

CARACTERIZAÇÃO DE PÓS QUASICRISTALINOS SINTERIZADO ELABORADO COM A ADIÇÃO DE BISMUTO

Erick Thiago Costa de Andrade ¹

Severino Jackson Guedes de Lima²

RESUMO

Desde a descoberta dos quasicristais os pesquisadores que se propuseram a dedicar seus estudos para investigar as particularidades desses materiais têm se surpreendido com suas características. Entre outras propriedades os quasicristais apresentam baixo coeficiente de atrito, baixa condutividade térmica e elétrica e alta dureza. Em contra partida, esses novos materiais apresentam algumas limitações que dificultam a sua implementação nas novas tecnologias, tais limitações tem como principais vilões a baixa tenacidade à fratura e a alta fragilidade. Mais estudos estão sendo realizada em todo o mundo para desenvolver métodos de processamentos que possam viabilizar a aplicação dos quasicristais em produtos que estarão a cada dia mais próximos da população e contribuam para o desenvolvimento da sociedade uma ideia recente é a utilização de materiais reutilizados na elaboração dessas ligas. Nesse trabalho foi utilizado alumínio obtido por fundição de reciclado. Entre esses processos se destacam os que usam o quasicristal na forma de pó para a aplicação em superfícies e como compósitos com materiais como o bismuto, o índio, o estanho e principalmente o alumínio.

Palavras-chave: Quasicristal; Compósito; Bismuto; Caracterização.

INTRODUÇÃO

Uma descoberta, ainda considerada recente, de um pesquisador israelense chamado Daniel Schechtman foi o estudo de uma nova classe de materiais metálicos. Estas ligas metálicas, hoje denominadas de ligas quasicristalinas, apresentam uma estrutura que não se encaixava na classificação convencional adotada. Estes novos materiais apresentam em suas microestruturas simetria rotacional incompatível com a cristalografia convencional, bem como características especiais, completamente diferente das ligas cristalinas, mesmo aquelas com composições estequiométricas bem próximas. Os quasicristais são cristais cujo ordenamento atômico é quase-periódico com estruturas bastante complexas, quase-

¹ Graduado do Curso de Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba - UFPB, ericktandrade@gmail.com;

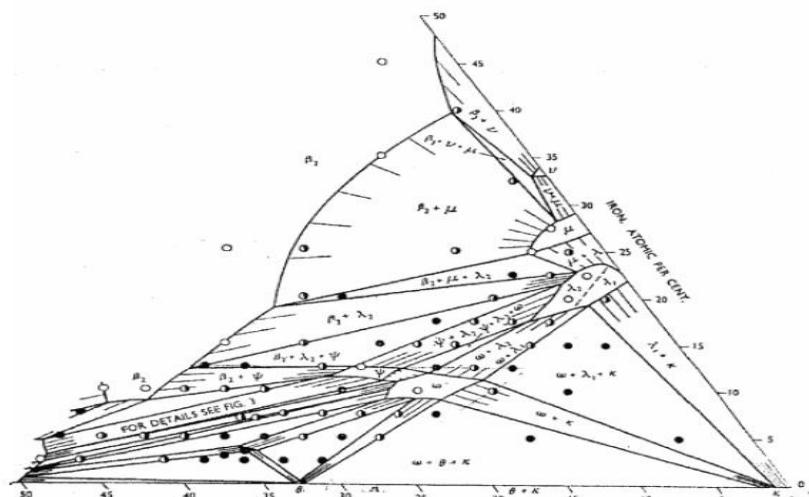
² Professor orientador: PHD, Universidade Federal da Paraíba - UFPB, jackson@lsr.ct.ufpb.br.

periodicidade com simetrias rotacionais estruturais não permitidas pela cristalografia clássica (BRADLEY; DE LIMA, 2011; CALLISTER, 2008).

As excentricidades dos ditos quasicristais não se limitam a uma disposição atômica diferenciada, suas propriedades macroscópicas também surpreenderam os pesquisadores, entre elas podemos destacar: alta dureza; baixa condutividade térmica e elétrica; baixa energia superficial; baixo coeficiente de atrito; resistência a oxidação e ao desgaste; propriedades ópticas diferenciadas (WEISBECKER, 2005).

Para a obtenção de ligas quasicristalinas é necessário precisão da composição química dos constituintes, já que a existência das mesmas está contida em uma faixa composicional muito estreita. Essa fase é formada a partir de uma reação peritética das fases β_2 - (AlFe_3) com o líquido remanescente, que é representada pela letra Ψ (psi) a qual está contida numa região média do diagrama terciário Al-Cu-Fe (Fig. 2). Grande parte das suas ligas quasicristalinas é metaestável e algumas são estáveis, tendo a maioria como base o alumínio (TURQUIER et al., 2007; BRADLEY; GOLDSMITH, 1939).

Figura 1 - Diagrama de fases ternário AlCuFe em alumínio.



Fonte: BRADLEY; GOLDSMITH, 1939.

Os elementos constituintes da liga fornecidos pelo laboratório foram devidamente pesados, utilizando uma balança SHIMADZU Modelo Ay 220, com precisão de ordem 10^{-4} g. Em cada fusão foram elaboradas 10g de liga. As ligas foram obtidas através do forno de

indução de soleira fria, onde foi utilizado um gerador de alta frequência (40KVa) de fabricação POLITRON.

Os procedimentos de elaboração da liga e tratamento térmico foram realizados seguindo os procedimentos seguidos por Passos (PASSOS, 2006).

O trabalho teve como objetivo elaborar ligas quasicristalinas de AlCuFeB, além de analisar sua estabilidade depois de submetida a moagem de alta energia com a adição do bismuto, assim como as intensidades e estabilidade dos picos característicos do material após a moagem e em seguida prensagem uniaxial a quente.

METODOLOGIA

Foi utilizado o difratômetro de raios-X da marca Siemens, modelo D5000 conforme fig.2. Para auxiliar na identificação e análise dos difratogramas foram utilizados arquivos JCPDS (Internacional Centre for Diffraction Data).

Figura 2 – Equipamento usado para as análises Difração de raios-x.



Fonte: Arquivo pessoal, 2015.

Para as análises quantitativas de espectrometria dispersiva e (EDS) análises metalográficas foi utilizado um microscópio óptico de varredura do modelo comercial LEO-1430.

As amostras que foram submetidas ao MEV foram devidamente polidas com lixa SiC (4000), sem água para que não se acumulasse água nos poros do material além de serem

limpas com um banho ultra-sônico com álcool etílico e posteriormente foi devidamente secado com um secador elétrico.

A liga foi obtida AlCuFeB a partir da fundição dos elementos em um forno de indução. O boro tem ponto de fusão de 2348K e o alumínio tem um ponto de fusão de 933,47K logo a fundição desses dois materiais na mesma liga se torna crítica, para tentar sanar esse empecilho é usado uma liga mãe para baixar o ponto de fusão do boro. Essa liga mãe é composta de boro e ferro e tem um ponto de fusão menor que o do boro, o que torna a fusão da liga final mais fácil. Essa liga é fundida em um forno de indução à vácuo.

Após a fundição o material foi submetido a tratamento térmico para a homogeneização da fase quasicristalina, esse tratamento térmico é feito com atmosfera controlada com argônio para garantir a mínima oxidação possível, esse tratamento teve duração de 2h (duas horas) com uma taxa de resfriamento de 30°C/min.

A moagem foi feita com um moinho de movimento planetário que comporta até quatro jarras de aço inoxidável, onde é depositado o material acrescido de esferas de aço Cr. As moagens foram realizadas de acordo com a seguinte tabela.

Tabela 1 - Parâmetro utilizados na execução das moagens.

Moinho	Tamanhos das esferas (mm)	Velocidade (rpm/min)	Relação bolas/pó	Massa do pó (g)	Tempo(hora)	Vácuo (mbar)
Planetário (Fritsch Pulveristte)	(20,15 e 20)	240	10:1	12	2	5×10^{-2}

Fonte: Dados da pesquisa, 2015.

O processo era suspenso a cada 60 minutos, com intervalos de 15min. Este procedimento é tomado para evitar o aquecimento excessivo das jarras e a consequente reação dos componentes.

Seguiram-se as seguintes etapas: 1) O pó termicamente tratado foi moído sem adição de bismuto por 2 horas; 2) Nesta etapa do processo, os pós de quasicristais foram moídos por 2h com adição de 3% de bismuto. Foi observada a influência desta adição na liga quasicristalina.

DESENVOLVIMENTO

Como dito na introdução, um fator limitante na aplicação dos QC na mecânica e na indústria é a sua fragilidade e baixa tenacidade à fratura. Mas as características particulares dos quasicristais continuam a despertar o interesse dos pesquisadores, fato esse que incentiva os estudiosos a tentar driblar as limitações desse material, nesse intuito um dos métodos mais promissores é a utilização desse material como revestimento ou como reforço em compósitos. Com um compósito de QC com matrizes de fases dúcteis podemos aproveitar as características tribológicas dos materiais quasicristalinos e diminuir os inconvenientes da fragilidade e da baixa tenacidade (CALLISTER JR, 2002).

Os QC são predominantemente usados como revestimentos superficiais, filmes finos ou compósitos com a matriz dúcteis, isso mostra que as aplicações de QC são quase que predominantemente feita a partir do pó desse material, dito isso fica claro a importância do estudo do processo de obtenção desse pó (CALLISTER JR, 2002).

Além de viabilizar a produção de pó de quasicristais, o estudo dos processos de moagem é necessário para o barateio do processo, visto que a cada dia são requeridos pós com uma granulométrica cada vez menor, o que torna o processo muito caro, inviabilizando a produção em escala industrial.

O processo de sinterização consiste no aquecimento da liga abaixo do ponto de fusão do principal composto (para que não aja a completa fundição da liga). Durante o aquecimento ocorre à difusão dos átomos da liga produzindo pescoços, a compactação do pó além da diminuição da energia livre do material. Nesse processo vários parâmetros devem ser controlados, como a temperatura de sinterização, o tempo de sinterização, granulométrica do pó que será sinterizado (BRESSAN ; SHOPF, 2011).

A sinterização pode ocorrer por fase sólida ou por fase líquida, na sinterização por fase sólida a temperatura de sinterização é menor que o menor ponto de fusão dos materiais que compõem a liga já na sinterização por líquido pelo menos um dos componentes da liga se liquefaz. Nesse segundo caso há uma diminuição dos poros, já que o líquido preenche parte destes (BRESSAN ; SHOPF, 2011).

A difração de raio X é um fenômeno baseado na interação de uma onda eletromagnética com a rede cristalina do material, dessa interação temos como resultado

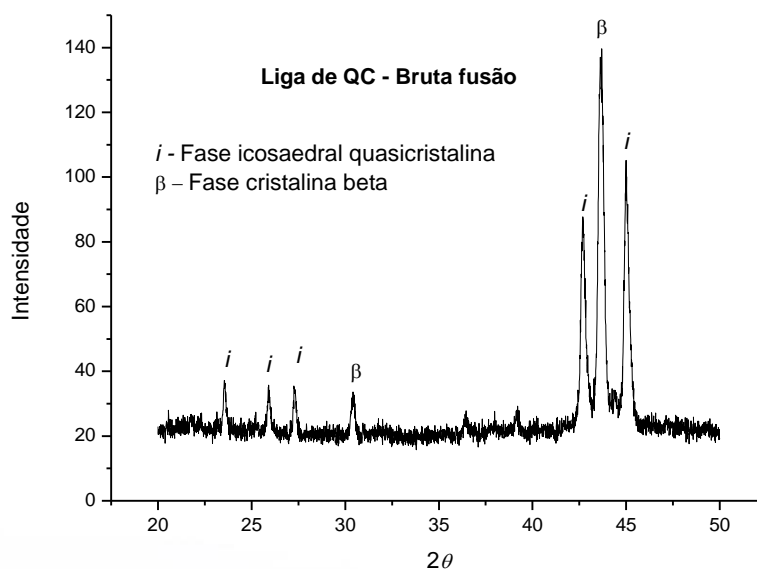
interferência entre os raios espalhados que podem ser tanto construtivos como destrutivos (WEISBECKER, 2005).

Para que isso ocorra é necessário que o comprimento de onda que atinge o material seja da mesma ordem de grandeza que o espaçamento entre os planos atômicos. Esse fenômeno foi modelado por Bragg que verificou que para que houvesse interferência construtiva era necessário que o feixe de raio X obedecesse a seguinte relação; $n\lambda = 2d\sin\theta$, onde n é um número inteiro, d é a distância interplanar e θ é o ângulo de incidência (WEISBECKER, 2005).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A partir dos resultados do DRX é possível notar a existência de duas fases distintas e heterogeneia no pó de QC antes do tratamento térmico, essas fases são a icosaedrais quasicristalinas (i) e cristalina (β). De posse desses dados e depois de uma consulta a literatura se pode chegar à conclusão que essa fase se trata de uma solução sólida de composição $Al_{50-x}(Cu,Fe)_{50+x}$. Essa segunda fase tem origem da incapacidade de controlar totalmente o resfriamento da liga final, como resultado temos condições termodinâmicas que não favorece a formação de uma liga puramente quasicristalina (DE LIMA, 2011).

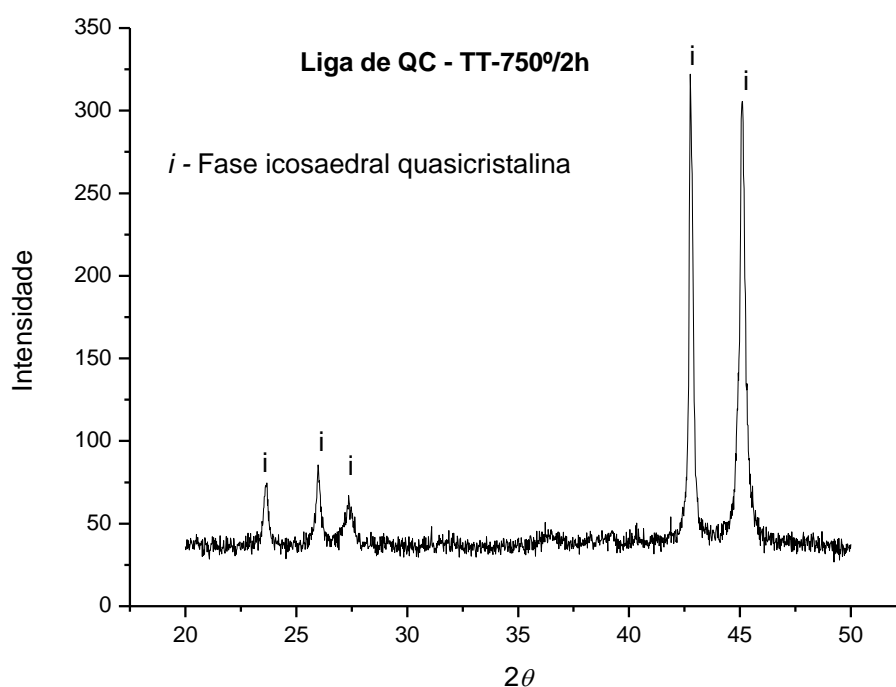
Figura 3 - Difratoograma de Raio-X do pó não tratado



Fonte: Dados da pesquisa, 2015.

A figura abaixo mostra o material após o tratamento térmico, como era de se esperar, a fase β não é mais encontrados, o que nos diz que o tratamento térmico foi realizado com êxito e o pó agora é um quasicristal homogêneo.

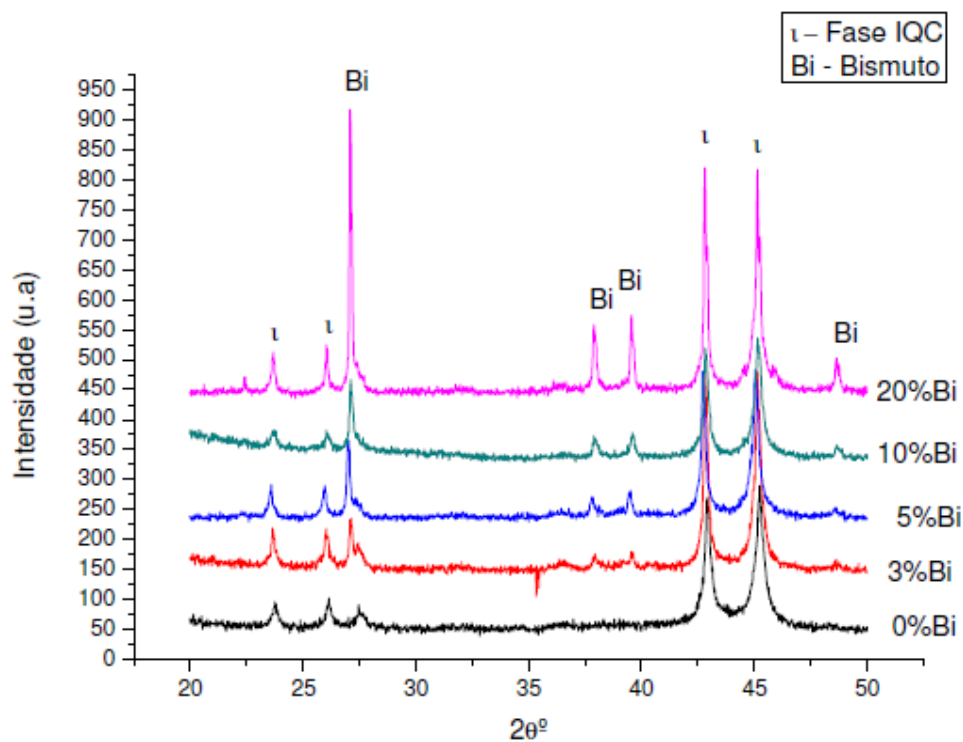
Figura 4 - Pó atomizado de QC (AlCuFeB) tratado termicamente.



Fonte: Dados da pesquisa, 2015.

Com relação a influência do Bismuto na liga quasicristalina, os resultados que podem ser verificados no difratograma, mostram uma intensificação dos picos de acordo com o aumento da concentração do Bismuto na liga. Também foi notado que não há nenhuma grande alteração da fase quasicristalina com o aumento da concentração de Bismuto, o que mostra que o quasicristal não teve sua fase alterada devido o acréscimo de bismuto (WEISBECKER, 2005).

Figura 5 - Influência do Bismuto na liga quasecristalina.



Fonte: Dados da pesquisa, 2015.

A tabela 2 mostra a variação de dureza de acordo com a variação de concentração de Bi. Com uma rápida análise da tabela 2 podemos notar que há um crescimento da grandeza KIC com o acréscimo de Bi. O KIC mede a resistência a propagação de trincas no material, nota-se que o compósito com Bi tem um valor de KIC 3 vezes maior que o do quasicristal, no entanto, devido a baixa concentração de Bi, não foi possível avaliar em que concentração o Bi deixe surtir efeito no quasicristal - quando o Bi atinge a saturação (DUBOIS, 200).

Tabela 2 - Variação da Dureza de acordo com a concentração de Bi.

Vol. % Bi	Hv50	KIC
0,000	0,79	0,91
2,205	0,79	2,16
3,685	0,85	2,67
3,582	0,81	2,51
3,832	0,70	3,74

Fonte: Dados da pesquisa, 2015.

CONSIDERAÇÕES FINAIS

Pôde-se obter, através de tratamento térmico de 720°C por 2h, liga $Al_{59}Cu_{25,5}Fe_{12,5}B_3$ (% at) com 100% de fase icosaedral quasicristalina.

Em seguida foi observado que pós moídos por 2 h com adição de bismuto, não sofreram nenhuma alteração na estabilidade do QC. Ou seja, não houve desestabilização da fase icosaedral neste caso estudado.

No caso dos compósitos, a adição de bismuto foi caracterizada de forma positiva tendo em vista no aumento da tenacidade a fratura KIC.

REFERÊNCIAS

BRADLEY, A. J.; GOLDSMITH, H. J. **J. Inst. Met.**, v. 65, pp. 403-418. 1939.

BRESSAN, J.; SHOPF, R. A. **Resistência ao Desgaste Abrasivo de Aços Ferramenta Avaliada por Meio do Ensaio Pino-Disco**. 6º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO. Caxias do Sul. 2011.

CAVALCANTE, D.G.L. **Estabilidade de pós quasicristalinos de uma liga de $Al_{62.2}Cu_{25.5}Fe_{12.3}$ obtidos por moagem de alta energia**. Dissertação de mestrado (apresentado à pós graduação de engenharia mecânica-CT/UFPB). 2007.

DE LIMA, B. A. S. G. **Propriedades mecânicas da liga Al-Cu-Fe-B com estrutura icosaedral através da técnica de indentação instrumentada**. (Dissertação de mestrado), Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa-Paraíba. 2011.

DUBOIS, J.M. New prospects from potential applications of quasicrystalline materials. **Materials Science and Engineering**. 2000.

CALLISTER JR. W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma Introdução**, 5ª ed., Rio de Janeiro, RJ, LTC, 2002.

FISHER, I. R. et al. Growth of large-grain R-Mg-Zn quasicrystals from the ternary melt (R=Y, Er, Ho, Dy, Tb). **Philosophical Magazine**. 1998.

PADILHA, F. A. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. Hemus, 1997.

WEISBECKER, P. et al. The oxidation at 500°C of AlCuFe quasicrystalline powders: A X-ray diffraction study. **Journal of Non-Crystalline Solids**. 2005.

