde os primórdios, o homem tem utilizado os materiais para suprir as suas necessidades (alimentação, vestuário, defesa pessoal, etc.). À medida que as civilizações foram se desenvolvendo, acompanhadas das necessidades, buscou-se novos materiais; cada avanço que ocorria correspondiam o uso e o domínio de uma nova matéria-prima. Essa relação com os materiais é tão significativa e importante que eras diferentes da humanidade receberam o nome do material mais importante descoberto na época (Idade da Pedra, Idade do Bronze, Idade do Ferro) (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Com o avanço das sociedades e o surgimento de outras necessidades, técnicas foram desenvolvidas para a produção de novos materiais com propriedades superiores àquelas dos materiais antes produzidos. Contudo, a compreensão da relação entre a estrutura dos materiais e suas propriedades, se deu apenas em tempos relativamente recentes, aproximadamente ao longo dos últimos 100 anos. Nesse cenário, desenvolveram-se muitos materiais diferentes, com características singulares, atendendo às necessidades da moderna e complexa sociedade. (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

Nesse contexto, dentre a grande diversidade de materiais desenvolvidos, é importante frisar os materiais compósitos, que consistem em um material formado de, pelo menos, dois constituintes de fases ou estruturas diferentes, os quais são ligados por uma interface que pode ser constituída de outra fase, distinta dos componentes (KAINER, 2006). Dentro desses materiais, trataremos dos compósitos de matriz metálica, materiais inovadores que possibilitaram o desenvolvimento de novos estudos na ciência dos materiais, podendo projetar peças para diversas aplicações, os quais atendem as relações custo x benefício e garantem que as propriedades desejadas sejam melhores ou iguais às dos materiais similares (PASSOS, 2006).

Um dos objetivos dos materiais compósitos com matriz metálica é introduzir um material de reforço, e um dos reforços que tem sido bastante estudado são os reforços quasicristalinos, visto que, desde a sua descoberta, o interesse em entender suas propriedades físicas e empregar esses materiais para diversas aplicações tecnológicas vem crescendo em todo o mundo.

Em 1982, os quasicristais foram descobertos devido a uma investigação dos materiais metálicos, pelo pesquisador Shechtman, utilizando as ligas Al com 10-14% de Mn, solidificadas por meio de um resfriamento rápido, onde a estrutura cristalina dessa nova classe

de material constitui-se de um sólido sem ordem de translação e com ordem de orientação de longo alcance (SHECHTMAN et al., 1984). Este fenômeno foi batizado de quasicristalinidade, pois a antiga definição de cristalinidade era insuficiente para cobrir essa nova classe de sólidos ordenados, e, como consequência, a definição de “cristal”, dada pela União Internacional de Cristalografia, foi alterada (LEVINE; STEINHARDT, 1984).

Os materiais quasicristalinos têm propriedades interessantes para aplicações industriais, tais como: baixo coeficiente de atrito, alta dureza, baixa energia de superfície, boa resistência ao desgaste, propriedades elétricas e térmicas incomuns e estabilidade térmica em altas temperaturas (QUISPE-MARCATOMA et al., 2011).

Porém, são extremamente frágeis à temperatura ambiente, o que impossibilita a sua utilização em materiais estruturais. Assim, devido às suas características importantes, procuraram-se alternativas para contornar essa fragilidade dos materiais quasicristalinos e que possibilitasse a sua utilização. A solução encontrada foi a dispersão dessa fase em uma matriz dúctil (FLEURY et al., 2001).

Uma das formas de processamento dos materiais compósitos ocorre por meio do método da metalurgia do pó, onde o pó metálico é submetido à compactação. Os produtos fabricados por meio desse método, por exemplo: peças complexas e de alta precisão de ferro e aço, cobre e suas ligas e outros metais e ligas, utilizadas em grande escala nos mais variados setores de máquinas, veículos e equipamentos, podem ser mais eficientes e mais econômicos (CHIAVERINI, 1986). Através desse método, qualquer tipo de liga e reforço pode ser usado para a fabricação de compósitos de matriz metálica (MMC), podendo esse processo ser realizado a uma temperatura baixa, minimizando, assim, a reação entre dois componentes do compósito. Por meio da metalurgia do pó, compósitos alcançam uma maior resistência em altas temperaturas do que as ligas convencionais. Além disso, compósitos com alto teor de reforço podem ser fabricados por este método, o que aumentará o módulo elástico ao reduzir o coeficiente de expansão térmica (SINGH, 2016).

Um tipo de compósito que tem ganhado grande importância, nos últimos anos, para várias aplicações tecnológicas, é o compósito a base de cobre. Devido à baixa resistência mecânica, uma matriz de cobre altamente condutora precisa ser reforçada, e novos materiais compósitos com características superiores são desenvolvidos. Partículas dispersas que são insolúveis na matriz a base de cobre e termicamente estáveis a altas temperaturas, estão sendo bastante estudadas como fase de reforço. Compósito com matriz a base de cobre reforçado com partículas, podem oferecer melhorias desejáveis em propriedades mecânicas,

particularmente em altas temperaturas, tais como: resistência, propriedades de tração e resistência ao desgaste (UYSAL et al., 2013).

Diversos tipos de produtos à base de cobre, bronze, por exemplo, podem ser fabricados através do processo de metalurgia do pó como, por exemplo: filtros, mancais porosos, materiais para fricção, contatos elétricos e peças estruturais (BARBOSA, 2014).

O bronze é utilizado para produção de mancais, que são elementos de máquinas utilizados entre duas peças rígidas em movimento, tendo como principal função separá-las, minimizando o contato e o atrito proveniente entre ambas, substituindo o atrito seco pelo atrito viscoso, possibilitando a operação de equipamentos com menor temperatura e menor perda de energia, atribuindo-se ao sistema maior vida útil e confiabilidade (JUNIOR, 2017).

Cumprido salientar, que o desgaste desses mancais, provocado pela interação de superfícies, é preocupação corrente no ambiente industrial em função da vida útil do material, haja vista que a perda progressiva de massa, pode acarretar danos superficiais e alterações dimensionais, levando a um comprometimento da operacionalidade dos componentes envolvidos, e, conseqüentemente, do equipamento do qual constituem elementos essenciais (GARCIA; SPIM; SANTOS, 2017).

Nesse contexto, ao bronze, em alguns casos, é adicionado o elemento chumbo, o qual é incorporado com o intuito de melhorar a usinabilidade, bem como a diminuição do coeficiente de atrito, beneficiando na lubrificação a seco. Todavia, o processo de obtenção do chumbo, que envolve a fundição do metal, é considerado uma fase de elevado risco de intoxicação, devido à exposição que sofre o trabalhador ao fumo metálico proveniente do material na fase líquida (MENDES, 1975, apud PATAROTO, 2008).

Diante desse impasse na utilização do chumbo, uma das soluções é produzir materiais compósitos de matriz de bronze com a incorporação de um reforço que venha melhorar as suas propriedades mecânicas.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Obter compósito de matriz de bronze com adição de partículas quasicristalinas AlCuFeMn via metalurgia do pó.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Obter a liga quasicristalina a partir da fusão do AlCuFeMn;
- Cominuir a liga quasicristalina;
- Caracterizar o pó quasicristalino;
- Analisar o tamanho das partículas;
- Produzir compósito de matriz de bronze (90%Cu-10%Sn) com adição de partículas quasicristalina nas concentrações de 2,5, 5 e 7%;
- Mensurar a densidade à verde e dos sinterizados dos compactados;
- Sinterizar o compósito pelo método tradicional;
- Analisar a microestrutura do material;
- Analisar a dureza e a molhabilidade.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Os Quasicristais

A fascinante investigação dos materiais metálicos proporcionou ao pesquisador Shechtman, em 1982, através do estudo com ligas de Al-Mn, solidificadas por meio de um resfriamento rápido, a descoberta de uma nova estrutura que apresentava padrões de difração de elétrons, caracterizando simetria icosaédrica. Essa nova classe de material constitui-se de um sólido sem ordem de translação e com ordem de orientação de longo alcance (SHECHTMAN, BLECH, *et al.*, 1984). Sendo que, o alumínio é um dos materiais compostos por uma estrutura cristalina, onde os sólidos cristalinos são constituídos por uma estrutura de átomos ordenados e agrupados periodicamente para preencher o espaço, ou seja, possuem simetria de translação em longo alcance (GONZÁLEZ, 2001).

Este fenômeno foi batizado de quasicristalinidade por Levine e Steinhardt, pois a antiga definição de cristalinidade era insuficiente para cobrir essa nova classe de sólidos ordenados e, como consequência, a definição de “cristal”, dada pela União Internacional de Cristalografia, foi alterada (LIDIN, 2011).

Nos quasicristais foram observadas fases quasicristalinas tanto com ordem 5, como de ordem 8, 10 e 12. Para os sólidos cristalinos são definidos os eixos de simetria com ordem 1, 2, 3, 4 e 6. Estes eixos se repetem nas operações de simetria respectivamente a 360° , 180° , 120° , 90° e 60° a partir da origem. Já nos eixos de ordem 5, a operação de simetria se faz pela rotação do sólido em 72° (NEVES, FREITAS e BAPTISTA, 2010).

O diagrama da Fig. 1 expõe a particularidade de apresentar um eixo de simetria de rotação de ordem 5. Essas simetrias são incompatíveis com a simetria das redes de cristalografia clássicas (GONZÁLEZ, 2001).

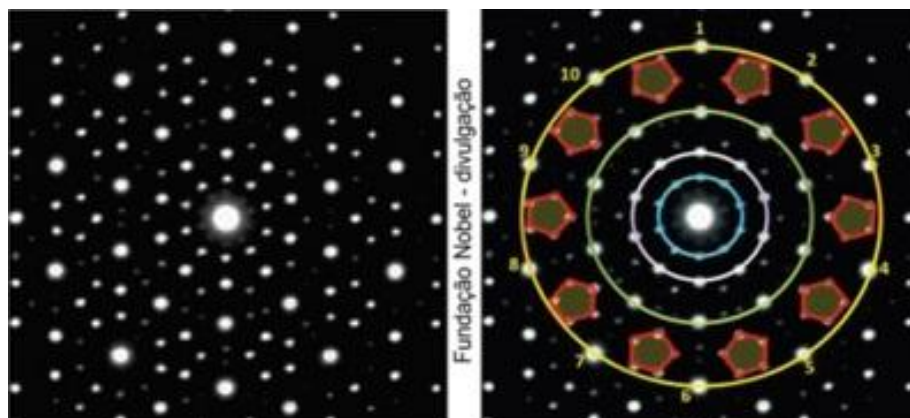


Figura 1 - (a) Padrão de difração obtido por Daniel Shechtman. (b) Sobre o padrão de difração, estão assinalados os círculos concêntricos contendo 10 pontos cada um e figuras com simetria de ordem 5 (CARACELLI, 2011).

Após a primeira descoberta notável da fase quasicristalina icosaédrica, foram realizadas investigações intensas para explorar os sistemas de liga com composições para a formação de fases icosaédricas e para identificar estruturas e suas relações com as fases cristalinas. As fases quasicristalinas icosaédricas foram encontradas em vários sistemas de liga, especialmente ligas a base de metais de transição como o Al (KUBOTA, NIE e MUDDLE, 2005).

2.1.1 As ligas quasicristalinas AlCuFe

Nos dias atuais, uma centena de ligas quasicristalinas é conhecida, sendo a maioria de base de alumínio. As ligas contendo Al-Cu-Fe são mais atraentes em comparação com os outros sistemas, por conterem componentes não tóxicos e serem de baixo custo (DOBRZYNSKA, DUTKIEWICZ, *et al.*, 2015). A liga AlCuFe quasicristalina mostra simetria de ordem 5, sendo, nesse caso, icosaédrica (HUTTUNEN-SAARIVIRTA, 2004).

A determinação dos diagramas de fase de equilíbrio é extremamente importante, tendo em vista a possibilidade de preparar qualquer material, especialmente para a produção industrial, pois esses diagramas são um roteiro através da composição e da temperatura, permitindo uma direção aos pesquisadores para uma esperada microestrutura (DUBOIS e JANOT, 2005).

O diagrama de equilíbrio do sistema Al-Cu-Fe foi inicialmente estudado por Bradley e Goldschmidt em 1939. Em seus trabalhos, discutiram-se a então desconhecida fase Ψ , como sendo AlCu_2Fe , e na média da região $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{22,5}\text{Fe}_{12,5}$. Para eles estas fases eram formadas numa reação peritética da fase $\beta_2\text{-AlFe}_3$ com o líquido remanescente (PASSOS, 2006). A Fig.2 mostra o diagrama de fase da liga de AlCuFe rica em alumínio.

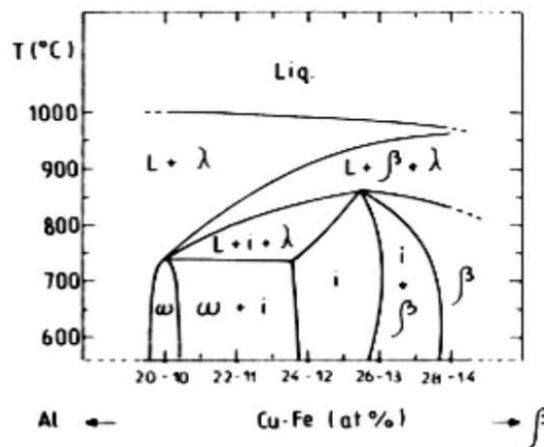


Figura 2 - Diagrama de fases pseudo-binário AlCuFe (FAUDOT, QUIVY, *et al.*, 1991).

Nos dias atuais muitos sistemas metálicos são conhecidos por conterem uma fase quasicristalina em uma determinada composição, com ênfase no sistema do metal de transição alumínio. Além disso, existem diferentes variedades de quasicristais: icosaédrica, decagonal, dodecagonal, etc. (DUBOIS e JANOT, 2005).

A fase quasicristalina de Al-Cu-Fe icosaedral (i) existe apenas dentro de uma faixa de temperatura restrita entre 750°C e 850°C ou em uma composição muito bem definida em torno de $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,5}$. Como uma fase 'i' estável, os principais fatores neste sistema se basearam, sobretudo, na análise da estrutura quasiperiódica, das propriedades da massa, da superfície e da possibilidade de crescer fases quasicristalinas de forma única (SONG, KIM, *et al.*, 2001).

Recentemente, a partir do sistema Al-Cu-Fe, estudaram-se os efeitos das adições elementares não metálicas, como oxigênio e boro na estrutura e estabilidade da fase icosaédrica. Vários estudos empregam a técnica de moagem de alta energia para a fabricação dessas ligas, principalmente para a liga Al-Cu-Fe, na qual se observa a necessidade de um tratamento térmico de recozimento posterior à moagem (WOLF e AFONSO, 2014).

2.1.2 Aplicações da liga quasicristalina

Desde que os quasicristais foram descobertos, muito se tem estudado sobre eles buscando entender suas propriedades que são de grande interesse para aplicações industriais, comerciais etc. Dentre estas propriedades estão: baixo coeficiente de atrito, alta dureza, baixa energia da superfície, boa resistência ao desgaste, propriedades elétricas e térmicas incomuns e estabilidade térmica em altas temperaturas (MARCATOMA, AYALA, *et al.*, 2011).

Os quasicristais se constituem em uma classe intermediária entre os materiais comuns amorfos e os cristalinos, com características peculiares e distintas, sendo uma nova classe de materiais promissora e desafiadora, cujo estudo da microestrutura tem sido de suma relevância para o máximo aproveitamento de suas propriedades a fim de aplica-los nos setores industriais e utiliza-los na engenharia moderna.

Sem dúvida, a excepcionalidade de suas propriedades tem proporcionado sua aplicabilidade em amplas áreas, indo da aeroespacial a áreas médicas. Dentre essas aplicações citam-se as ligas que possibilitam a construção de novos equipamentos e peças com menor fricção e maior durabilidade, devido as suas propriedades de baixo coeficiente de atrito e maior resistência ao desgaste, usadas em peça automobilística e de aviação. Ademais, testes têm sido realizados procurando utilizar as ligas quasicristalinas para substituir o teflon em revestimentos superficiais de utensílios domésticos, por proporcionar uma resistência ao risco, desgaste e dureza superior a do material usualmente empregado (LIMA, 2011). Inclusive, a utilização dos quasicristais para recobrir superfícies de painéis foi uma das suas primeiras formas de comercialização com resultados positivos.

Outras aplicações dos quasicristais podem ser feitas em peças sujeitas a movimentos relativos, buscando reduzir o desgaste das peças e nas que suportam elevadas temperaturas, em dispositivos para a conversão de calor em energia, como motores de explosão, por exemplo. (JANOT e DUBOIS, 1998).

Os materiais quasicristalinos são extremamente frágeis, o que dificulta o seu uso com um material maciço para produção de componentes mecânicos. Contudo, uma alternativa para superar sua fragilidade, é a sua utilização em forma de pó como reforços em material compósito, bem como utilizá-los como revestimento (KENZARI, 2006).

Ademais, como os quasicristais apresentam baixa energia superficial, também possuem baixa molhabilidade, que é a capacidade de um material se espalhar na superfície de outro formando uma gota e esse é um dos principais problemas que dificultam a produção de

materiais compósitos, visto que a eficiência desses depende diretamente da interação ou molhamento que a matriz apresentará diante do reforço quasicristalino. No entanto, estudos recentes revelaram evidências, em pequena escala, de interdifusão entre a matriz e as partículas quasicristalinas de um compósito Alumínio/Quasicristal (PASSOS, 2006).

2.2 Liga de Cobre Cu-Sn (Bronze)

O bronze é um metal que nasce da ligação do cobre com o estanho. O cobre, por sua vez, contém menos de 1% de impureza e é utilizado para aplicações elétricas e microeletrônicas. Para aumentar a sua dureza sem prejudicar a sua condutividade, pode-se acrescentar pequenas quantidades de cádmio, prata e Al_2O_3 . Esse metal monofásico pode ser endurecido por trabalho a frio, possuindo uma estrutura CFC (Cúbica de Face Centrada) com excelente ductilidade e alto coeficiente de encruamento (ASKELAND e WRIGHT, 2014). Já o estanho é um poderoso reforçador de solução sólida em cobre. Também aumenta a resistência à corrosão. O estanho aumenta muito mais a faixa de congelamento do que o zinco, e os bronzes de estanho, portanto, tendem a passar por um estágio mole durante a solidificação. Fundições devem ser projetadas com esse comportamento em mente.

Essas ligas cobre-estanho, corretamente nomeadas bronzes de estanho e às vezes chamadas bronzes de fósforo, são produzidas adicionando-se de 1 a 10% de estanho ao cobre, formando uma só fase.

Esse metal pode ter outros elementos em sua composição, tais como: alumínio, silício, manganês, fósforo e chumbo, formando assim, diversos tipos de ligas de cobre e dando início a diversas variações do bronze.

Entretanto, o bronze (90Cu-10Sn) é produzido a partir dos pós elementares de liga como ferro e carbono. Alguns componentes estruturais, contudo, que exigem densidades superiores a $7,0 \text{ g/cm}^3$ são fabricados a partir de pós-ligados. De acordo com a ASTM B-255, os componentes sinterizados de bronze mais utilizados são produzidos a partir da composição mostrada na Tab.1 (CHIAVERINE, 2001).

Tabela 1 - Componentes estruturais de bronze sinterizado conforme ASTM B-255.

Componente	Composição (%)
Cobre	87,5 – 90,5
Estanho	9,5 – 10,5
Carbono	máx. 1,75
Ferro	máx. 1,00
Outros elementos	máx. 0,50

Fonte: (CHIAVERINE, 2001).

2.2.1 Sinterização do bronze

A sinterização do bronze pode ser realizada em três estágios na produção da metalurgia do pó, dentre os quais são determinadas pelo processo empregado, como por exemplo, no estágio relacionado em função do tempo e da temperatura, conforme representado na Fig.3, a qual demonstra o progresso da densificação em pós de cobre compactado.

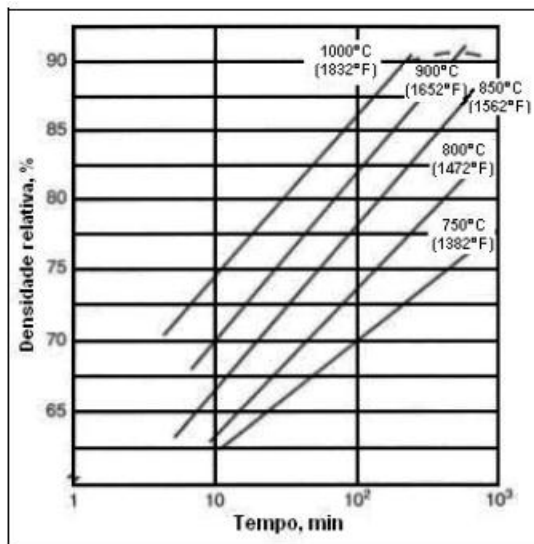


Figura 3 – Efeito da temperatura de sinterização e tempo na densidade dos compactados de pó de cobre (JOSEPH, 1999).

Por outro lado, o que ocorre na Fig.4, é que em função da temperatura de sinterização há uma variação no valor da porosidade e da densidade do bronze. Observa-se que a taxa de

sinterização resulta em um efeito relevante nas propriedades. Esta taxa pode ser modificada por tratamento físico ou químico do material particulado ou do material compactado, ou, ainda, sinterizar o material através da incorporação de gases reativos no sistema.

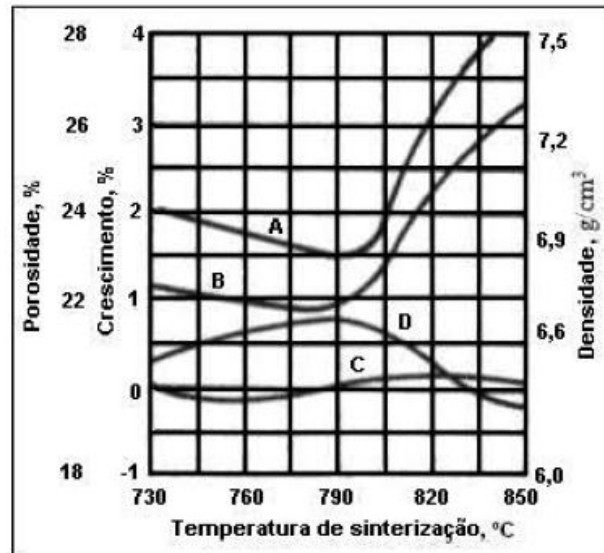


Figura 4 - Efeito da temperatura de sinterização nas propriedades físicas do bronze 90Cu-10Sn- 2C. (A) Porosidade, %; (B) Crescimento axial; (C) Crescimento radial; (D) Densidade (JOSEPH, 1999).

2.2.2 Aplicações do bronze

O bronze é usado de forma abrangente em varias situações que necessitam de breve condução, como por exemplo, para trocadores de calor, sistemas de aquecimento doméstico, painéis para absorção de energia solar e várias outras aplicações nesse sentido. Outro aspecto significativo do bronze é a sua elevada capacidade anticorrosiva, assim sendo, o cobre, latões, alguns bronzes e cuproníquels; nesse caso, sua utilização se torna viavel em tubos, válvulas e conexões em sistemas que transportam água potável, água de processo ou outros fluidos aquosos.

Somando-se o bronze a elementos diversos, o resultado se torna amplo e com várias possibilidades de aplicações e adaptações, de acordo com a necessidade da atividade. É amplamente vendido em joias e medalhas, podendo ainda ser usado em estátuas, sinos, rolamentos, tubos, válvulas, utensílios domésticos, etc.; a depender de cada caso específico, ele é feito com ou sem adição de algum outro elemento. É também relevante na fabricação de

engrenagens, uma vez que possui fricção pequena quando em contato com outros metais. Logo, o bronze é bastante versátil, podendo ser utilizado em diversas máquinas e indústrias. Possui uma característica de cor escura e sem brilho, devido a uma patina que se forma sobre ele, protegendo o objeto da oxidação (JR, 2001).

2.3 Materiais Compósitos

O progresso na melhoria contínua das propriedades dos materiais existentes, bem como na expansão das classes e dos tipos de materiais estruturais, está intimamente relacionado ao avanço tecnológico. Uma das melhores manifestações deste progresso, inter-relacionado no desenvolvimento de materiais, estruturas e tecnologia, está associada com materiais compósitos (VASILIEV e MOROZOV, 2013; VASILIEV e MOROZOV, 2013).

Um material compósito pode ser definido como uma combinação de dois ou mais materiais que resultam em melhores propriedades do que as dos componentes individuais utilizados sozinhos. Em contraste com as ligas metálicas, cada material mantém suas propriedades químicas, físicas e mecânicas separadas (CAMPBELL e INTERNATIONAL, 2010).

Os materiais compósitos são definidos com relação aos tipos de matrizes que apresentam, podendo ser classificados como: compósitos de matriz metálica, de matriz polimérica e compósito de matriz cerâmica. Existem, também, classificações quanto ao reforço, o qual pode ser: contínuo ou não, whiskers ou partículas, cerâmico ou metálico. (MOURISCO, 1995). Os compósitos particulados, objeto deste trabalho, tendem a ser muito mais fracos e menos rígidos do que os compósitos de fibra contínua, mas geralmente são muito mais baratos (CAMPBELL e INTERNATIONAL, 2010). Outra forma de classificação simples é através da característica do reforço. Um esquema simples está mostrado na Fig.5, que apresenta quatro divisões principais: compósitos reforçados com partículas, compósitos reforçados com fibras, compósitos estruturais, e nanocompósitos (CALLISTER JÚNIOR & RETHWISCH, 2016).

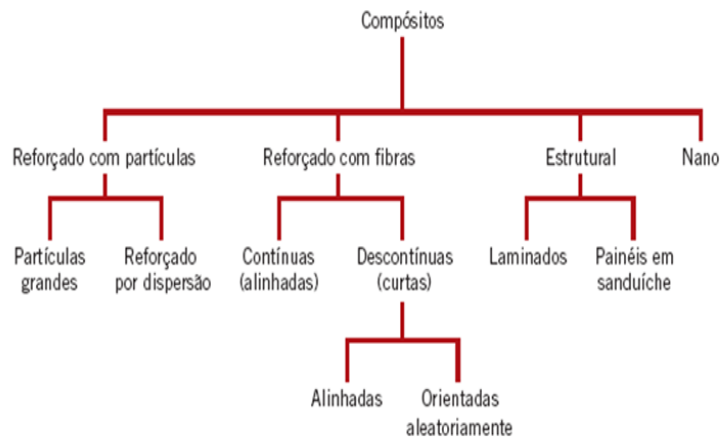


Figura 5 - Esquema de classificação para os vários tipos de compósitos (CALLISTER JÚNIOR e RETHWISCH, 2016).

Os compósitos reforçados com partículas possuem duas subclassificações: as de partículas grandes e as reforçadas por dispersão, as quais se distinguem com base na estrutura do reforço ou de aumento da resistência. O grau de reforço ou de melhoria do comportamento mecânico depende de uma ligação forte na interface matriz-partícula (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

A influência partícula-matriz, que ocorre a nível atômico ou molecular, leva ao aumento da resistência. Nesse movimento, é a matriz que suporta a maior parte da carga aplicada, sendo que o movimento das discordâncias é impedido ou dificultado pelas pequenas partículas dispersas. “Desse modo, a deformação plástica é restrita, de maneira que os limites de escoamento e de resistência à tração, assim como a dureza, são melhorados” (CALLISTER; RETHWISCH, 2016).

2.3.1 Compósitos com Matriz Metálica (CMM)

Os CMMs - compósitos com matriz metálica, geralmente são produzidos com um metal de baixa densidade, como alumínio e magnésio, reforçados com partículas ou fibras cerâmicas. Em comparação com um material sem reforço, possuem uma série de vantagens, como: maiores resistências e módulos específicos, maior resistência à temperatura elevada, menores coeficientes de expansão térmica e, às vezes, melhor resistência ao desgaste. Contudo, sua aplicação no comércio tem sido pouca, devido ao seu alto custo, havendo alguns

usos para CMMs reforçados de forma descontínua, mas quase nenhum para CMMs reforçados de forma contínua (CAMPBELL, 2010).

Esses tipos de compósitos foram usados, por exemplo, na engenharia aeroespacial e na indústria automotiva (nos pistões dos cilindros e discos de freios), com partículas resistentes numa matriz de alumínio (MORTESEN, 2005).

Eles possuem uma temperatura de serviço superior a de seus respectivos metais de base, podendo o reforço trazer alguns benefícios, tais como: melhorar a rigidez específica, a resistência específica, a resistência à abrasão, a resistência à fluência, a condutividade térmica e a estabilidade dimensional (CALLISTER JÚNIOR e RETHWISCH, 2016).

O uso de compósitos com matriz metálica, reforçados com alguns tipos de reforços, como, por exemplo, partículas cerâmicas, têm seus benefícios, inclusive, quando comparado com os materiais metálicos puros, todavia, alguns fatores limitam a aplicação destes materiais, o que tem levado ao desenvolvimento de compósitos com novos tipos de reforços, como os materiais quasicristalinos (CAVALCANTE, 2011).

2.3.2 Compósitos reforçados com partículas quasicristalinas

O uso de partículas quasicristalinas como reforço para bronze-CMM, objeto deste estudo, pode ser bastante promissor, haja vista que os materiais quasicristalinos, apesar de extremamente frágeis à temperatura ambiente, possuem propriedades singulares, como a sua elevada dureza e módulo de elasticidade, alta resistência mecânica, baixo coeficiente de atrito e, relativamente, baixa densidade (MORDYUK et al., 2013). Assim, devido a essas excelentes propriedades, procuraram-se alternativas para contornar essa fragilidade dos materiais quasicristalinos e que possibilitasse a sua utilização. Uma das possibilidades de amenizar as limitações de seu uso consiste em utilizá-lo como reforço em compósitos com matriz dúctil (FLEURY, LEE, *et al.*, 2001)

Foi realizado um experimento por SHAITURA *et al.* (2010), objetivando formar um compósito no qual utilizou revestimentos à base de cobre reforçados por pós de Al-Cu-Fe quasicristalinos. Os resultados das investigações mostram que há uma melhora considerável das propriedades tribológicas do material com adição de quasicristais (SHAITURA *et al.*, 2010).

Em outro experimento, ao ser incorporada a fase QC, aumenta-se significativamente a dureza dos revestimentos compósitos. Esse aumento da dureza deve-se principalmente ao aumento do achatamento da matriz de CuSn8 (devido ao forte efeito de jateamento das partículas de QC) e ao efeito de reforço das partículas de QC, que limitam significativamente a deformação plástica da matriz de CuSn8. A Fig.6 mostra o crescimento da dureza com o aumento do quasicristal na matriz de bronze (GUO, CHEN, 2015).

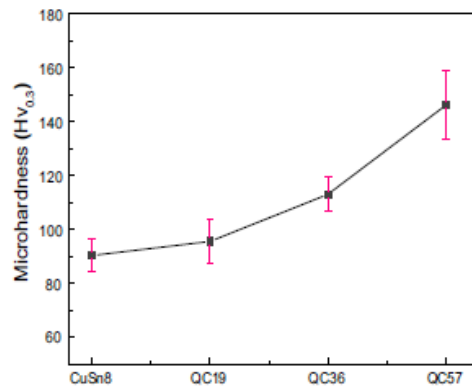


Figura 6 -. Microdureza do CuSn8 e revestimentos compósitos (GUO, CHEN, 2015).

2.4 Metalurgia do Pó (MP)

A metalurgia do pó é um processo de fabricação destinado à produção de peças a partir de pós-metálicos ou não metálicos, sendo largamente utilizada na indústria automotiva, de eletrodomésticos, dentre outros. Mostra-se como uma das melhores alternativas na fabricação de peças em larga escala, haja vista que seus custos podem ser bem inferiores do que a produção pela metalurgia convencional, bem como por proporcionar mínimas perdas de material e de energia. Essa técnica tem ganhado cada vez mais lugar dentro da indústria metalúrgica, o que tem motivado os estudos para o aperfeiçoamento do processo.

A MP, do ponto de vista industrial, é considerada uma técnica relativamente recente, contudo, podem-se encontrar sinais de seu emprego já na antiguidade. No entanto, é no início do século XIX que se têm as primeiras informações da utilização dessa técnica, e no início do século XXI acontecem os mais importantes avanços na aplicação da metalurgia do pó, até chegar ao estágio atual, em que se tornou uma ótima alternativa de processo de transformação metálica, sendo apontada como um dos principais meios para o futuro da metalurgia no país,

com aplicações nos mais diversos campos industriais e progredindo para setores tecnológicos cada vez mais modernos (CHIAVERINI, 2001).

2.4.1 Etapas do processo de fabricação por MP

O processo da MP consiste basicamente em quatro etapas, quais sejam: obtenção do pó, mistura e homogeneização, compactação e sinterização (TSUKERMAN (1965); CHIAVERINI (2001)), como ilustra a Fig.7.

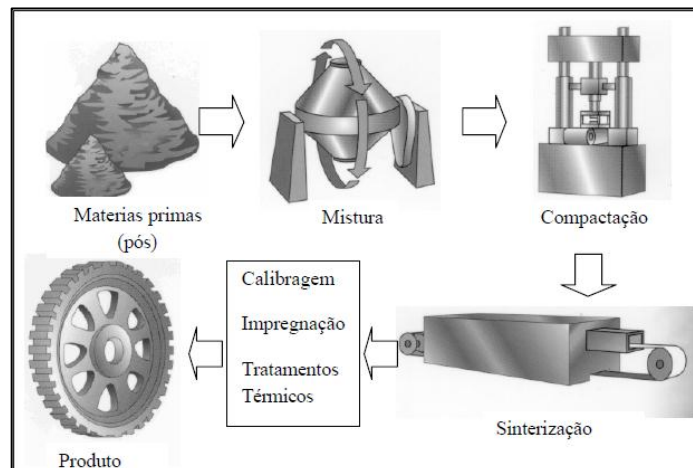


Figura 7 - Representação esquemática do processo de metalurgia do pó (FOGAGNOLO, 2000).

2.4.1.1 Obtenção dos pós

Existem diversos processos para produção de pó; o que determina qual será utilizado são as propriedades do material e as características que se quer para o pó, como, por exemplo, o tamanho, a forma e a distribuição dos grãos na produção da peça. Os principais métodos são: mecânico, químico, físico e físico-químico.

Os métodos mecânicos são indicados para serem utilizados com metais duros e quebradiços, frágeis ou fragilizados por algum processo anterior. Dentre esses métodos, a moagem é o mais utilizado, sendo comumente feita em um equipamento denominado moinho

de bolas, que consiste num tambor rotativo com esferas metálicas resistentes ao desgaste. Na medida em que esse tambor vai girando, o material que se encontra em seu interior é fragmentado por meio do choque entre as esferas, sendo de grande relevância controlar a velocidade para evitar a insuficiência da moagem. Além disso, nesse processo são utilizados agentes externos e lubrificantes, como, água, álcool, hidrocarbonetos, etc., a fim de evitar as forças de soldagem, impedindo a aglomeração de partículas, e, ainda, reduzem o tempo de moagem e produzem pós mais finos (CHIAVERINI, 2001).

Entre os métodos químicos, as técnicas mais utilizadas são: a corrosão, que consiste na oxidação do metal pelo ataque de ácidos ou gases; e a redução de óxidos metálicos pelo emprego de hidrogênio ou monóxido de carbono, como agentes redutores. Geralmente, os metais produzidos por essas técnicas são o cobre, o ferro, o tungstênio e o molibdênio.

O processo de atomização é um dos métodos físicos mais empregados, sendo também o mais importante método de obtenção de pós-metálicos, pois admite a produção de pós de praticamente qualquer metal ou liga metálica. O processo consiste basicamente em atacar o metal fundido, com jato de ar, gás ou água, enquanto o mesmo é vazado através de um orifício. Esses jatos definem o formato do grão desejado, pulverizando o filete de metal fundido ao passo que gera seu imediato resfriamento. Por último, o pó é recolhido, reduzido e peneirado, estando pronto para ser usado.

Por fim, eletrólise e pirólise são os métodos físico-químicos mais utilizados. No primeiro, o metal sólido é dissolvido em solução eletrolítica num tanque e o material resultante é uma massa de pó sob a forma de lama, a qual é recolhida dos tanques de eletrólise, secada e classificada por peneiramento. Por meio desse método, é possível a aquisição de grandes variedades de pós-metálicos, como o ferro, o cobre e metais preciosos, bem como pós com elevada pureza e ótimas propriedades. No segundo método, através da ação do calor, o material sofre decomposição.

Esses métodos de produção de pó metálicos levam a várias formas, tamanhos, distribuição e outras características dos pós, sendo de suma importância dominar o processo, para se conseguir ao final, uma peça conforme as determinações da engenharia.

Dentre os principais característicos dos pós-metálicos, destacam-se a forma e o tamanho das partículas individuais. As formas das partículas se dão conforme o processo de obtenção do pó. Os principais tipos estão representados na Fig.8.

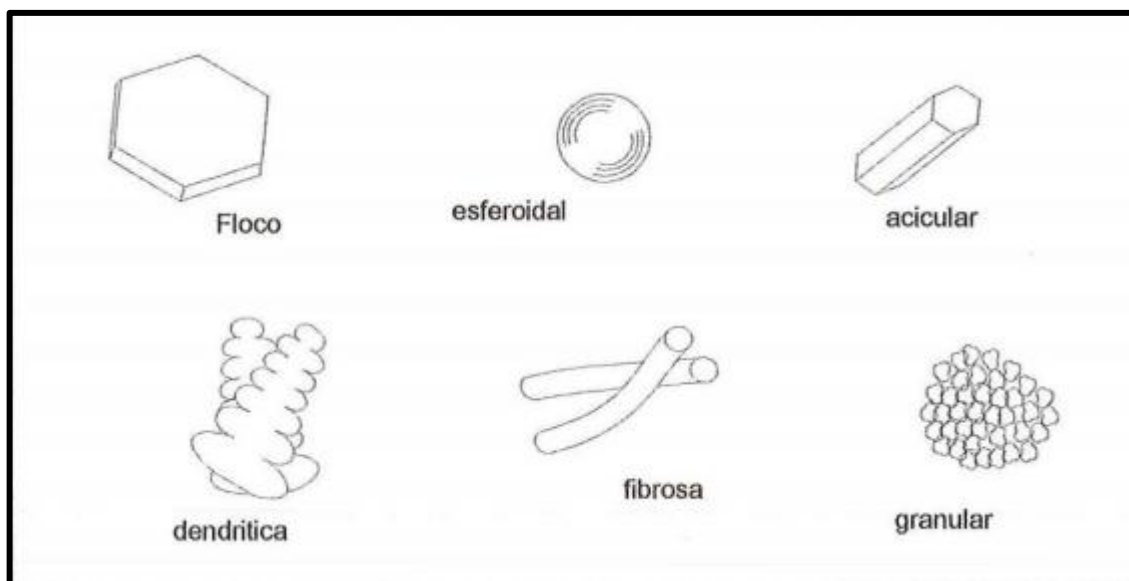


Figura 8 – Exemplos de formas de partículas de pó (THUMMLER; OBERACKER, 1993).

Como se pode observar, os pós, em sua maioria, apresentam forma irregular, sendo esta uma forma menos favorável sob o ponto de vista de compactação, todavia, por ocorrer uma interação dos contornos das partículas entre si, produzem compactados com melhores características de sinterização. Sob esse mesmo ponto de vista, aparentemente, a forma esférica é a mais adequada.

Em se tratando do tamanho da partícula, o diâmetro médio das partículas influencia no produto final, pois, conforme CHIAVERINI (2001), “a diminuição do tamanho de partícula torna mais efetiva a sinterização”.

2.4.1.2 Mistura dos Pós

Esta etapa é realizada em misturadores próprios para metalurgia do pó, nos quais se pode conseguir a composição desejada e a homogeneização dos componentes, evitando a aglomeração e segregação dos pós. Geralmente esses misturadores têm a forma de V, Y, ou duplo cone. A mistura de materiais de difícil homogeneização é realizada em um moinho de esferas, que desintegra o material na medida em que ocorre a mistura a mistura.

Um dos principais fatores desta etapa, que tem grande influência no resultado da distribuição e homogeneização, é o tempo; sendo tarefa difícil estimar o tempo necessário e

ideal para essas operações, o qual, geralmente, varia de 5 a 30 minutos, quando deveria ser especificado por meio de experiências com misturas padrões, num determinado misturador. Pois, segundo CHIAVERINE (2001), o tempo ideal é aquele em que se consegue uma mistura completa e se mantém a mesma densidade aparente em todas as cargas.

Frise-se que, o tamanho e a forma das partículas também influenciam nessa etapa, haja vista que quanto maior a uniformidade do tamanho de partícula, maior a possibilidade de se conseguir um material uniforme e consistente. De outro modo, partículas maiores apresentam forte tendência de segregar.

Nesta etapa também são adicionados lubrificantes à mistura, com o objetivo diminuir o atrito entre o material compactado comprimido e paredes dos componentes da matriz de compactação. Um fato relevante a ser considerado, é o conhecimento dos efeitos dos lubrificantes na mistura, pois podem afetar nas etapas seguintes de processamento e nas propriedades do produto final.

2.4.1.3 Compactação

É a etapa onde a peça começa a se materializar. Consiste na aplicação de pressão nos pós, à temperatura ambiente, na matriz de uma prensa, cujas cavidades geralmente têm a forma e dimensões finais da peça. No decorrer do processo, a camada de óxido superficial das partículas dos pós é rompida, o que permite o contato metal-metal em vários pontos do compactado, causando deformação por cisalhamento entre as duas superfícies metálicas e, conseqüentemente, um empilhamento a frio.

O objetivo principal aqui é aumentar a densificação do material, minimizando, assim, a porosidade do produto final. Busca-se nessa etapa, atribuir à peça, a resistência mecânica necessária para o manuseio na etapa de sinterização. A peça gerada na compactação possui formato final ou aproximado à peça a ser fabricada, chamada de compactado verde, sendo muito frágil.

De acordo com CHIAVERINE (2001), os processos de compactação mais importantes são: compressão em matrizes rígidas, compressão isostática, compactação por laminação de pós (para conformação de chapas e tiras) e extrusão de pós-metálicos.

2.4.1.4 Sinterização

O processo de sinterização é a etapa fundamental na MP, pois constitui a fase final de materialização da peça. Consiste no aquecimento da peça compactada (peça verde), obtida na etapa anterior, a temperaturas abaixo do ponto de fusão da mistura, sob condições determinadas de tempo, temperatura e meio ambiente, durante o qual ocorrem reações químicas e físicas entre as partículas, resultando em uma peça com os característicos almejados de densidade, com porosidade controlada, resistência e dureza adequada para a aplicação do componente.

Esse processo normalmente é realizado em fornos contínuos, e basicamente é dividido em três etapas diferentes. A primeira etapa é a do pré-aquecimento do material, onde é retirando o lubrificante que foi usado na compactação. A segunda é a etapa onde acontece a técnica de sinterização, sucedendo a difusão do material, sendo a etapa principal do processo. A terceira e última etapa é onde ocorre o resfriamento das peças sinterizadas.

Segundo CHIAVERINI (2001), o processo de sinterização deve ser realizado em ambiente adequado, utilizando fornos com atmosfera controlada, para evitar que sucedam feitos indesejáveis, sendo assim, empregadas às denominadas atmosferas protetoras, com o objetivo de, dentre outros, impedir a oxidação dos produtos, removendo os óxidos formados nos pós que podem levar a diminuição da qualidade da sinterização.

Para o mesmo autor, esse processo é relativamente simples, quando se dispõe dos equipamentos adequados, como os fornos, atmosferas protetoras e instrumentos de medição e controle. Todavia, depende de alguns fatores, isto é, de algumas variáveis que podem influenciá-lo e que comprometem os resultados finais, quais sejam: a natureza do pó e da mistura de pós, e as características dos compactados verdes, como porosidade, densidade, resistência à verde, etc. Isso torna essa etapa delicada, exigindo alto conhecimento e controle dessas variáveis.

Atualmente existem muitas teorias estabelecidas sobre os fenômenos que acontecem no processo de sinterização, sendo fruto de anos de estudos, resultando em uma extensa literatura disponível. Para CHIAVERINI (2001), pode-se afirmar que não existe uma teoria que possa ser aplicada universalmente, e todas poderiam ser resumidas levando em consideração que, na sinterização, sucedem os seguintes estágios:

1º - ligação inicial das partículas e formação de um pescoço;

- 2° - crescimento do pescoço;
- 3° - fechamento dos canais que interligam os poros;
- 4° - arredondamento dos poros;
- 5° - contração dos poros ou densificação;
- 6° - crescimento eventual dos poros.

O primeiro estágio acontece, quando o material é aquecido, sendo resultado da difusão dos átomos, levando ao surgimento de contornos de grão. Pode-se observar, já nesse estágio inicial, um elevado grau de coesão, ainda que não haja qualquer alteração dimensional do compactado. É notório que, quanto a maior a densidade verde do compactado, mais eficiente é a ligação entre as partículas, devido aos maiores pontos de contato. Em decorrência dessa ligação inicial das partículas, formam-se pescoços.

O crescimento desses pescoços condiz com o segundo estágio, onde ocorre um maior grau de ligação no interior da massa a ser sinterizada. Ainda que haja, nessa etapa, deslocamento de material, não acontece qualquer diminuição na quantidade dos poros, ou seja, não ocorre contração do material. E, conforme o processo vai prosseguindo, novos pescoços vão se formando, resultando assim no crescimento do contorno do grão inicial.

O terceiro estágio refere-se ao fechamento dos canais que interligam os poros, o qual é ocasionado pelo crescimento dos pescoços, bem como pela retração dos poros. Nessa etapa ocorre uma mudança considerável na natureza da porosidade da massa submetida à sinterização; poros isolados são formados. Esse fechamento dos canais pode continuar e esse estágio se sobrepor aos dois estágios seguintes.

O quarto estágio, arredondamento dos poros, pode proceder naturalmente do crescimento do pescoço. À medida que o material vai sendo deslocado das regiões do pescoço a partir das superfícies dos poros, estes vão ficando mais arredondados. Além disso, com tempo considerável de sinterização, os poros conseguem se tornar perfeitamente esféricos. Esse arredondamento dos poros é proporcionado por elevadas temperaturas, sendo esse estágio da sinterização particularmente importante no que se refere à atuação da porosidade nas características mecânicas dos materiais sinterizados.

O quinto estágio corresponde à contração dos poros ou densificação, sendo apontado como o mais importante da sinterização. No entanto, só se evidencia esse estágio com a densificação da massa submetida à sinterização, com tempo suficiente à temperatura. A densificação pode equivaler à contração dos poros, quando há um único componente, já para processos mais complexos, outros acontecimentos podem ocorrer, ocasionando tanto a

contração dos poros, como à expansão. Ocorre uma diminuição do volume da massa sob sinterização, através do processo de contração dos poros, quando há o movimento de sólido em direção à porosidade e de qualquer gás da porosidade para às superfícies externas do compactado. Conforme é aumentada a densidade do compactado verde, esse estágio faz-se menos importante para a sinterização.

O sexto e último estágio é o crescimento dos poros, o qual nem sempre ocorre. Consiste no crescimento dos poros maiores e na contração e eliminação de poros menores e isolados, ou seja, ocorre uma diminuição do número de poros e os remanescentes apresentam um tamanho maior, assim, a quantidade total de poros continua a mesma. Dessa forma, não se associa à densificação do material com esse estágio.

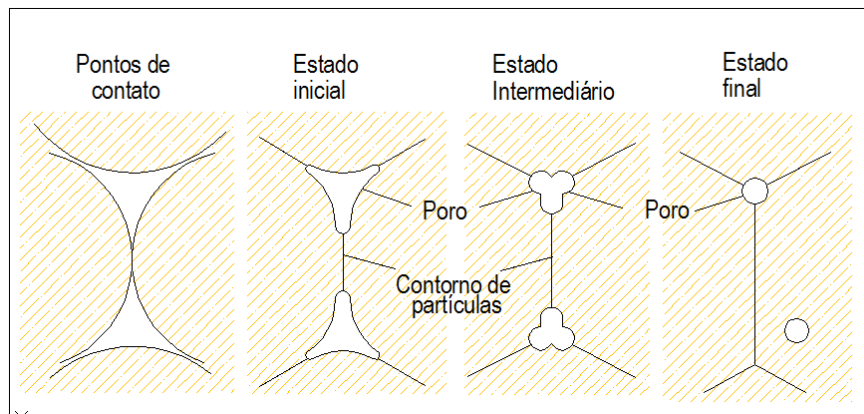


Figura 9 - Representação exibindo a influência das alterações de estado na estrutura do poro no decorrer do processo de sinterização (FURTADO, 2016).

É importante frisar, que além desses fenômenos descritos, outros tipos de transformações podem ocorrer na massa sólida submetida à sinterização, tais como: crescimento de grão, recuperação, recristalização, formação de ligas metálicas, transformação de fase e reações químicas (CHIAVERINE, 2001).

Ressalte-se ainda que, a diminuição de energia livre do sistema seria a força motora no processo de sinterização, de modo que quanto maior a área superficial no material original, maior será a força motora para sinterização.

Em relação à temperatura de sinterização, geralmente, é da ordem $2/3$ a $3/4$ da temperatura de fusão da liga considerada. Em sistemas com vários constituintes, como o

bronze, por exemplo, objeto deste trabalho, a sinterização ocorre a uma temperatura superior à do metal de menor ponto de fusão, sendo a temperatura do bronze de 800°C a 830°C.

De acordo com CHIAVERINI (2001), no processo de Metalurgia do Pó, além dessas etapas analisadas, outras operações podem ser realizadas, a depender da aplicação específica, como, por exemplo, usinagem calibragem, tratamentos térmicos e tratamentos superficiais.

2.4.1.4.1 Aspectos que interferem na sinterização

O processo de sinterização, como foi dito anteriormente, é a etapa fundamental na MP, podendo afetar consideravelmente as propriedades dos materiais obtidos. Segundo CHIAVERINI (2001), existem vários aspectos que interferem na sinterização, vejamos:

1. *Tamanho de partícula* – Quanto menor o tamanho da partícula, mais eficiente a sinterização. Essa afirmação pode ser observada no transporte de material, pois, sendo menor o tamanho de partícula a área de contato entre elas é maior, havendo maior número de pescoços, e, assim, mais caminhos para difusão volumétrica (CHIAVERINI, 2001);

2. *Forma e topografia da partícula* – a sinterização é facilitada à medida que a forma da partícula resulta num contato mais íntimo entre elas. Assim, as preferências são para formas com menor esfericidade e quantidade maior de rugosidade micro e macrosuperficiais (CHIAVERINI, 2001);

3. *Estrutura da partícula* – Partículas com estrutura interna fina favorecem a sinterização, pois tem efeito positivo no deslocamento do material. Também a porosidade interna das partículas pode favorecer a sinterização por ocorrer elevação da força motora (CHIAVERINI, 2001);

4. *Composição da Partícula* – A presença de óxidos na superfície das partículas, bem como a de átomos impuros no reticulado afetam a sinterização, haja vista que influem no transporte do material. Além disso, podem ocorrer reações indesejáveis, a elevadas temperaturas, entre impurezas e o metal base ou adições de elementos de liga (CHIAVERINI, 2001);

5. *Densidade verde* – A princípio, imagina-se que seria mais vantajoso para a sinterização, uma densidade verde menor, pois assim, haveria maior força motora, devido ao aumento da área superficial interna. Todavia, o que realmente se observa é que, a densidade no compactado sinterizado é maior com o aumento da densidade verde. Há também grande

influência da temperatura de sinterização, pois a densidade final aumenta com a sua elevação. (CHIAVERINI, 2001);

6. *Temperatura* – Esse fator é importantíssimo para o processo de sinterização, que é muito dependente dele. O aumento da temperatura de sinterização eleva bastante a velocidade e a grandeza de qualquer transformação que possa ocorrer nesse estágio da MP (CHIAVERINI, 2001). Assim, é de suma importância a escolha adequada da temperatura de sinterização para que haja a junção entre as partículas dos pós e se chegue a um corpo rígido com ínfimas modificações dimensionais do compactado, pois, temperaturas elevadas propiciam a difusão dos átomos, diminuindo o tempo do processo de sinterização. Contudo o superaquecimento do compactado poderá ocasionar a expansão do tamanho dos grãos e o aparecimento de poros maiores. Em temperaturas baixas, pós com partículas grossas possibilita uma menor densificação, enquanto pós com partículas finas proporciona uma melhor densificação. Ademais, um aumento excessivo da temperatura levará a uma variação dimensional do compactado, acarretando problemas na sua estrutura interna. (FURTADO (2016 apud BRAVO SALAZAR 2007),

7. *Tempo* – Aumentando-se o tempo à temperatura, eleva-se o grau de sinterização. No entanto, o resultado não é tão considerável, visto que, as principais mudanças do compactado acontecem no estágio inicial do processo. O efeito do tempo não é tão significativo devido, por exemplo, à perda de força motora para remoção da porosidade, com a elevação do tempo a qualquer temperatura (CHIAVERINI, 2001).

2.4.2 Vantagens e desvantagens da metalurgia do pó

A MP vem se desenvolvendo produzindo peças para os mais diversos ramos da indústria, como o aeroespacial, o automobilístico, de informática, dentre muitos outros. Isso se deve às grandes vantagens desse processo em relação aos processos metalúrgicos tradicionais. Seguindo (CHIAVERINI, 2001) e (TSUKERMAN, 1965) essas vantagens podem ser, por exemplo:

a) possibilidade de realizar procedimentos difíceis ou impossíveis de serem feitos por outras técnicas de metalurgia convencionais, como produzir e conformar metais duros, metais pesados e metais refratários;

b) oportunidade de alcançar características estruturais especiais, como porosidade controlada;

c) conseguir obter materiais compósitos ou ligas metálicas que não poderiam ser alcançados por métodos de fundição comuns;

d) domínio da composição do material e diminuição ou eliminação de impurezas penetradas por técnicas metalúrgicas;

e) possibilidade de obtenção de materiais resultantes da associação de metais com materiais não ‘metálicos’;

f) viabilidade de unir metais diferentes para a obtenção de materiais em que se mantem os característicos próprios de cada componente metálico.

g) retirada de rebarbas ou de algum excesso de material como rebarba.

h) oportunidade de se exercer rígido controle do produto acabado, ante a capacidade de advir-se de metais puros.

Através do avanço tecnológico e do aperfeiçoamento das técnicas de compactação e sinterização, além da inovação crescente na produção dos pós, de forma a se obter pós com qualidade superior de compactação, foi possível transformar a MP um método de processamento competitivo com os processos metalúrgicos comumente empregados no processamento de materiais. Essa competitividade não é só sob o ponto de vista da economia, mas também pela promoção de propriedades mecânicas comparáveis com às dos materiais fundidos, usinados, ou conformados mecanicamente. Adicionalmente, é possível o uso de tratamentos térmicos e superficiais com eficiência. Porém, devido ao alto custo do ferramental empregado, é necessário para que o processo se torne viável economicamente e competitivo, que a produção dos materiais fabricados sejam em larga escala, principalmente no caso das peças possuírem formas complexas (CHIAVERINI 2001, SARAVANAN et al., 2015).

Ademais, como o progresso tecnológico e, conseqüentemente, o aprimoramento das técnicas de compactação e sinterização, bem como as inovações na fabricação de pós, resultando em pós com melhores condições de compactação, além da possibilidade de produzir milhares de peças por hora, com formato definitivo ou próximo do definitivo e com vários benefícios, combinado com a economia de matéria-prima, tempo e energia, a MP tornou-se uma técnica competitiva, sendo comum utilizá-la em substituição a processos metalúrgicos convencionais (CHIAVERINI, 2001).

Todavia, essa técnica possui suas desvantagens, tais como: restrição do tamanho das peças, sendo difícil a produção de peças com grandes dimensões; a quantidade de peças

produzidas; o alto custo dos equipamentos empregados; maior sensibilidade à corrosão devido à presença de porosidade, dentre outros.

2.5 Análise Superficial Através da Molhabilidade

A Molhabilidade é usualmente definida como uma tendência do fluido se espalhar ou aderir sobre a superfície sólida na presença de outro fluido, sendo os dois fluidos, por exemplo, óleo e água (LUZ, RIBEIRO & PANDOLFE, 2008).

O ângulo de molhabilidade é definido como o ângulo entre as interfaces sólido/líquido e líquido/vapor quando uma gota de líquido é colocada em um substrato sólido, como mostra a. Figura 10 (KANG, 2004).

Por definição tem-se que: quando $\theta > 90^\circ$, não há o molhamento do sólido pelo líquido, ou seja, não ocorre o espalhamento do líquido; quando $\theta < 90^\circ$, há o molhamento e o líquido se espalha espontaneamente; quando $\theta \approx 0^\circ$, o líquido se espalha indefinidamente sobre o sólido, ou seja, o molhamento é total (LUZ, RIBEIRO & PANDOLFE, 2008).

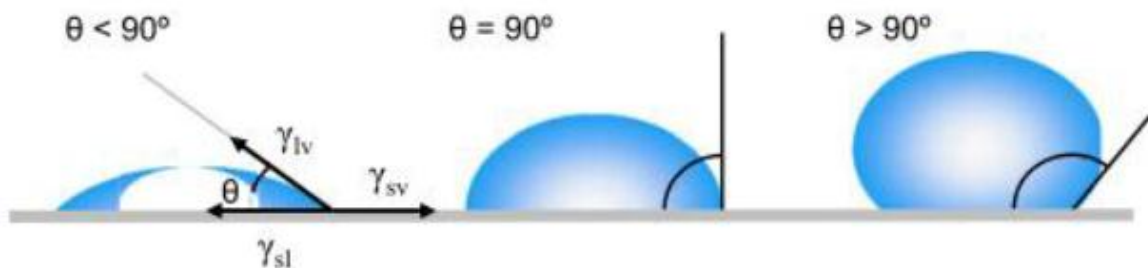


Figura 10 – Ilustração dos ângulos de contato formada por um líquido em uma superfície sólida homogênea e lisa (Y.YUAN, et. al, 2013)

Com a resultante deste balanço definindo o ângulo de contato, trata-se de um equilíbrio de forças, na direção horizontal, das tensões interfaciais envolvidas. Assim, quando consideramos um equilíbrio de força na direção paralela ao substrato, temos:

$$\gamma_S = \gamma_{SL} + \gamma_L \cos \theta \quad (1)$$

Onde, γ é denominado a energia livre de superfície e “S” e “L” subscritos que representa sólido e líquido respectivamente, podendo ainda assumir que $\sigma = \gamma$ (KANG, 2004)

A equação pode ser vista como o trabalho de adesão entre um sólido e um líquido, onde esse trabalho tem por definição como o trabalho necessário para separar uma unidade de área da interface sólido/líquido e em seguida formar uma interface sólido/ar e uma interface sólido/líquido. Essa condição pode ser vista pela equação de Dupré (LAPORTE, 1997).

$$W_{SL} = \gamma_S + \gamma_L - \gamma_{SL} \quad (2)$$

Onde W_{SL} é o trabalho de adesão entre o sólido e o líquido. Já o trabalho de coesão para um líquido é igual o trabalho requerido para separar uma unidade de área da seção transversal da coluna de um líquido e como consequência forma-se duas interfaces líquido/ar. Assim, podemos observar a Eq.(3) do trabalho de coesão (LAPORTE, 1997).

$$W_C = 2\gamma_L \quad (3)$$

Pode-se definir o coeficiente de espalhamento, que é a diferença entre o trabalho de coesão e o trabalho de adesão como (LAPORTE, 1997).

$$\Delta E = W_C - W_A \quad (4)$$

De acordo com a Eq.(4), quando o espalhamento ΔE for positivo ou igual a zero o líquido espalha de forma espontânea sobre o substrato. Entretanto, quando o valor for negativo, o líquido permanecerá em forma de uma gota (LAPORTE, 1997).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados para a realização dos experimentos foram: pó de bronze e o pó quasicristalino. O pó de bronze foi adquirido pela empresa DERIVATA e o quasicristal foi produzido no laboratório de solidificação rápida (LSR), vinculado a Universidade Federal da Paraíba (UFPB).

Todos os procedimentos experimentais foram realizados no Laboratório de Solidificação Rápida (LSR) e no Laboratório de Ensaio de Materiais e Estruturas (LABEME), da Universidade Federal da Paraíba.

Para o cumprimento das análises experimentais, elaboraram-se os seguintes procedimentos:

3.1. Obtenção da Liga $\text{Al}_{62,2-x}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,3}\text{Mn}_{x=0,5}$ (Ligas “mãe”)

Com o objetivo de obter ligas o mais próximo possível da composição nominal e com alto grau de pureza, utilizou-se um forno de indução equipado com cadinho de soleira fria. Foi elaborada uma liga, substituindo 0,5%at. de Manganês no Alumínio, em sua composição estequiométrica. Os elementos constituintes da liga (Al, Cu, Fe, Mn) foram devidamente pesados, utilizando-se uma balança SHIMADZU modelo Ay 220, com precisão da ordem de $10^{-4}g$. Após a pesagem dos componentes nas proporções correspondentes, a liga foi fundida, sob atmosfera de argônio a partir dos elementos constituintes puros, utilizando um forno à indução de soleira fria. A amostra foi refundida por duas vezes para uma melhor homogeneização.

3.1.1 Tratamento térmico

O processo de solidificação no forno de soleira fria, gera uma liga heterogênea de fases cristalina e quasicristalina. Para um aumento da quantidade de fase quasicristalina na liga, foi realizado um tratamento térmico, a fim de fornecer energia para a transformação peritética das fases.

Para esse procedimento, utilizou-se um forno radiante de marca ANALOGIA e modelo NA 800, mantendo a amostra por 1h a uma temperatura de 800°C, com a seguinte taxa de aquecimento: até 600°C utilizou-se 10°C/min e de 600°C até 800°C foi de 5°C/min. Para diminuir a oxidação da liga, as amostras foram encapsuladas em um tubo de quartzo a vácuo durante todo o tratamento térmico.

3.1.2 Cominuição da liga quasicristalina

Para a obtenção dos compósitos, fez-se necessária a cominuição das ligas quasicristalinas, $Al_{6,2-2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$, a fim de adicioná-las na forma de pó à matriz de alumínio. A moagem foi realizada num moinho planetário do tipo Fritsch Pulverisette P5, utilizando uma razão bola/massa de 8/1, com uma rotação de 200rpm por 1,5hr. As jarras e as bolas utilizadas foram de aço inoxidável. A fim de evitar algum tipo de reação, a amostra foi processada em ambiente úmido, utilizando-se para isso álcool metílico.

O processo era suspenso a cada 30 minutos, com intervalo de 5 minutos. Este procedimento é tomado para evitar o aquecimento excessivo das jarras e a consequente reação dos componentes.

3.1.3 Difração de Raios-X

A análise de difração de raios X foi realizada para a identificação das fases presentes na amostra. A amostra da liga com tratamento térmico foi analisada na forma de pó por difração de raios X, para identificação das possíveis fases cristalinas e quasicristalinas. Foi utilizado o difratômetro de Raios X SIEMENS D500, sendo empregada a radiação $CuK\alpha$, cujo comprimento de onda é $1,5406\text{\AA}$. Os ensaios foram realizados a temperatura de 298K (ambiente), com tensão de 40kV, corrente de 30mA, passo de $0,01^\circ$, tempo por passo de 0,6s e o ângulo 2θ variando de 20 a 50 graus.

3.1.4. Análise de tamanho de partículas

Para analisar o tamanho das partículas, foi utilizado um granulômetro com espalhamento a laser, da marca Cilas, modelo 1090.

As medidas foram feitas no modo a seco, numa faixa de tamanho de partículas de 0,10 a $500\ \mu\text{m}$.

3.2 Elaboração dos Compósitos

O Bronze puro foi escolhido para ser a matriz dos compósitos, utilizando como reforço 2,5, 5,0 e 7,5% de partículas quasicristalinas (em volume). Foi feito, também, uma pastilha de proporção 0% de reforço para fins comparativo. Os pós em suas proporções foram misturados a uma rotação de 80 rpm, por aproximadamente 1h.

Fez-se a compactação uniaxial dos pós em temperatura ambiente, com uma carga de 9,5Kgf. A Fig.11 mostra o desenho do compactado à verde dos compósitos. Foram produzidos 8 corpos de provas.

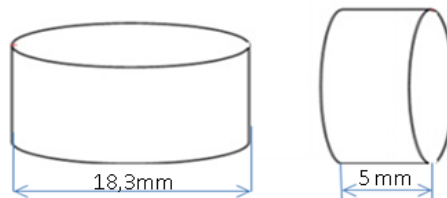


Figura 11 - Representação do compactado à verde dos compósitos.

A proporção volumétrica foi calculada a partir da massa específica do bronze e do quasicristal. A pesagem dos componentes foi realizada em uma balança SHIMADZU Modelo Ay 220, com precisão da ordem de 10^{-4} g.

3.3 Densidade Relativa à Verde

A densidade relativa (ρ_r) atingida pelos corpos de prova após a compactação é dada pela relação entre massa específica real do corpo de prova e a massa específica teórica da mistura.

$$\rho_r = \frac{\rho_{real}}{\rho_t} \times 100 \quad (5)$$

ρ_r = Densidade relativa

ρ_{real} = Massa específica real do compactado a verde

ρ_t = Massa específica teórica

A massa específica real é calculada pela relação entre a massa da amostra (amostra compactada pesada em balança de alta precisão) e o volume final que ocupa o corpo de prova (calculado através da média de suas dimensões), pelo método geométrico. O método geométrico foi selecionado em função das limitações de instrumentos e equipamentos disponíveis nos laboratórios.

3.4 Sinterização

A fase de sinterização foi executada utilizando um forno tubular no vácuo por 1hr para a devida limpeza da atmosfera. As temperaturas e os tempos usuais em metalurgia do pó para o bronze são entre 760°C-860°C para o tempo entre 10min-20min (ESTRADA,1990).

Para o procedimento de sinterização, o forno foi programado para efetuar um ciclo de aquecimento e permanência na temperatura desejada, e seu posterior resfriamento desligando-se o forno, ciclo este mantido em todos os ensaios. Foram utilizados dois patamares de sinterização. No primeiro patamar, colocaram-se quatro corpos de prova no forno, sinterizando-os por 20 minutos, a uma taxa de aquecimento de 10°C/min, com temperatura de sinterização de 750°C (evitando a formação de fase líquida). O tempo total para realizar cada operação de sinterização se deu em torno de 4 horas. A Fig.11 mostra o ciclo de sinterização do compósito produzido neste trabalho.

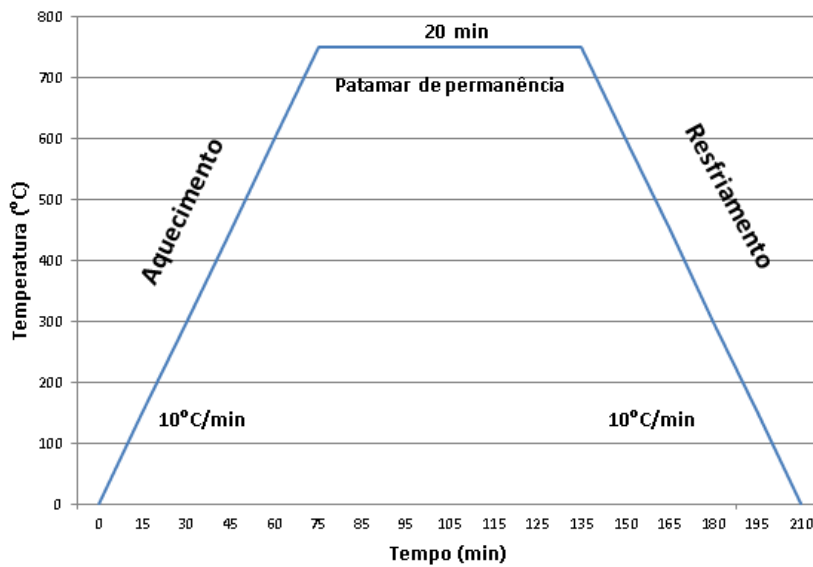


Figura 11 – Ciclo de sinterização para a temperatura de 750°C.

Já no segundo patamar, os outros quatro corpos de prova foram levados ao forno para sinterização por 60 minutos e foi empregada uma taxa de aquecimento de 10°C/min, temperatura de sinterização de 800°C (evitando a formação de fase líquida) e o tempo total para realizar cada operação de sinterização se deu em torno de 5 horas. A Fig.12 mostra o ciclo de sinterização do compósito produzido neste trabalho.

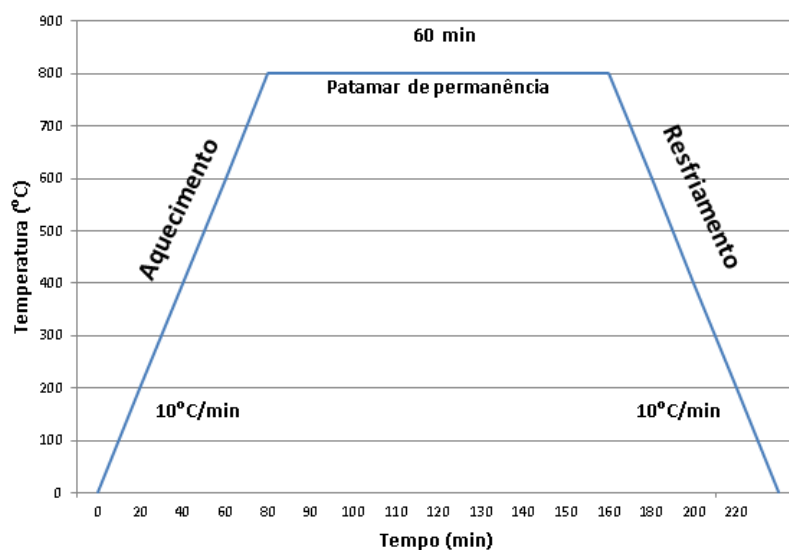


Figura 12 - Ciclo de sinterização para a temperatura de 800°C.

3.4.1 Densificação

A densificação (D) é um parâmetro que indica a variação de massa específica de um compactado após sua sinterização, podendo ser obtida a partir da seguinte Eq (6):

$$D = \frac{\rho_s - \rho_v}{\rho_t - \rho_v} \quad (6)$$

D = Densificação

ρ_s = Massa específica do sinterizado (g/cm³)

ρ_v = Massa específica a verde (g/cm³)

ρ_t = Massa específica teórica (g/cm³)

O valor de densificação representa uma variação relativa na massa específica de um material, produzida por variação em suas dimensões devidas ao processo de sinterização. Os estudos de LUMLEY, SERCOMBE & SCHAFFER (1999) indicam que valores de (D) positivos indicam uma contração do material em suas dimensões originais, de maneira análoga, os valores negativos de (D) indicam dilatação do material.

A densidade real do compactado a verde, bem como a de seu sinterizado, foram obtidas pelo método geométrico utilizando paquímetro de resolução 0,05mm, e pesagem em balança de precisão Shimadzu de resolução 0,001g.

3.4.2 Densidade relativa do corpo de prova sinterizado

Para um melhor conhecimento quanto as variações referentes a densidade, foi calculada a densidade relativa dos corpos de prova sinterizados, em relação a densidade teórica das misturas. Calcula-se a densidade relativa através da Eq (5) apresentada no tópico 3.3, contudo, a densidade real dessa vez é do corpo de prova sinterizado e não mais do compactado a verde. A Eq (7) é representada da seguinte forma:

$$\rho_r = \frac{\rho_{real}}{\rho_t} \times 100 \quad (7)$$

Onde:

ρ_r = Massa específica relativa

ρ_{real} = Massa específica real do sinterizado

ρ_t = Massa específica teórica

3.4.3 Porosidade

A porosidade foi calculada com base na densidade teórica do bronze fundido, que é aproximadamente 8,7g/cm³ e na densidade da liga de bronze sinterizada. A porosidade (p) se obtém pela Eq (8):

$$p = 1 - \left(\frac{\rho_a}{\rho_{tal}} \right) \quad (8)$$

p = Porosidade

ρ_a = Massa específica da amostra (g/cm³)

ρ_{tal} = Massa específica (g/cm³)

3.5 Ensaio de Dureza Rockwell F

No ensaio de dureza Rockwell (HRF), foi utilizado um penetrador com ponta de diamante, esfera com diâmetro de 1/16 e de 1/8 polegadas, com ângulo de 120°. As amostras foram posicionadas na base do equipamento (Durômetro da marca Pantec) sendo aplicada uma pré-carga de 10kgf. Em seguida aplicou-se uma carga maior, conforme a escala adotada. Foi aplicada uma carga de 60kgf nas oito amostras, sendo que, foram aplicadas cinco penetrações para cada, utilizando a escala de dureza Rockwell F.

3.6 Análise Microestrutural

Para análise por microscopia, empregou-se o microscópio óptico de luz refletida Carl Zeiss Axiovert 30, utilizando para captura das imagens o software ANALYSYS, com o intuito de verificar a distribuição das partículas quasicristalinas pela matriz. Preparou-se uma amostra metalográfica de cada um dos 8 corpos de prova sinterizados, fazendo-se um lixamento mecânico, com sequência de lixa 1000 e 1200, seguido de um polimento mecânico utilizando alumina como abrasivo. Após o polimento, as amostras foram limpas com água, álcool e por fim secadas.

3.7 Molhabilidade

O equipamento utilizado para a realização desse procedimento é composto por uma pipeta de volume regulável, luz fixa e um aparato para a amostra. Foram realizadas 2 medidas em cada corpo de prova. Os líquidos utilizados foram água destilada, água salina e óleo sintético Mobil Super 5W-40, os dois primeiros tendo caráter polar e o último caráter apolar.

A gota utilizada foi de aproximadamente 3 ml e após ser depositada na superfície dos corpos de prova, aguardou-se um tempo de 5 segundos para a estabilização da gota na superfície, e em seguida, a imagem foi registrada com a utilização da câmara fotográfica de 13MP. Esse experimento foi efetivado em uma temperatura de 22°C.

As imagens foram analisadas para medição dos ângulos de contato no software SurfTens versão 4.5. A medida do ângulo de contato foi dada através de medida de diâmetro da base da gota e da altura da mesma, onde cada gota foi medida sete vezes.

Pode-se tipificar a molhabilidade pelo seu ângulo de contato, onde são chamadas de superfícies super-hidrofílicas e super-oleofílicas as superfícies que apresentam molhamento total com o líquido água e óleo, por exemplo. Essas superfícies apresentam um ângulo de contato de $\theta \approx 0^\circ$. Em situações inversas as superfícies são chamadas de super-hidrofóbicas e super-oleofóbicas, são as que apresentam ângulo de contato entre 150° e 180° .

Pode-se definir, também, pelo grau de molhabilidade observado na Tab.2.

Tabela 2 – Molhabilidade de um sólido.

Ângulo de contato	Molhabilidade
$\theta = 0^\circ$	Totalmente molhante
$0 < \theta < 90^\circ$	Molhante
$\theta > 90^\circ$	Não-molhante

Fonte: SAMPAIO, 2017.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Elaboração da Liga Quasicristalina $\text{Al}_{62,2-x}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,3}\text{Mn}_{x=0,5}$

As amostras apresentaram uma boa fusão dos componentes com os elementos dissolvidos no banho, caracterizando uma adequada homogeneidade devido as posteriores refusões. Após a solidificação das mesmas, foi possível observar algumas porosidades e trincas, caracterizando-as como ligas frágeis. A Figura13 mostra o aspecto do material obtido.



Figura 13 – Amostras da liga quasicristalina obtida no forno de indução.

4.2. Moagem da Liga $\text{Al}_{62,2-x}\text{Cu}_{25,5}\text{Fe}_{12,3}\text{Mn}_{x=0,5}$

As amostras processadas apresentaram um pó com formas irregulares, arestas pontiagudas e tamanhos variados, como mostra a Fig.14. Essa característica ajuda, por um

lado, na formação do esqueleto do reforço, todavia, facilita a obtenção de aglomerados, criando regiões de vazios.

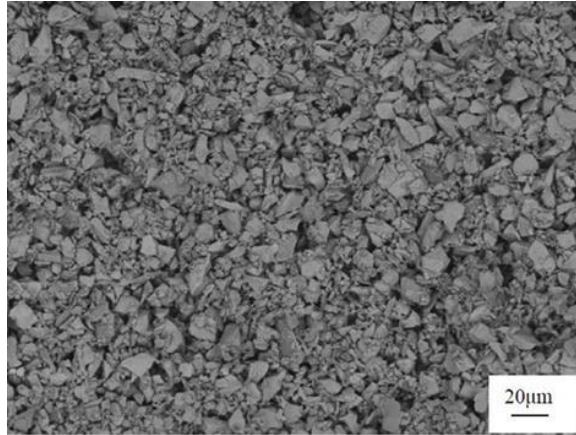


Figura 14 – Amostra dos pós da liga $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$.

4.3. DRX da Liga Quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$

A Figura 15 revelaram a presença da fase quasicristalina ‘i’ e uma fase cúbica do tipo CsCl formada por Al (Fe, Cu) - (β) após o tratamento térmico.

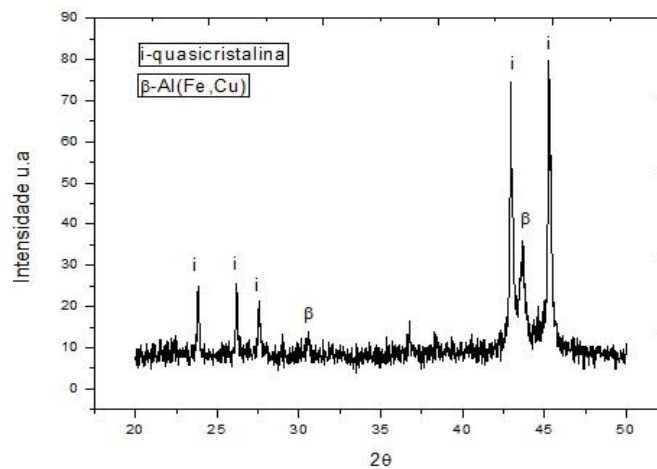


Figura 15 – Difratograma da liga quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$.

4.4. Análise do Tamanho de Partículas

A Tabela 3 indica os valores do tamanho médio das partículas, obtidos por análise granulométrica, para o pó quasicristalino e para o bronze (Cu-10Sn).

Tabela 3 – Tamanho médio das partículas dos materiais em pó utilizado.

Material	Diâmetro médio (μm)
Bronze (Cu-10Sn)	44,00
Quasicristal (QC)	4,04

4.5 Densidade Relativa à Verde

A Tab.4 apresenta o cálculo para a massa específica e massa específica relativa verde.

Tabela 4 – Massa específica relativa da liga de cobre (Cu-10Sn) e dos compósitos com diferentes frações de reforço e nas duas condições de sinterização.

Densidade relativa à verde das amostras que foram sinterizadas a 750°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm^3)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica real (g/cm^3)	7,24	6,97	6,89	6,73
Massa específica relativa %	83,23	81,05	81,06	80,15
Densidade relativa à verde das amostras que foram sinterizadas a 800°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm^3)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica real (g/cm^3)	7,07	6,92	6,74	6,59
Massa específica relativa %	81,23	80,51	79,26	78,50

Nota-se, que a massa específica relativa diminui com o aumento na adição de reforço, visto que o quasicristal tem densidade menor do que o bronze.

4.6 Sinterização

Essa etapa mostrou que os materiais, aparentemente, obtiveram uma boa resistência ao saírem do forno, entretanto, os quatro materiais que foram sinterizados no patamar de 800°C por 60min, apresentaram a superfície oxidada e sua geometria com pequenas deformações. Vale salientar que não foi utilizado material de sacrifício.

4.6.1. Densificação

De acordo com os resultados das temperaturas de sinterização apresentadas na Tab.5, é possível constatar que a sinterização com temperatura de 750°C provocou uma densificação positiva somente do bronze, sem adição de reforço. Quando se adiciona as partículas na matriz de bronze, o comportamento da densificação é negativo, provocando uma dilatação no material.

Quando o corpo de prova foi sinterizado a 800°C e em tempos maiores de sinterização, observa-se que o bronze puro e para 2,5% de QC os valores são positivos. Porém, para a fração de 5 e 7,5%, há uma expansão do material devido aos valores negativos da densificação.

Tabela 5 - Densificação liga de cobre (Cu-10Sn) e dos compósitos com diferentes frações de reforço e nas duas condições de sinterização.

Densificação do sinterizado a 750°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm³)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica a verde (g/cm³)	7,24	6,97	6,89	6,73
Massa específica do sinterizado (g/cm³)	7,74	6,66	5,98	6,69
Densificação	0,34	-0,18	-0,57	-0,03
Densificação do sinterizado a 800°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm³)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica a verde (g/cm³)	7,07	6,92	6,74	6,59
Massa específica do sinterizado (g/cm³)	7,34	7,47	6,52	5,64
Densificação	0,17	0,29	-0,12	-0,53

Em relação ao dimensional das amostras à verde para o sinterizado, ocorreu uma diferença considerável, tendo em vista que esta é uma característica das ligas de cobre, pois, ao serem sinterizadas, tendem a dilatar e aumentar bruscamente o seu volume, fazendo com que seu dimensional tenha uma grande variação (SILVEIRA, 2009).

Sendo assim, a realização do ensaio de dilatométrica para a escolha de uma temperatura ideal para a sinterização.

4.6.2 Porosidade

Observa-se na Tab.6, que os materiais sinterizados a 750°C tiveram um acréscimo na quantidade de poros, podendo assim reduzir a resistência mecânica.

Observando os sinterizados a 800°C, para a fração de 2,5% de QC, há uma diminuição na quantidade de poros em relação ao bronze puro, podendo garantir uma melhor resistência mecânica. Entretanto, para a fração 5,0 e 7,5% houve um aumento na quantidade de poros em relação ao bronze puro.

Comparando-se as duas condições de temperatura, vale ressaltar que a porosidade diminuiu na condição de 800°C para as frações de 2,5 e 5% de partículas.

Tabela 6 - Porosidade da liga de cobre (Cu-10Sn) e dos compósitos com diferentes frações de reforço e nas duas condições de sinterização.

Porosidade do sinterizado a 750°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm³)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica do sinterizado (g/cm³)	7,74	6,66	5,98	6,69
Massa específica relativa (%)	83,23	81,05	81,06	80,15
Porosidade	0,11	0,23	0,30	0,20
Porosidade do sinterizado a 800°C				
Materiais	Liga Cu-10Sn	2,5% QC	5% QC	7,5% QC
Massa específica teórica (g/cm³)	8,70	8,60	8,50	8,40
Massa específica do sinterizado (g/cm³)	7,34	7,47	6,52	5,64
Massa específica relativa (%)	81,23	80,51	79,26	78,50
Porosidade	0,16	0,13	0,23	0,33

4.7 Ensaio de Dureza Rockwell F

Observa-se na Tab.7, a avaliação do efeito nas propriedades mecânicas dos diferentes percentuais em peso do quasicristal na liga de cobre Cu-10Sn, determinada pela Dureza Rockwell F.

É possível perceber, que o incremento da quantidade de quasicristal produz no sinterizado a 750°C uma diminuição na dureza. Contudo, no compósito com 5 e 7,5% de QC não houve leitura no equipamento.

Já para os corpos de prova sinterizados a 800°C, observa-se que, no compósito com 2,5% de QC, houve um aumento na dureza em relação ao bronze puro. Entretanto, nesse teste o equipamento também não efetivou a leitura para as composições de 5 e 7,5% de QC.

Tabela 7- Dureza Rockwell F da liga de cobre (Cu-10Sn) e dos compósitos com diferentes frações de reforço e nas duas condições de sinterização.

SINTERIZADO A 750°C							
Amostras	PENETRAÇÃO					Média	Desvio (±)
100%Cu-10Sn	57,20	58,30	57,30	58,60	58,70	58,02	0,64
2,5%QC	31,00	32,40	30,50	29,00	26,50	29,88	2,01
5%QC	-	-	-	-	-	-	-
7,5%QC	-	-	-	-	-	-	-
SINTERIZADO A 800°C							
Amostras	PENETRAÇÃO					Média	Desvio (±)
100%Cu-10Sn	41,60	37,70	39,50	41,20	39,70	39,94	1,39
2,5%QC	45,60	50,80	48,30	50,40	52,60	49,54	2,40
5%QC	-	-	-	-	-	-	-
7,5%QC	-	-	-	-	-	-	-

Essa queda da resistência nos compósitos, principalmente com adição de 5 e 7,5 % de QC, para as duas condições de sinterização, mostrou que o reforço deteriorou notavelmente as propriedades mecânicas do material bronze. É possível que a pressão de compactação tenha uma influência na queda de resistência, pois, Segundo SILVEIRA (2009), peças utilizando cobre, produzidas pela metalurgia do pó devem utilizar pressões de compactação relativamente baixas, tendo o objetivo de induzir o escape de gases e vapor d'água formada pela redução interna dos óxidos durante a sinterização. Pressões muito altas impedirão a sinterização adequada no centro do compactado. Entretanto, se faz necessário o uso de gases redutores para remover filmes de óxidos, podendo melhorar a densidade, resistência e até a condutividade elétrica.

Outra possibilidade para essa queda de resistência é pela falta de um tratamento físico ou químico do pó ou do compactado, ou por incorporação de gases reativos na atmosfera de sinterização.

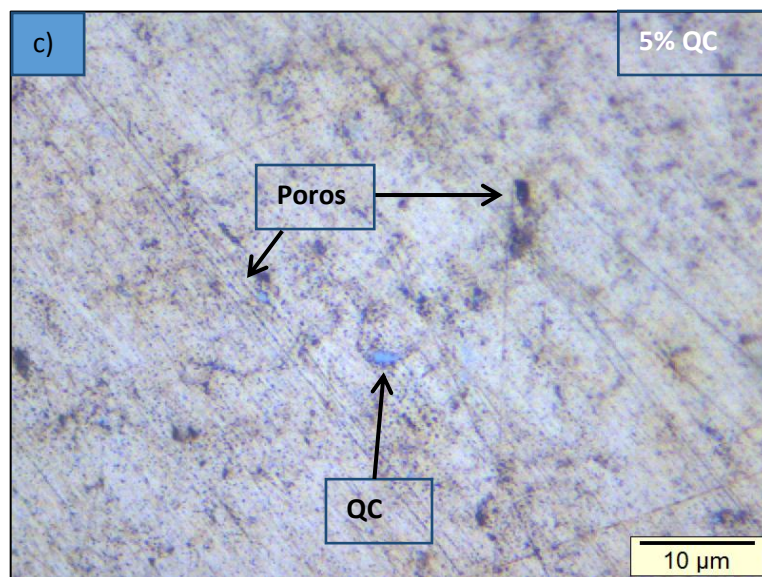
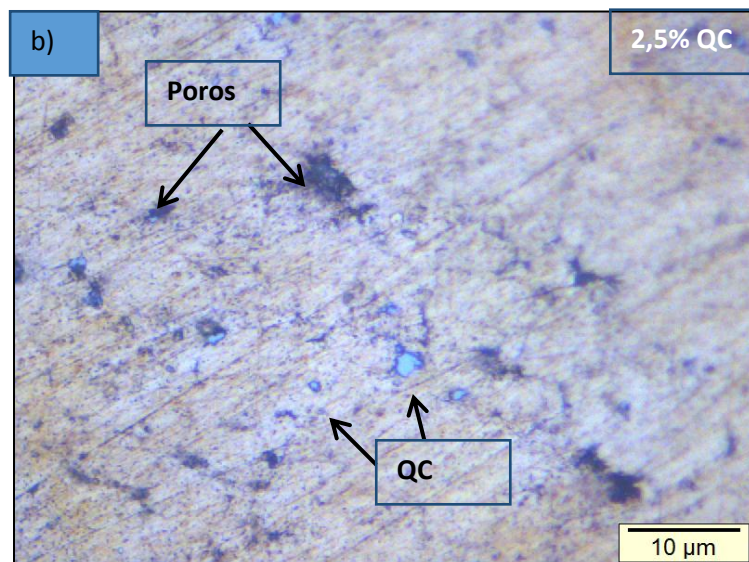
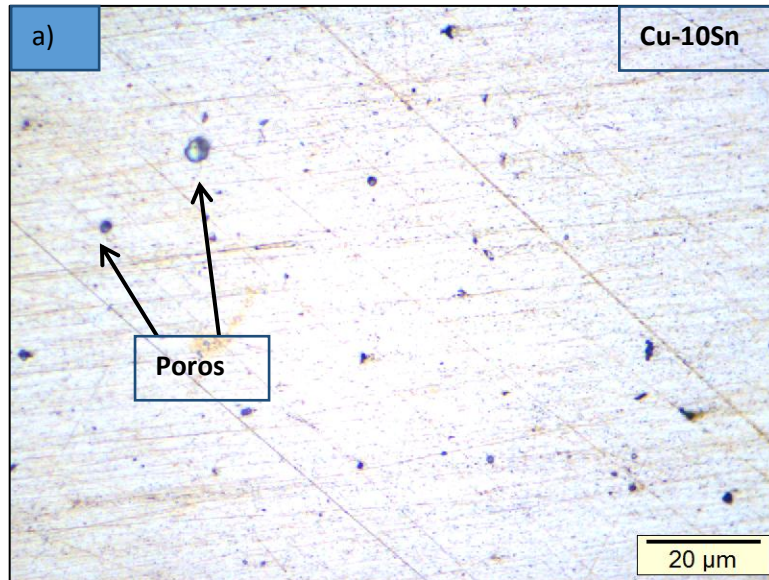
4.8 Análise por Microscopia Óptica

A análise por microscopia óptica foi dividida em dois tópicos, para uma melhor verificação. O primeiro tópico é o dos materiais utilizados na condição de sinterização a 750°C por 20 min, e o segundo, o dos materiais utilizados na condição de sinterização de 800°C por 60 min.

4.8.1 Material sinterizado a 750°C por um tempo de 20min

Nas análises das seções transversais dos compósitos de 2,5%, 5,0% e 7,5% de adição de partículas quasicristalinas, foi possível observar a presença de partículas dispersas, resultado do modo de obtenção do pó de quasicristal, dispersas de maneira relativamente uniforme para todos os compósitos obtidos. Porém, ficam evidenciadas nas micrografias, regiões de aglomeração e presença de poros. Verifica-se a tendência da formação de aglomerados com o aumento da quantidade de reforço incorporada na matriz de bronze.

Na micrografia do bronze com 0% de reforço, Fig.16, observa-se que houve uma boa sinterização, visto que a imagem também mostra que o material está bem densificado. O ensaio de dureza, representado na Tab.7, comprova que na condição de 0% de reforço, obtém-se um melhor resultado, como também a Tab.5 e 6 demonstra que houve maior densificação e menor quantidade de poros. Essa porosidade pode ainda ser definida como esponjosa, pois não há poros conectados entre si.



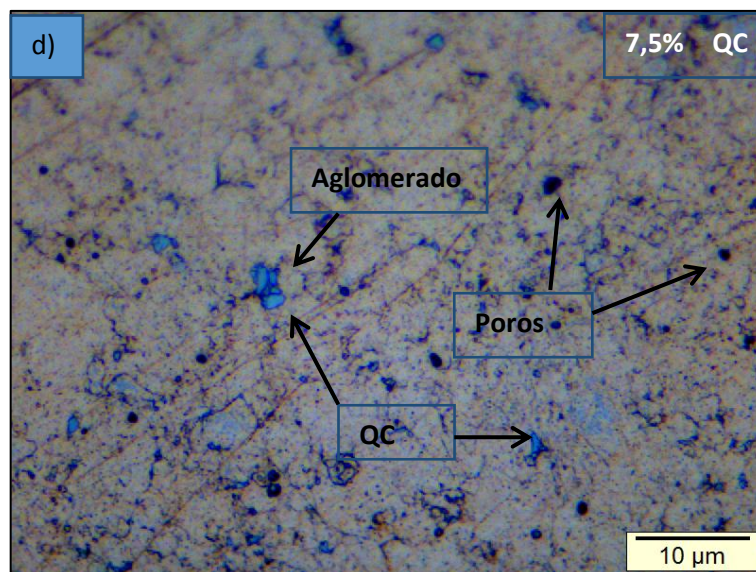


Figura 16 – Imagens de MO do bronze puro e dos compósitos de 2,5%, 5% e 7,5% de QC. As imagens têm aumento de: a)500x, b)1000x, c)1000x. e d)1000x.

4.8.2 Material sinterizado a 800°C por um tempo de 60min

Nas análises das seções transversais dos compósitos de 2,5%, 5,0% e 7,5% de adição de partículas quasicristalinas, também foi possível observar, a presença de partículas, dispersas de maneira, relativamente, uniforme para todos os compósitos obtidos. Ficaram evidenciadas nas micrografias, regiões de aglomeração e presença de poros. Verifica-se a tendência da formação de aglomerados com o aumento da quantidade de reforço incorporada na matriz de bronze.

Na micrografia do bronze com 0% de reforço, Fig.17, observa-se que não houve uma boa sinterização, visto que a imagem mostra que o material não está bem densificado. Apesar da temperatura de sinterização e o tempo serem maiores que no primeiro evento, a difusão controlada diminui para o crescimento do pescoço e redução dos poros. O quasicristal pode ter influenciado na diminuição da taxa de difusão, pois essa classe de material tem condutividade térmica muito baixa.

Outro parâmetro importante a ser analisado, é regiões de aglomeração nos contornos de grão, provavelmente, o tamanho das partículas quasicristalinas atuaram como uma barreira, contrariando o movimento do grão no momento da sinterização.

A Figura 17b) apresenta partículas de quasicristal com uma boa interação entre a matriz, o que pode ter influenciado no melhor resultado de dureza.

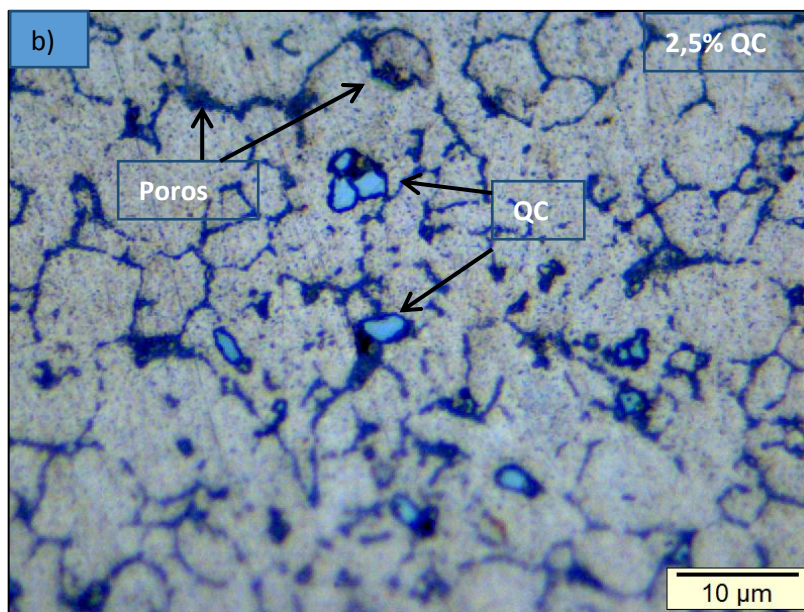
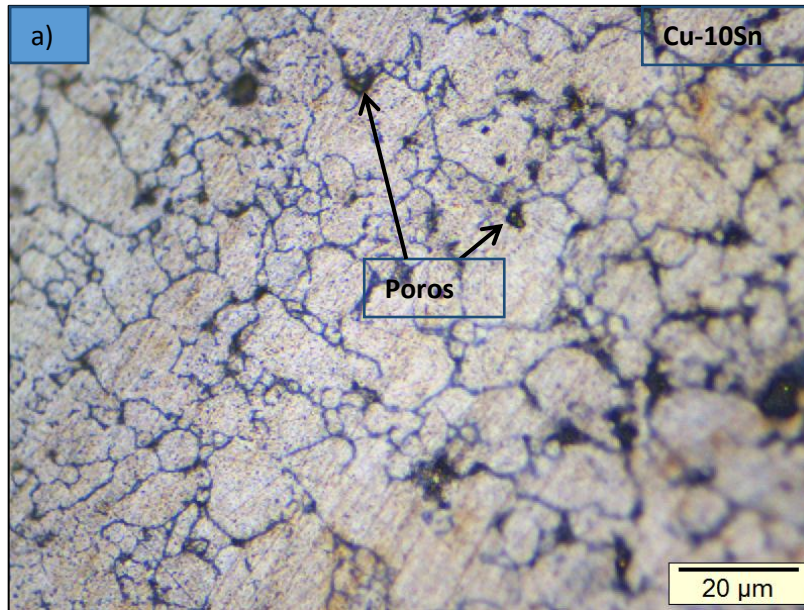


Figura 17 – Imagens do bronze puro e do compósito com fração 2,5% de QC. Sendo a) com aumento de 500x e b) 1000x.

Pode-se observar na Fig.18, partículas dispersas sobre a matriz, porém, com alguns aglomerados. Também é notório que há uma baixa sinterização, com bastante região de contorno entre as partículas, que pode ter sido provocado pela baixa difusão entre as partículas.

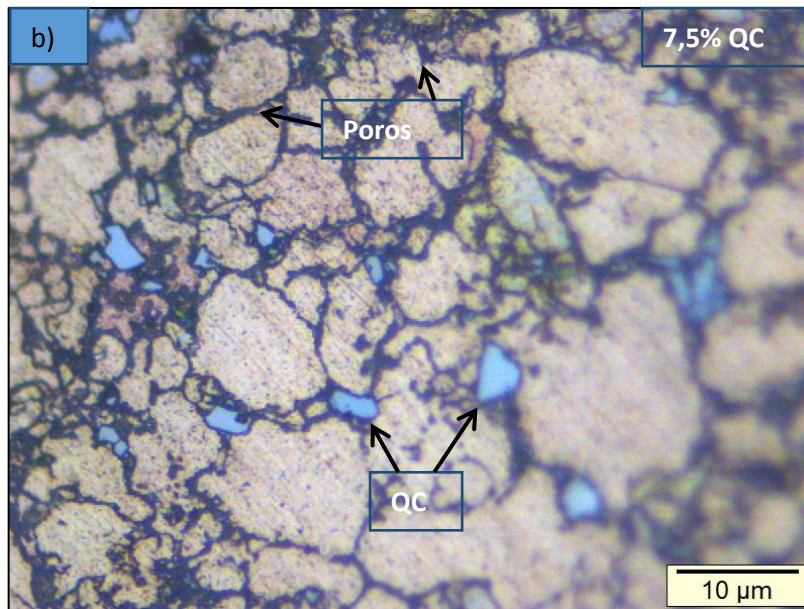
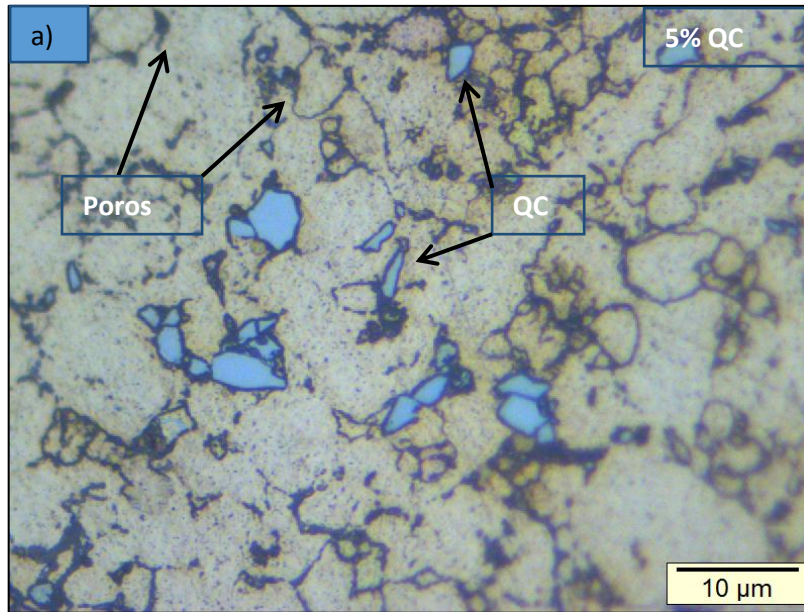


Figura 18 - Imagens do compósito com fração 5 E 7,5 % de QC. Sendo a) e b) com aumento 1000x

Essas imagens de MO expõem o que a Tab.5 e 6 tem mostrado a respeito do compósito com fração de 7,5% de QC, onde a densificação tem o maior valor negativo e com maior quantidade de poros.

4.9 Molhabilidade

As Tabelas 8 e 10 exibem os ângulos de contato formados pelos líquidos, água destilada, água salina e óleo para motor de automóvel, nos dois diferentes casos de temperatura e tempo. Esse tópico será dividido para uma melhor visualização.

4.9.1 Material sinterizado a 750°C por um tempo de 20min

Na primeira situação, em que o corpo de prova recebe água destilada, verificou-se que no aumento da fração, há um aumento no ângulo de contato, conforme Tab.8, tornando o material hidrofóbico e superfície não molhante. Diferentemente para água salina, os valores dos ângulos permanecem na mesma proporção, sendo o material hidrofílico e com a superfície molhável em relação à água destilada. Já para o óleo, os ângulos de contato são relativamente próximos, entretanto, para a fração de 2,5% de QC há uma absorção maior pelo óleo, tipificando uma superfície mais oleofílica.













Tabela 8 – Ângulos de contato dos corpos de prova sinterizados a 750°C no tempo de 20min.

Temperatura de sinterização - 750°C				
Água destilada				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	95,10	93,60	108,80	101,10
Desvio (±)	0,40	0,90	1,20	3,60
Água salina				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	87,05	86,05	92,75	87,90
Desvio (±)	0,55	1,65	3,55	0,60
Óleo				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	28,55	18,60	24,65	25,20
Desvio (±)	0,25	1,30	2,45	0,30

Com isso, verifica-se que óleo do motor mostrou uma maior interação em todos os corpos de prova.

A Tabela 9 mostra as imagens dos ângulos de contato formados entre os sólidos e os líquidos utilizados nesse experimento.

Tabela 9 – Ângulos de contato dos 4 corpos de prova sinterizados a 750°C no tempo de 20min.

Fluídos	Cu-10Sn	2,5% QC	5,0% QC	7,5% QC
Água destilada				
Água salina				
Óleo de motor				

Pode-se perceber, ainda, que o aumento da fração volumétrica de quasicristal no compósito é proporcional ao ângulo de contato formado entre o sólido e a água destilada e água salina, tornando o material compósito mais hidrofóbico na presença destes fluidos. Segundo DUBOIS (1998), sob condições atmosféricas, a superfície do quasicristal comporta-se mais como uma superfície covalente. Sendo assim, o quasicristal se comporta de maneira apolar, resultando na maior repulsão da água.

4.9.2 Material sinterizado a 800°C por um tempo de 60min

Nessa segunda situação, visualizada na Tab.10, observa-se que também há um acréscimo no ângulo de contato, quando se aumenta a fração para a água destilada. Sendo, assim, uma superfície mais hidrofóbica e menos molhável.

Para a água salina, há um decréscimo nas proporções 5 e 7,5%, o que tipifica uma superfície mais hidrofílica e mais molhável.

Quando se utiliza o óleo, há uma tendência de melhor interação para as frações de 2,5 e 5%, enquanto que o de 7,5% tem um aumento no ângulo de contato, diminuindo sua interação com o óleo.










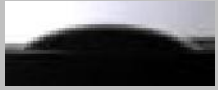

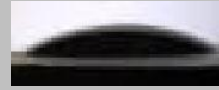
Tabela 10 - Ângulos de contato dos corpos de prova sinterizados a 800°C no tempo de 60min.
Temperatura de sinterização - 800°C

Água destilada				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	64,3	77,6	89,7	82,55
Desvio (±)	2,6	2,0	1,9	4,25
Água salina				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	90,1	89,6	75,75	82,5
Desvio (±)	0,1	1,2	2,05	2,8
Óleo				
Fração de QC	0%	2,5%	5,0%	7,5%
Ângulo (°)	21,5	28,6	21,4	31,05
Desvio (±)	0,7	2,5	2,8	0,15

Com isso, verifica-se que o óleo de motor mostrou uma maior interação em todos os corpos de prova. Além disso, a temperatura de sinterização mais alta influenciou de forma significativa nas propriedades do compósito.

A Tabela 11 mostra as imagens dos ângulos de contato formados entre os sólidos e os líquidos utilizados nesse experimento.

Tabela 11 - Ângulos de contato dos 4 corpos de prova sinterizados a 800°C no tempo de 60min.

Fluídos	Cu-10Sn	2,5% QC	5,0% QC	7,5% QC
Água destilada				
Água salina				
Óleo de motor				

5 CONCLUSÕES

- As amostras da liga quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$ mostraram, após o tratamento térmico, fase quasicristalina-(i) com bastante intensidade.
- Foi possível produzir compósitos de matriz de bronze com introdução de 2,5, 5 e 7,5% em volume da liga quasicristalina $Al_{62,2-x}Cu_{25,5}Fe_{12,3}Mn_{x=0,5}$.
- Os corpos de prova sinterizados a 750°C por um tempo de 20 min obteve uma queda em sua resistência mecânica ao ser incorporadas partículas quasicristalina na matriz de bronze, induzindo no aumento da porosidade e na diminuição da densificação.
- Os corpos de prova sinterizado a 800°C por um tempo de 60 min adquiriu uma queda na resistência mecânica em relação à outra condição de sinterização. Entretanto, ela alcançou uma melhora na dureza quando adicionado 2,5% de QC em relação ao bronze puro.
- Na densificação, após o processo de sinterização, nota-se uma variação dimensional significativa, o que é característico das ligas de cobre.
- O compósito com fração de 2,5%, sinterizado a 800°C por um tempo de 60 min obteve o melhor resultado na densificação, na quantidade de poros e na dureza.
- Os corpos sinterizados a 750°C por um tempo de 20 min, obtiveram melhor resultado de molhabilidade em relação aos sinterizados a 800°C por um tempo de 60 min, quando submetidos a água destilada.

REFERÊNCIAS

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 2^a. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2014. ISBN 978-85-221-1801-4.

BARBOSA, C. **Metais não ferrosos e suas ligas**. 1. ed. Rio de Janeiro: e-papers, 2014.

BRAVO SALAZAR, J. A **Estudo do Processo de Fabricação de Compósitos AA6061+TiCN por Sinterização do Produto**, Campinas-SP, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007, 200p. Tese (Doutorado).

CALLISTER, W.; RETHWISCH, JR. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CAMPBELL, F. C.; INTERNATIONAL, A. **Structural Composite Materials**. [S.l.]: ASM International, 2010. 621 p. ISBN 9781615031405.

CARACELLI, I. Nobel em química 2011: **Descoberta dos Quasicristais, uma nova classe de sólidos**. *Atualidade em Química*, 33, n. 4, Novembro 2011. 206-210.

CAVALCANTE, D. G. L. **Desenvolvimento de compósitos autolubrificantes de ligas quasicristalinas/Bi, Sn**. Tese de D.Sc., Universidade Federal da Paraíba, UFPB, João Pessoa, PB, Brasil, 2011.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento**. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. v. 2.

CHIAVERINI, V. - **Metalurgia do Pó: Técnica e Produtos**. 4 ed., São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Metais , 2001.

DOBZYNSKA, L. LITYNSKA; DUTKIEWICZ, J; GŁOWINSKA, K. STAN; WAJDA, W; DEMBINSKI, L; LANGLADE, C. **Characterization of aluminium matrix composites reinforced by Al–Cu–Fe quasicrystalline particles**. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015. S114-S118.

DUBOIS, J.-M.; JANOT, C. **Useful Quasicrystals**. [S.l.]: [s.n.], 2005. 504 p. ISBN 9789812567888.

FAUDOT, F.; QUIVY, A.; CALVAYRAC, Y.; GRATIAS, D.; HARMELIN, M. **About the Al-Cu-Fe icosahedral phase formation**. *Materials Science and Engineering*, 1991. 383–387.

FLEURY, E; LEE, S. M; CHOI, G; KIM, W.T; KIM, D.H. **Comparison of Al-Cu-Fe quasicrystalline particle reinforced Al composites fabricated by conventional casting and extrusion**. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, n. 36, 2001. 963-970.

FOGAGNOLO, J.B. **Estudo do Processo de Fabricação de Materiais Compósitos de Matriz de Alumínio por Metalurgia do Pó, Via Ligação Mecânica e Extrusão.** Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2000.

FURTADO, N. S. **Preparação e caracterização do compósito de liga de alumínio aa6061 reforçado com diferentes concentrações de escória de alto forno a coque metalúrgico via metalurgia do pó,** Dissertação de Msc. Universidade de Brasília, UnB, Brasília, Brasil, 2016.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais.** 2. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2017.

GONZÁLEZ, M. P. V. **Estudio y caracterización de las fases cuasicristalinas del sistema al-co-cr-fe y su posible aplicación como barreras térmicas.** UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID. Madrid, p. 233. 2001. (84-669-1849-3).

GUO, Xueping *et al.* **A study on the microstructure and tribological behavior of cold-sprayed metal matrix composites reinforced by particulate quasicrystal.** *Surface and Coatings Technology*, v. 268, p. 94–98, 2015. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.05.062>>.

HUTTUNEN-SAARIVIRTA, E. **Microstructure, Fabrication and Properties of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys: A Review,** 33, 2004. 150-174.

JANOT, C., DUBOIS, J., M. **Les quasicristaux matière a paradoxes,** 1 ed. France, EDP Sciences, 1998.

JOSEPH, G. - **Cooper: Its Trade, Manufacture, Use, and Environmental Status,** ASM, New York, 1999.

JR, D. **Alloying: Understanding the Basics.** [S.l.]: ASM International, 2001. 657 p. ISBN 9781615030637.

JUNIOR, PAULO. R. C. A. **Microestrutura, propriedades mecânicas e tribológicas de metal patente depositado por aspersão térmica.** Dissertação—Ponta Grossa: Tecnológica Federal do Paraná, 2017.

KENZARI, S. **Elaboration et caractérisation de nano-composites metal-intermetalliques complexes.** Tese de D.Sc., Institut National Polytechnique de Lorraine, INPL, Nancy-Fr, 2006.

KANG, SUK-JOONG L. **Sintering : Densification, Grain Growth, and Microstructure,** Elsevier Science & Technology, 2004. ProQuest Ebook Central, <https://ebookcentral.proquest.com/lib/bcufpb-ebooks/detail.action?docID=294676>.

KUBOTA, M.; NIE, J. F.; MUDDLE, B. C. **Formation of Quasicrystalline Particles in an Isothermally Aged Al-10 Mg-0.5 Ag (mass%) Alloy**, Victoria, 46, n. 2, 2005. 365-368.

LAPORTE, RICHARD J. **Hydrophilic Polymer Coating for Medical Devices: Structure/Properties, Development, Manufacture and Applications**. Boca Raton: CRC PRESS, 1997. 186.p.

LEVINE, D.; STEINHARDT, P. J. **Quasicrystals: A New Class of Ordered Structures**. Physical Review Letters, v. 53, n. 26, p. 2477-2480, 24 dez. 1984.

LIDIN, S. **The Discovery of Quasicrystals**. Scientific Background on the Nobel Prize in Chemistry 2011, 5 Outubro 2011. 11.

LIMA, B. A. G. S., **“Propriedades Mecânicas da liga AlCuFeB com estrutura icosaedral através da técnica de indentação instrumentação”**, Dissertação de Mestrado – UFPB, João Pessoa, Brasil, 2011).

LUMLEY, R. N., SERCOMBE, T. B., SCHAFFER, G. B. **“Surface Oxide and the Role of Magnesium During the Sintering of Aluminium”**, Metallurgical and Materials Transactions A, vol 30A, 1999. p 457 – 463.

MARCATOMA, J. QUISPE; AYALA, C. ROJAS; LANDAURO, C. V; SOUSA, M. A. DE; PELEGRIN, F; TAQUIRE, M; RODRIGUEZ, V. A. PEÑA; SAITOVITCH, E. M. BAGGIO. **Nanostructuring of i-Al₆₄Cu₂₃Fe₁₃ quasicrystals produced by arc-furnace**. 2011. 1-8.

MENDES, R. **Efeitos da exposição profissional ao chumbo em trabalhadores de duas regiões do estado da Bahia**. Departamento de Medicina Preventiva da Escola Paulista de Medicina. Trabalho manuscrito. 1975. 59 p.

MORDYUK, B.N; PROKOPENKO, G.I; MILMAN, YU.V; IEFIMOV, M.O; SAMELJUK, A.V. **Enhanced fatiguedurability of Al-6Mg alloy by applying ultrasonic impact peening: Effects of surface hardening and reinforcement with AlCuFe quasicrystalline particles**. Materials Science & Engineering A, 2013. 138-146.

MORTESEN, A. ***Metal Matrix Composite in industry: an overview***, Ecole polytechnique Lausanne, 2005.

MOURISCO, A. J. **Preparação e caracterização de compósito de matriz de alumínio 1100 com partículas de sic por metalurgia do pó**. Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares. São Paulo, p. 88. 1995.

NEVES, P. C. P. D. N.; FREITAS, D. V. D.; BAPTISTA, L. A. **Eixo quinário: um elemento de simetria presente em moléculas e quasi-cristais - um experimento didático em cristalografia**, 33, n. 9, 2010. 1977-1979.

PASSOS, T. A. **Estudo da viabilidade Tecnológica de Fabricação de Compósitos Alumínio-Quasicristal por Extrusão a Quente**. Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa, p. 94. 2006.

PANTARAROTO, H. L. **Uma análise da utilização do chumbo na produção de baterias e suas implicações ambientais**. Dissertação em Engenharia da Produção – Santa Bárbara D'Oeste-SP : Universidade Metodista de Piracicaba. 2008.

SARAVANAN, C., SUBRAMANIAN, K., SIVAKUMAR, D. B., SATHYANANDHAN, M., NARAYANAN, R. S. “**Fabrication of aluminium metal matrix composite –a review**”, *Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences*, 2015, v. 7, p. 82-87.

SHAITURA, D. S., ENALEEVA, A.A. “**Fabrication of quasicrystalline coatings: a review**”, *Crystallography Reports*, 2007, v. 52, p.9 45-952.

SHECHTMAN, D; BLECH, I; GRATIAS, D; CAHN, J.W. **Metallic Phase with Long-Range Orientational Order and No Translational Symmetry**. *PHYSICAL REVIEW LETTERS*, 53, n. 20, 12 November 1984.

SILVEIRA, FABRÍCIO DREHER. **Sinterização de bronze ao alumínio seguido de endurecimento por precipitação através de envelhecimento artificial**. 102 f. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2009.

SINGH, J. **Fabrication characteristics and tribological behavior of Al/SiC/Gr hybrid aluminum matrix composites: A review**. *Friction*, v. 4, n. 3, p. 191–207, set. 2016.

SONG, G. S; KIM, K. B; FLEURY, E; KIM, W. T; KIM, D. H. **On the role of carbon in the formation and properties of hot pressed icosahedral Al-Cu-Fe phase**, Seoul, 20, 2001. 1293 – 1296.

TSUKERMAN, S. A. *Powder Metallurgy*, 1 ed. 1965 Oxford, Pergamon Press Ltd.

THUMMLER, F., OBERACKER, R. “**Introductions to powder Metallurgy**” *The Institute of Materials Series on Powder Metallurgy*, 1993.

UYSAL, M. O. KARSLIOGLU, RAMAZAN; AKBULUT, HATEM; ALP, AHMET. **Characteristics Bronze/Al₂O₃(Ni) Reinforcement Metal Matrix Composite Produced by Current Activated Sintering**. 2013.

VASILIEV, V.; MOROZOV, E. V. **Advanced Mechanics of Composite Materials and Structural Elements**. Elsevier, 2013. 833 p. ISBN 9780080982311.

WOLF, W.; AFONSO, C. R. M. **Ligas metálicas quasicristalinas e processos de aspersão térmica para revestimentos como barreira térmica.** Revista Eletrônica de Materiais e Processos, São Carlos, 9, n. 1, 2014. 01-09.

Y. YUAN; T.R. LEE. **Contact Angles and Wetting Properties, In Surface Analytical Techniques;** Editors: G. Bracco and B. Holst; Springer Series in Surface Sciences 51, DOI 10.1007/978-3-642-34243-1_1; Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, 2013.