

INVESTIGAÇÃO PRELIMINAR DA SINTERIZAÇÃO POR REAÇÃO
DO TRIALUMINETO DE NIÓBIO, NbAl₃.

Ricardo Mendes Leal Neto

Paulo Iris Ferreira

COMISSÃO NACIONAL DE ENERGIA NUCLEAR
INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Caixa postal 11049 - Pinheiros
05499 - São Paulo - Brasil

RESUMO

Nos últimos anos, o NbAl₃, um dos intermetálicos do sistema Nb-Al, passou a ser considerado, mais atentamente, um material com potencial para aplicações estruturais em altas temperaturas. Dentre os métodos já empregados na síntese deste composto, a sinterização por reação dos pós elementares mostrou-se mais conveniente economicamente e por isso foi adotada neste trabalho. A influência da distribuição granulométrica dos pós elementares e do ciclo térmico de sinterização foi investigada do ponto de vista da porosidade e da microestrutura do produto final. Os resultados são apresentados e discutidos.

ABSTRACT

The intermetallic NbAl₃, one of the compounds present in the Nb-Al system, has recently gained increased attention since its physical properties are very convenient when structural applications at high temperatures are envisaged. Though various routes have been utilized for the synthesis of this compound, the reaction sintering of the elemental powders appears to be a very economical way for this purpose and is focussed in the present work. The influence of the elemental powders particle size distribution and of the reaction sintering thermal cycle on the sintered compound porosity and microstructure was investigated. The results are presented and discussed.

1 - INTRODUÇÃO

Os trialuminetos de metais de transição constituem uma classe particular dos intermetálicos à base de alumínio. Tal particularidade resulta do alto ponto de fusão, da baixa densidade e da boa resistência à oxidação apresentados por estes materiais. Estas características os tornam candidatos em potencial para as aplicações estruturais em temperaturas elevadas.

O $NbAl_3$, um dos três intermetálicos do sistema Nb-Al (Fig. 1)[1], é um dos aluminetos de menor densidade ($4,54 \text{ g/cm}^3$)[2] e de alto ponto de fusão (1680°C)[1]. Este composto foi bastante estudado no passado em virtude do seu emprego como camada resistente à oxidação do nióbio e suas ligas [3,4]. A fragilidade intrínseca do $NbAl_3$, consequência de sua estrutura tetragonal de corpo centrado [5], mostrada na Fig. 2, foi e ainda é uma séria dificuldade à sua eventual utilização como material estrutural. Nos últimos anos, no entanto, o caminho aberto pela utilização do Ni_3Al [6] reativou o interesse em aplicações estruturais de intermetálicos normalmente frágeis. Neste contexto, iniciou-se há poucos anos no IPEN [7] o desenvolvimento de intermetálicos ordenados à base de alumínio. É o objetivo deste trabalho apresentar os resultados preliminares da síntese do $NbAl_3$, via sinterização por reação dos pós elementares.

Poucos são os trabalhos publicados sobre o processamento do $NbAl_3$ de forma maciça. Três foram as rotas seguidas: a fusão a arco [5], a prensagem isostática a quente de pós do intermetálico [8], e a sinterização por reação dos pós elementares [9,10]. Todas elas apresentam dificuldades inerentes, porém a sinterização por reação é a que tem dado melhores resultados.

A sinterização por reação se insere numa categoria de processos conhecida como síntese autopropagante em alta temperatura ou apenas síntese por combustão. Uma revisão extensa sobre o assunto pode ser encontrada nas referências 11 e 12. Por este método, compostos com entalpia de formação suficientemente negativa são formados a partir da reação entre seus constituintes elementares misturados. Geralmente, a mistura é aquecida até uma temperatura em que a reação acontece espontaneamente, e de maneira auto-sustentável, em virtude do calor liberado, até que os reagentes sejam consumidos.

No caso tratado aqui, não só a síntese do composto, mas

também a densificação da mistura compactada dos pós, são promovidas. Na sinterização por reação de aluminetos pode haver ainda a formação de uma fase líquida transiente, caso a reação tenha início numa temperatura superior a da fusão do alumínio. Isto a inclui como uma variante da sinterização por fase líquida [13], sendo este o caso da síntese do trialumineto de nióbio.

As principais variáveis deste método são:

- a granulometria dos reagentes (pós), por afetar a cinética da reação e também a distribuição volumétrica das partículas;
- a taxa de aquecimento, por influir na formação de fases (por difusão) anterior à combustão, determinando não só a quantidade como também o tempo em que a fase líquida assim permanece até que a reação ocorra.

A principal dificuldade deste processo reside na densificação insuficiente do produto. Segundo Munir [11], as causas que dificultam a eliminação da porosidade são basicamente duas:

- a) O aprisionamento de gases provenientes da expulsão de impurezas voláteis provocada pela reação, resultando no inchamento do produto.
- b) O tempo relativamente curto em que o material permanece em altas temperaturas.

O primeiro problema pode ser evitado mediante uma etapa de degaseificação dos reagentes anterior à combustão. No caso do $NbAl_3$, entretanto, tal procedimento, juntamente com a otimização de outros parâmetros, não é suficiente para que se obtenha uma porosidade inferior a 5% no produto [10]. Isto pode ser conseguido, sendo também a solução para o segundo problema, pela aplicação simultânea de pressão, seja por compactação explosiva [9], seja por prensagem isostática a quente [10].

2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

No Fluxograma da Fig. 3, estão representadas as etapas do processo de sinterização por reação do $NbAl_3$.

2.1 - Matéria prima

Os pós de Al e de Nb processados neste trabalho são de origem nacional. O pó de Al foi produzido por atomização gasosa e o pó de Nb pelo processo de hidretação. O pó de Al foi fornecido na faixa granulométrica passante na peneira ABNT n°200 (abertura de 0,074mm), doravante -200#, com pelo menos 90% em peso passante na peneira ABNT n°325 (abertura de 0,044mm). O pó de Nb foi fornecido na faixa passante na peneira ABNT n°200 e retida na peneira ABNT n°325, doravante -200# +325#, e também na faixa passante na peneira ABNT n°325, doravante -325#. Faixas granulométricas distintas foram obtidas mediante peneiramento vibratório a seco. Desse modo foram obtidas as faixas -200# +325#, -325#, -325# +400# e -400# (passante na peneira de abertura de 0,037mm) no caso do pó de Al, e também -400# no caso do pó de Nb.

Nas Figuras 4a e 4b estão apresentadas as distribuições granulométricas dos pós de Al e Nb, obtidas por sedimentação de uma dispersão dos pós em água, avaliada por atenuação de raios-X. Só não foi possível por esta técnica a determinação da distribuição do pó de Nb na faixa -200# +325#. As diferenças morfológicas entre os pós de Al e Nb, fruto da distinção dos processos de produção, podem ser averiguadas nas Figuras 5a e 5b.

2.2 - Compactação de pastilhas

Pastilhas foram preparadas a partir da mistura dos pós, segundo a proporção estequiométrica correspondente ao $NbAl_3$, ou seja, 46,6% em peso de Al e 53,4% em peso de Nb. Os pós foram sempre manuseados ao ar. As pastilhas foram compactadas uniaxialmente numa matriz cilíndrica flutuante, lubrificada com uma solução de ácido esteárico em acetona.

2.3 - Sinterização

As pastilhas foram sinterizadas num forno tubular resistivo. Utilizou-se como retorta um tubo de quartzo, selado em uma das extremidades, dentro do qual as pastilhas eram inseridas. No início, elas permaneciam em contato com o tubo. Posteriormente, foi usado um fio de nióbio como suporte. A sinterização foi realizada a vácuo com pressões variando entre 10^{-3} e 10^{-5} torr. Em todos os experimentos, procurou-se manter a velocidade de aquecimento em $15^\circ\text{C}/\text{min.}$, mediante controle manual. Além do termopar de controle do forno, um termopar adicional foi

posicionado do lado externo do tubo, junto à pastilha, possibilitando uma monitoração mais precisa da temperatura. Foi possível observar a reação de síntese do lado externo do forno, a partir da luz transmitida através do tubo de quartzo. Ao mesmo tempo, foi possível também notar um ligeiro aumento da temperatura, detectado pelo termopar junto ao tubo, além de uma queda brusca e rápida do nível de vácuo no momento da reação.

2.4 - Caracterização do produto

Após a sinterização, as pastilhas foram inspecionadas visualmente quanto à sua forma geral e detalhes superficiais. A microscopia ótica, a difração de raios-X e a microsonda eletrônica foram as técnicas empregadas para a caracterização da microestrutura e identificação de fases presentes. Foram executadas também medidas de microdureza Vickers.

3 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Tabela 1 estão resumidas as condições resultantes das diferentes combinações entre as variáveis que este trabalho se propôs a investigar.

3.1 - Sinterização a 900°C (1 hora) sem desgaseificação

Nesta primeira série de experiências, manteve-se a granulometria do pó de Al (-325#) e variou-se a do pó de Nb (-325# no grupo A1 e -200# +325# no condição A2). Pastilhas foram compactadas com pressões da ordem de 200, 300 e 400 MPa. No grupo A1, obteve-se densidades em torno de 85, 92 e 94 % da densidade teórica (D.T.), e no grupo A2, 88, 94 e 96 % da D.T., respectivamente. Para ambos os grupos, fixou-se a temperatura (900°C) e o tempo (1 hora) do patamar de sinterização, sem que houvesse qualquer tratamento intermediário de desgaseificação. Na micrografia da Fig. 6a, pode-se perceber o comportamento distinto entre duas pastilhas sinterizadas do grupo A1 e A2. No grupo A1, independentemente da densidade, houve a formação de grandes poros e um inchamento generalizado. No grupo A2, todas as pastilhas apresentaram um inchamento mais uniforme, sendo porém extremamente frágeis. A análise por difração de raios X indicou em ambos os casos a formação do $NbAl_3$ como única fase presente. A microscopia ótica das pastilhas do

grupo A1 (Fig. 6b) revelou, além das porosidades grosseiras já vistas, poros bem finos localizados no contorno e no interior dos grãos. Em algumas regiões, no contorno dos grãos, observou-se a formação de uma segunda fase. A análise por microsonda eletrônica mostrou que se trata do eutético $Nb_2Al - NbAl_3$, também observado por outros autores [1,10]. Já no grupo A2, a preparação metalográfica das pastilhas foi bastante dificultada pela fragilidade do material. Entretanto, verifica-se a presença de algumas heterogeneidades (regiões mais claras da Fig. 6c), constituídas apenas por nióbio, segundo a análise por microsonda eletrônica. A matriz é constituída de $NbAl_3$, não se verificando nenhuma região rica em alumínio.

Algumas considerações podem ser feitas a partir do ocorrido. A formação do eutético nas pastilhas do grupo A1 indica não só que houve uma perda de alumínio, provavelmente por evaporação, causando um desvio da estequiometria, mas também que a temperatura da pastilha chegou a, pelo menos, $1600^\circ C$. Segundo o procedimento empregado aqui, a temperatura de início da reação foi de cerca de $850^\circ C$, o que implica numa elevação de $750^\circ C$ em poucos segundos. A reação incompleta verificada nas pastilhas do grupo A2 indica que deve haver um limite de tamanho máximo para as partículas de Nb. Uma explicação razoável seria a de que quanto maior as partículas de Nb, menor a área superficial total disponível para a reação com o alumínio, que naquela altura já se fundiu. É bom lembrar que a solubilidade do Nb no alumínio é muito baixa e o líquido formado é praticamente constituído de alumínio puro. Sendo assim, é de se esperar que parte do alumínio fundido não reaja com o nióbio, num primeiro momento, tendo que se difundir através da camada de $NbAl_3$ formada na superfície das partículas. Ora, como a temperatura se eleva bruscamente num curto espaço de tempo, o alumínio não reagido evapora-se rapidamente, originando porosidades entre as partículas reagidas. Tais fatos podem explicar a fragilidade e o inchamento das partículas do grupo A2. O inchamento diferenciado das pastilhas do grupo A1 pode ser explicado a partir do aprisionamento de gases liberados durante a reação. Tal aprisionamento foi mais efetivo neste caso, uma vez que a reação ocorreu de modo mais eficiente promovendo a continuidade da fase formada.

3.2 - Sinterização a 900°C (1 hora) com desgaseificação

O tratamento de desgaseificação, adotado nesta fase, foi realizado durante o ciclo de aquecimento. Para isso a temperatura foi mantida à 500°C durante 4 horas, permanecendo inalteradas as demais condições. Outros autores empregaram temperatura similar, porém um tempo de desgaseificação de 10 horas [10]. Pastilhas foram compactadas com 92% da D.T. a partir dos mesmos pós empregados no grupo A1 (-325#), originando o grupo B1. Também agora foram compactadas pastilhas com ambos os pós na faixa de -400# (grupo B3). Nota-se na macrografia da Fig. 7a que a desgaseificação foi responsável por uma diminuição acentuada do inchamento no grupo B1 em comparação com o grupo A1, comprovando a necessidade de tal procedimento. No grupo B3 os resultados foram ainda melhores, indicando que um maior grau de dispersão dos reagentes e, em especial do nióbio, favorece a reação. As microestruturas mostradas na Fig. 7 (b e c), apresentam similaridade quanto ao tamanho de grão e à ocorrência da fase eutética intergranular. Em comparação com o grupo A1, o tamanho de grão talvez seja um pouco menor, porém seria necessário a quantificação desse dado, o que não foi feito até o momento. Em alguns grãos muito raros das pastilhas do grupo B1, notou-se a presença de algumas "estrias" paralelas e orientadas diferentemente, conforme o grão que as continha. Observando novamente as pastilhas do grupo A1, o mesmo foi verificado. Entretanto, não se teve sucesso na identificação de tais estrias por microsonda eletrônica. Nada semelhante se constatou no grupo B3.

3.3 - Sinterização a 1100°C (1 hora) com desgaseificação

Para se verificar o efeito da temperatura de sinterização, pastilhas, obtidas em condições similares as do grupo B1 e B3, foram sinterizadas a 1100°C durante 1 hora (grupos C1 e C3, respectivamente), mantendo-se a etapa de desgaseificação. A macrografia das pastilhas sinterizadas (Fig. 8a) mostra que esta alteração só foi eficiente quando se utilizou pós na faixa de -400#. Houve, neste caso, uma diminuição visível da porosidade, além de uma melhor distribuição de poros, como se observa pela comparação das micrografias das Figuras 7c (B3) e 8c (C3). Nota-se também uma redução do tamanho de grão nas pastilhas do grupo C3 em relação às do grupo B3, sinterizadas em menor temperatura. As causas de tal comportamento ainda não foram investigadas. Não se observou ainda nenhuma alteração microestrutural sensível entre as

pastilhas do grupo B1 (Fig. 7b) e C1 (Fig. 8b), inclusive no que se refere à presença de "estrias" em alguns grãos. A fase eutética intergranular novamente surgiu nos dois casos.

Numa etapa posterior, pastilhas foram compactadas a partir dos pós de Nb na faixa de -400# e de Al nas faixas de -325#+400# (grupo C4) e de -200#+325# (grupo C5). A macrografia das pastilhas sinterizadas (Fig. 9a) denota claramente que granulometrias mais grosseiras, agora do pó de Al, também são prejudiciais quanto à densificação. A metalografia das pastilhas dos dois grupos (Fig. 7b e 9c) revelou além da fase intergranular eutética a presença de "estrias", agora em maior quantidade e crescentes entre os grupos C4 e C5. Tais "estrias" podem ser melhor apreciadas na Fig. 10 (grupo C5). O mesmo pode ser feito na Fig. 11 com relação a fase eutética (grupo C3).

Cabe aqui fazer algumas considerações sobre a influência, na densificação, da granulometria do pó de Al, ou melhor, da relação entre os tamanhos médios de partícula de ambos os pós. Já foi visto que para uma mesma faixa granulométrica do pó de Al, o aumento do tamanho médio de partícula do pó de Nb é prejudicial à realização completa da reação, bem como ao caldeamento das partículas reagidas. No que concerne ao tamanho de partícula do pó de Al, poder-se-ia questionar, numa primeira análise, a validade de tal preocupação, uma vez que o alumínio se funde, bem antes que a reação ocorra. Entretanto, a relação entre os tamanhos de partícula do pó de Al (fase majoritária neste caso) e do pó de Nb (fase dispersa) determina a continuidade de uma das fases, para uma certa proporção em volume entre elas. A continuidade da fase alumínio é necessária para que a ação capilar do líquido seja facilitada - o que promove a densificação - maximizando a área de contato alumínio-nióbio e portanto a cinética da reação. Murray e German [10], adotando um modelo matemático elaborado por Kuzy [14], verificaram que a continuidade da fase alumínio deve ocorrer quando for obedecida a razão de aproximadamente 1:3 entre os tamanhos de partícula do pó de Nb e de Al (Nb:Al). Estes autores obtiveram melhores resultados quando tal relação foi empregada experimentalmente. No presente trabalho, se for tomado por base o tamanho médio de partícula dos pós de Nb e de Al na faixa de -400# (Fig. 4), será encontrada a razão 1:2,4. Apesar da proximidade desse valor com o anterior, as pastilhas do grupo C3 ainda tem um volume considerável de poros. No entender dos autores do presente

trabalho, dois são os prováveis motivos deste comportamento. Em primeiro lugar, o tempo de desgaseificação adotado aqui (4 horas) foi inferior ao reportado anteriormente (10 horas), podendo ter sido insuficiente para a eliminação das impurezas voláteis. Em segundo lugar, os pós de Al (-400#) e Nb (-400#) aqui empregados têm uma distribuição granulométrica bem mais larga do que a utilizada na referência 10.

É oportuno ainda frisar que, no modelo elaborado por Kuzy [14], a continuidade de uma das fases de um sistema bifásico é atingida quando se tem uma relação entre os tamanhos de partícula da matriz e da fase dispersa acima ou abaixo de um determinado valor crítico. Os cálculos realizados pelos autores deste trabalho, indicaram que a fase majoritária (Al) será contínua sempre que a razão entre os tamanhos de partícula, Al:Nb, for inferior a 3,6. Porém se a continuidade da matriz é uma condição necessária, ela, de modo algum, é suficiente. O comportamento das pastilhas na condição A2 é uma prova disso. Naquela condição tem-se partículas de Nb muito mais grosseiras em relação às de Al. A razão Al:Nb é inferior a 1, o que satisfaz a relação acima. Entretanto, como visto anteriormente, tal condição proporciona uma reação incompleta. Portanto, além do limite máximo da razão entre os tamanhos de partícula dos pós de Al e de Nb, imposto pela necessidade de continuidade da fase alumínio, há ainda a restrição causada pelo tamanho máximo permitido às partículas de Nb.

3.4 - Medidas de Microdureza

A dispersão dos resultados obtidos com as medidas de microdureza tornou difícil uma análise comparativa em alguns casos. Tal dispersão é consequência não só da porosidade, como também da variação do tamanho de grão entre o centro e as bordas das pastilhas. Entretanto, ainda é possível fazer algumas considerações sobre as pastilhas sinterizadas na condição C, ou seja, a 1100°C durante 1 hora com tratamento intermediário de desgaseificação. Obteve-se uma microdureza de 524 ± 33 HV no grupo C1, 650 ± 65 HV no grupo C3, 544 ± 92 HV no grupo C4, 593 ± 65 HV no grupo C5 (medidas realizadas com uma carga de 100g). O valor mais elevado obtido no grupo C3 era esperado, uma vez que o tamanho de grão e a porosidade são menores. A dureza verificada no grupo C5, relativamente superior às dos grupos C1 e C4, talvez possa ser atribuída à presença de estrias em maior número naquele caso. A microdureza

obtida no grupo C3 é maior do que a publicada anteriormente (509 HV, carga de 200g) [10], referente ao $NbAl_3$ sinterizado por reação numa prensa isostática a quente e com 98% da D.T. Este aspecto ainda está sendo investigado.

4 - CONCLUSÕES

A sinterização por reação de intermetálicos à base de alumínio é um processo atraente do ponto de vista tecnológico e econômico. A síntese e a densificação do material podem ser simultaneamente promovidas em níveis de temperatura relativamente baixos.

A sinterização do $NbAl_3$ demonstrou-se sensível a parâmetros de processo, como a granulometria dos pós elementares, o nível de desgaseificação durante o aquecimento e a temperatura do patamar de sinterização. Os melhores resultados até o momento foram obtidos com pastilhas oriundas de pós na faixa de -400#, desgaseificadas a 500°C durante 4 horas, e sinterizadas a 1100°C durante 1 hora com uma taxa de aquecimento de 15°C por minuto. Investigações ainda se fazem necessárias com o intuito de otimizar a densificação do produto final, bem como de melhor compreender os mecanismos envolvidos na reação.

AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de expressar seus agradecimentos à CNEN e à FINEP (contrato n° 30.90.0173.00) pelo suporte financeiro oferecido, à ALCOA e à FTI pelo fornecimento dos pós de Al e de Nb, respectivamente, ao Dr. F. Ambrózio Filho, Msc. R. A. Nogueira e L. F. U. Albejante pelo apoio experimental na execução deste trabalho, e ao Laboratório de Sistemas Integráveis (EPUSP) pelas facilidades laboratoriais oferecidas.

BIBLIOGRAFIA

1. JORDA, J. L.; FLÜKIGER, R.; MULLER, J. - *A new metallurgical investigation of the niobium - aluminium system*, Journal of the Less-Common Metals, 75, 227-239, 1980.
2. LUNDIN, C. E. & YAMAMOTO, A. S. - *The equilibrium phase diagram, niobium (columbium) - aluminum*, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 236, (6), 863-872, 1966.
3. RAISSON, G. & VIGNES, A. - *Oxidation et phenomene de peste de l'aluminium de niobium NbAl₃*, Revue de Physique Appliquée, 5, (6), 535-544, 1970.
4. OGURTANI, T. - *Kinetics of diffusion in the Nb-Al system*, Metallurgical Transactions, 3, (2), 421-425.
5. SHECHTMAN, D. & JACOBSON, L. A. - *Deformation modes in NbAl₃*, Metallurgical Transactions A, 6A, (7), 1325-1328, 1975.
6. LIU, C. T. & STIEGLER, J. O. - *Ductile ordered intermetallic alloys*, Science, 226, (11), 636-642, 1984.
7. FERREIRA, P. I. - *Aluminídeos ordenados de niquel*, Metalurgia, 44, (369), 779-783.
8. SCHNEIBEL, J. H.; BECHER, P. F. & HORTON, J. A. - *Microstructure and fracture toughness of powder-processed Al₃Nb*, Journal of Materials Research, 3, (6), 1272-1276, 1988.
9. BOWDEN, D. M.; MESCHTER, P. J.; YU, L. H. MEYERS, M. A. & THADHANI, N. N. - *Synthesis of novel aluminide-based materials*, Journal of Metals, 40, (9), 18-20, 1988.
10. MURRAY, J. C. & GERMAN, R. M. - *Reactive processing of niobium aluminide NbAl₃*, Advances in Powder Metallurgy (MPIF), 2, 145-160, 1990.
11. MUNIR, Z. A. - *Synthesis of high temperature materials by self-propagating combustion methods*, Ceramic Bulletin, 67, (2), 342-349, 1988.
12. MUNIR, Z. A. & ANSELMINI-TAMBURINI, U. - *Self-propagating exothermic reactions: the synthesis of high-temperature materials by combustion*, Materials Science Reports, 3, (7), 277-365, 1989.
13. GERMAN, R. M. - *Phase diagrams in liquid phase sintering treatments*, Journal of Metals, 38, (8), 26-29, 1986.
14. KUSY, R. P. - *Influence of particle size ratio on the continuity of aggregates*, Journal of Applied Physics, 48, (12), 5301-5305.

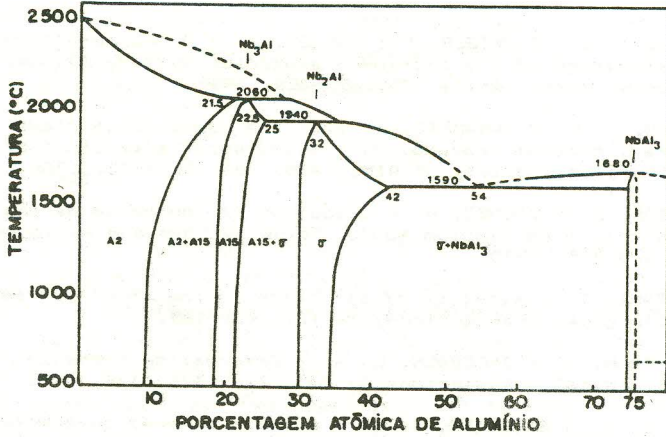


Figura 1 - Diagrama de equilíbrio do sistema Nb-Al [1].

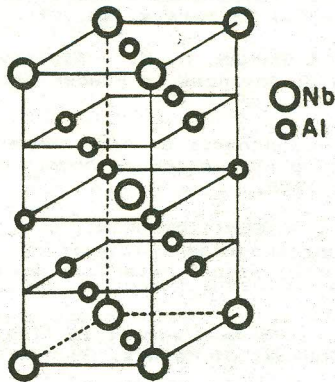


Figura 2 - Representação da estrutura tetragonal de corpo centrado (DO₂₂) do NbAl₃.

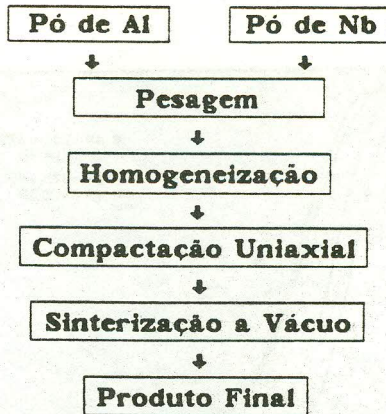


Figura 3 - Fluxograma do processo de sinterização por reação do $NbAl_3$.

Tabela 1 - Discriminação dos grupos de pastilhas testados

Grupo	Granulometria dos Pó		Sinterização		
	Al	Nb	Temperatura Tempo	Desgaseificação Sim	Não
A1	-325#	-325#	900°C/1h		x
A2	-325#	-200# +325#	900°C/1h		x
B1	-325#	-325#	900°C/1h	x	
B3	-400#	-400#	900°C/1h	x	
C1	-325#	-325#	1100°C/1h	x	
C3	-400#	-400#	1100°C/1h	x	
C4	-325# +400#	-400#	1100°C/1h	x	
C5	-200# +325#	-400#	1100°C/1h	x	

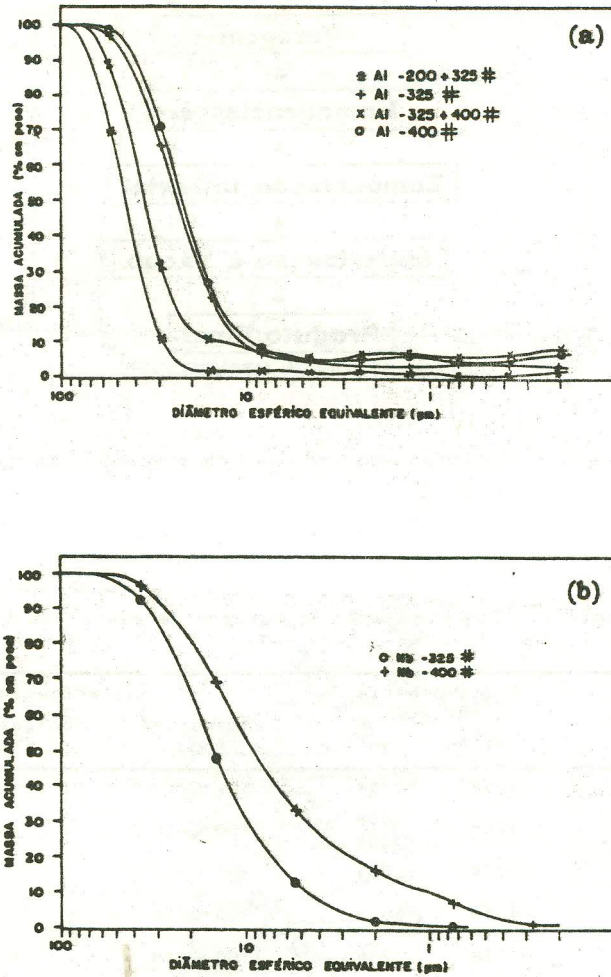


Figura 4 - Distribuições granulométricas dos pós de Alumínio (a) e Nióbio (b) empregados neste trabalho.

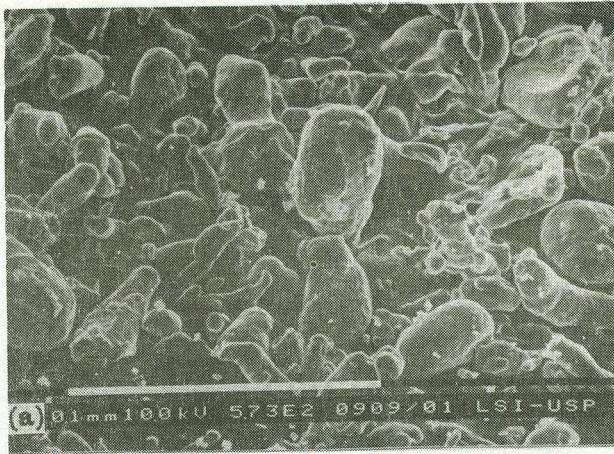


Figura 5 - Micrografias eletrônicas de varredura dos pós de Al -325# (a) e de Nb -325# (b).

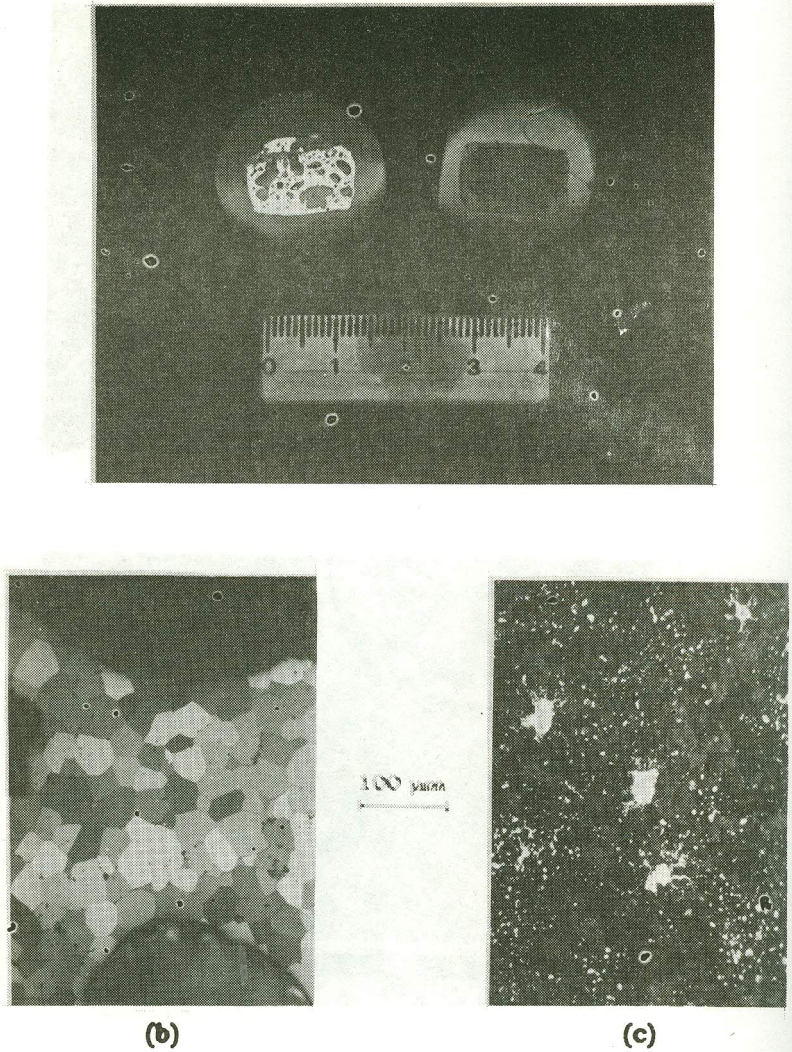
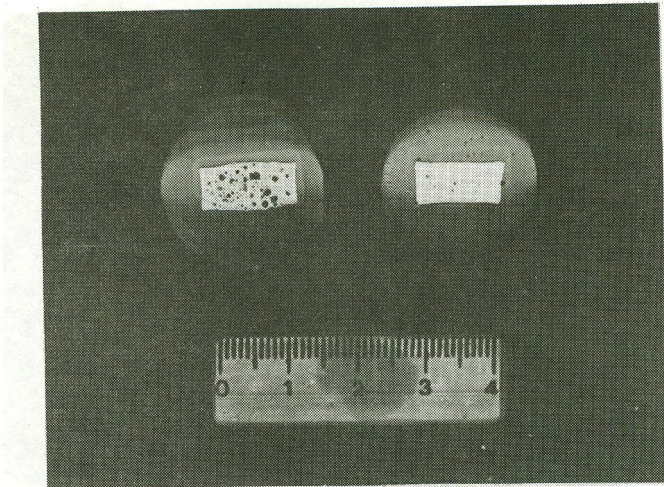
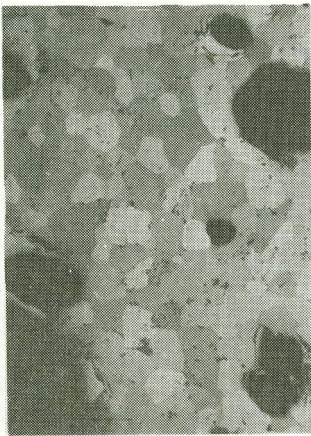


Figura 6 - a) Macrografia de pastilhas sinterizadas do grupo A1 (esquerda) e A2 (direita);
b) Micrografia da pastilha do grupo A1;
c) Micrografia da pastilha do grupo A2.



(a)



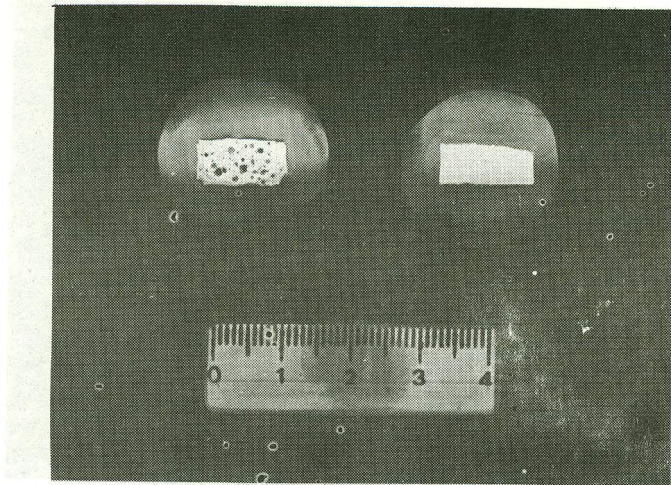
(b)



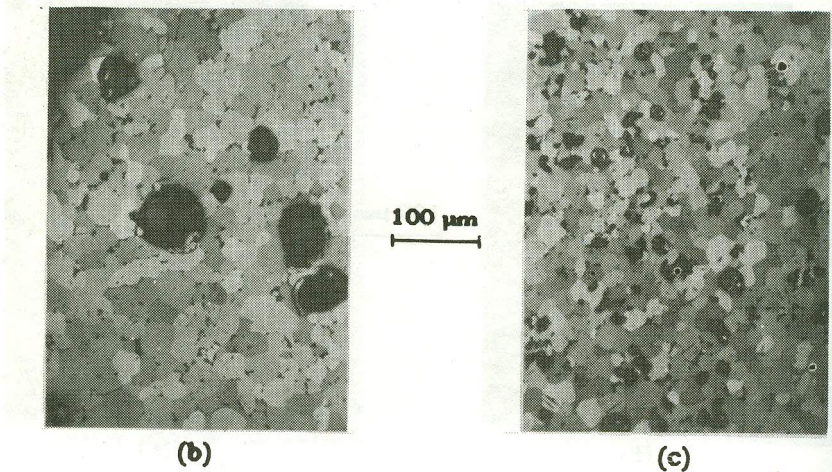
(c)

100 μm

Figura 7 - a) Macrografia de pastilhas sinterizadas do grupo B1 (esquerda) e B3 (direita);
b) Micrografia da pastilha do grupo B1;
c) Micrografia da pastilha do grupo B3.



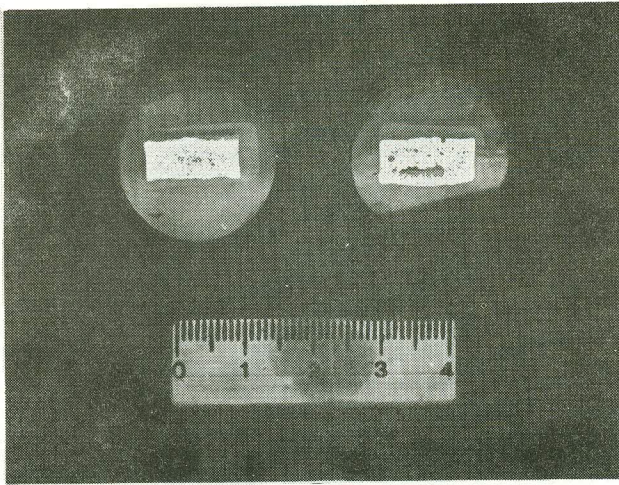
(a)



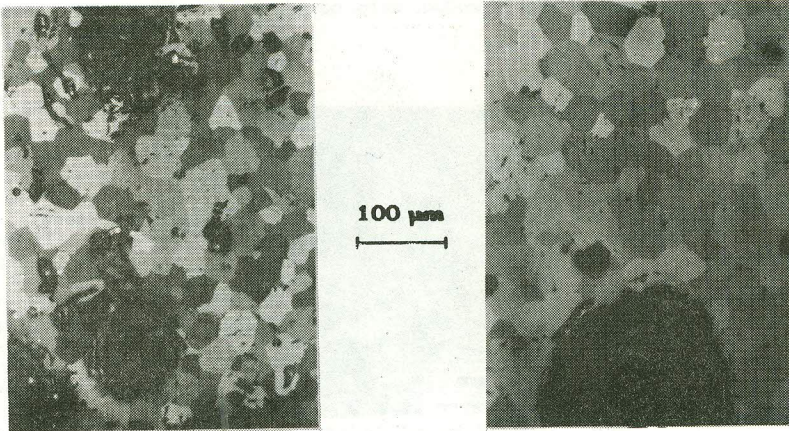
(b)

(c)

Figura 8 - a) Macrografia de pastilhas sinterizadas do grupo C1 (esquerda) e C3 (direita);
b) Micrografia da pastilha do grupo C1;
c) Micrografia da pastilha do grupo C3.



(a)



(b)

(c)

Figura 9 - a) Macrografia de pastilhas sinterizadas do grupo C4 (esquerda) e C5 (direita);
b) Micrografia da pastilha do grupo C4;
c) Micrografia da pastilha do grupo C5.

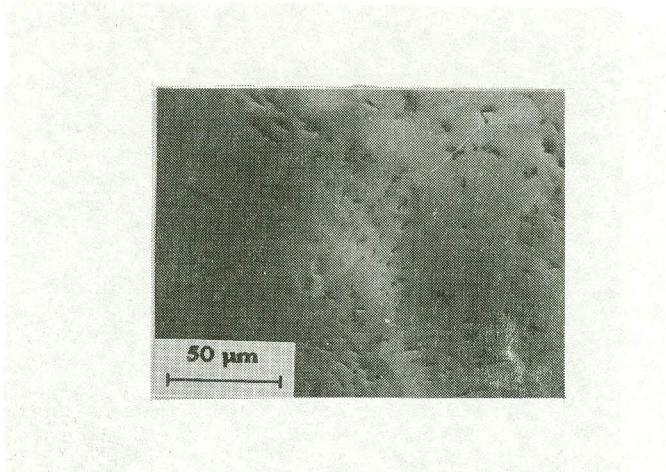


Figura 10 - "Estrias" observadas em pastilhas do grupo C5.

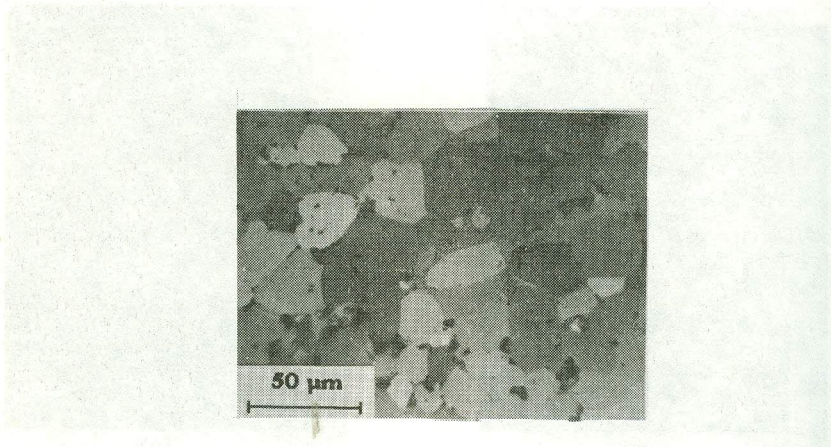


Figura 11 - Fase eutética (centro) em contorno de grão (C3).